

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.412:537.622.4

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕРСПЕКТИВНОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ НЕФТЕГАЗОПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

© 2021 г. Е. А. Путилова<sup>а, \*</sup>, С. М. Задворкин<sup>а</sup>, И. Н. Веселов<sup>б</sup>, И. Ю. Пышминцев<sup>б</sup>

<sup>а</sup>ИМАШ УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

<sup>б</sup>АО «РусНИТИ», ул. Новороссийская, 30, Челябинск, 454139 Россия

\*e-mail: tuevaevgenya@mail.ru

Поступила в редакцию 23.03.2021 г.

После доработки 28.04.2021 г.

Принята к публикации 12.05.2021 г.

Представлены результаты исследования структуры, механических и магнитных свойств перспективной высокопрочной экономно-легированной стали для нефтегазопромысловых труб, к которым предъявляются требования повышенной прочности и стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением одновременно. Проведено также исследование влияния уровня приложенных нормальных напряжений на магнитные характеристики исследуемой стали. Установлены параметры, которые в дальнейшем могут быть использованы при разработке методик неразрушающей диагностики текущего состояния деталей и элементов конструкций из подобных материалов в процессе эксплуатации.

**Ключевые слова:** трубы нефтегазового сортамента, структура стали, механические свойства, коррозионная стойкость

**DOI:** 10.31857/S0015323021090114

#### ВВЕДЕНИЕ

К сталям для изготовления нефтегазопромысловых труб, эксплуатируемых на месторождениях с большой глубиной залегания углеводородов и наличием агрессивных примесей, таких как сероводород и диоксид углерода, предъявляют требования все более высокой прочности в сочетании со стойкостью к воздействию агрессивных сред [1–8]. Таким образом, используемые при производстве трубные стали должны обладать достаточно высокой стойкостью к сульфидному растрескиванию под напряжением (СРН) и водородному охрупчиванию [2, 3, 9–13]. СРН представляет собой вид разрушения металла при воздействии растягивающих напряжений, усугубляемое водородным охрупчиванием [14].

Формирование дислокационной структуры в стальных изделиях при горячей деформации и последующих операциях термической обработки, что входит в технологический цикл изготовления нефтегазопромысловых труб, способствует повышению их прочностных характеристик. Хорошо известно [1–3, 15], что дислокации являются достаточно сильными “ловушками” для водорода. Скорость перемещения атомов водорода в решет-

ке металла, связанная с движением дислокаций, на несколько порядков превосходит скорости, связанные с решеточной диффузией [16, 17]. Таким образом, чем выше плотность дислокаций в материале, тем он более склонен к разрушению по механизму коррозионного растрескивания. Поэтому необходимость более тщательного подбора режимов термической обработки сталей, применяемых для изготовления деталей и элементов конструкций, к которым предъявляются требования по одновременному обеспечению прочности и коррозионной стойкости, с целью замены дислокационного механизма упрочнения является весьма актуальной задачей.

Достижения в области металлургии стали и технологий ее обработки обеспечили определенный прогресс в создании материалов для производства высокопрочных труб нефтегазового сортамента (предел текучести не менее 760 МПа), обладающих повышенной стойкостью против СРН [7–11]. Для данного вида трубной продукции традиционно применяют стали, разработанные на базе известных композиций машиностроительных сталей типа AISI 4130 (0.3 мас. % С, 1.0 мас. % Cr, 0.2 мас. % Mo). Накопленный опыт позволил

сформировать принципы выбора химического состава и режимов термической обработки для изготовления труб различных групп прочности (с пределом текучести от 620 до 760 МПа) с целью получения мелкозернистой однородной структуры с равномерно распределенными карбидами и, по возможности, низкой плотностью дислокаций [2, 9–11]. Установлено [3], что с точки зрения стойкости к СРН дисперсионное упрочнение предпочтительнее дислокационного, поскольку, как указывалось выше, дислокации имеют повышенную способность улавливать и удерживать водород.

Признанным путем создания такой структуры является закалка на мартенсит и последующий длительный высокотемпературный отпуск. Как показывает опыт, в этом случае в сталях с высоким содержанием молибдена (до 0.8 мас. %) и микролегированных сильными карбидообразующими элементами – ванадием и ниобием, которые имеют низкую диффузионную подвижность вплоть до температур 670–700°C, формируются специальные карбиды, а достижение требуемого уровня прочности обусловлено их дисперсностью при сравнительно низкой плотности дислокаций в структуре отпущенной стали. Создание и применение труб из таких сталей позволит при одной и той же длине уменьшить вес обсадной колонны, повысить сопротивление давлению горных пород при меньшей толщине стенок труб, уменьшить металлоемкость и увеличить эксплуатационную надежность всей конструкции.

В данной работе приведены результаты комплексного исследования структуры, механических и магнитных свойств разработанной в АО “РусНИТИ” малоуглеродистой низколегированной хромомолибденовой стали, предназначенной для изготовления высокопрочных труб нефтегазового сортамента, эксплуатирующихся в “кислых” средах. Также проводили определение магнитных характеристик образцов *in-situ* при упруго-пластической деформации одноосным растяжением с целью определения информативных параметров, которые могли быть использованы в дальнейшем при разработке методик неразрушающей диагностики текущего состояния деталей и элементов конструкций из исследуемой стали в процессе эксплуатации.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА

Образцы для проведения исследований были отобраны от бесшовной трубы из опытной промышленной партии диаметром 240 мм и толщиной стенки 11 мм группы прочности С110 в соответствии с [18] (предел текучести от 758 до 828 МПа, временное сопротивление не менее 793 МПа), изготовленной из разработанной при участии специалистов АО “РусНИТИ” экономно-легированной Cr–Mo-стали с добавками V и Nb. Трубу после

прокатки подвергали закалке от 935°C в воду и длительному (несколько часов) высокотемпературному отпуску. Выбор конкретной температуры отпуска в интервале 670–700°C обусловлен толщиной стенки и диаметром обрабатываемой трубы. Температура отпуска исследуемой трубы составила 700°C. Заготовки для изготовления образцов вырезали из трубы с помощью гидроабразивной резки.

Механические свойства (предел текучести  $\sigma_T$ , временное сопротивление  $\sigma_B$ , относительное удлинение  $\delta$  и относительное сужение  $\psi$ ) исследуемого материала определяли по ГОСТ 1497–84 путем проведения испытаний на одноосное растяжение продольных образцов на испытательной машине Tinius Olsen SL-60 при комнатной температуре. Величину удлинения образцов при растяжении определяли бесконтактно при помощи видеоэкстензометра La Vision. Значения твердости *HV*0.05 определяли на микротвердомере Shimadzu при нагрузке на индентор 0.49 Н.

Микроструктуру стали исследовали, используя методики оптической и электронной микроскопии, а также методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD-анализ). Для выполнения этих задач использовали оптический микроскоп NEOPHOT-21, растровый электронный микроскоп Tescan, оснащенный системой дифракционного (EBSD) анализа Advanced AZtecHKL. Тонкую структуру стали изучали методом тонких фольг на просвет с использованием просвечивающего электронного микроскопа ПЭМ-100 при ускоряющем напряжении 100 кВ. С целью интерпретации деталей микроструктуры с выбранных локальных участков объектов снимали картины микродифракции. Металлографические исследования проводили на поперечных и продольных шлифах, подготовленных путем полирования на алмазных пастах разной степени дисперсности. Травление образцов для оптических исследований проводили в 4%-ном спиртовом растворе  $HNO_3$ . Для проведения EBSD-анализа заключительное полирование проводили с применением коллоидной кремниевой суспензии. Фрактографические исследования образцов после разрушения осуществляли при помощи растрового электронного микроскопа.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре SHIMADZU XRD 7000 с использованием  $K\alpha$ -излучения хромового анода.

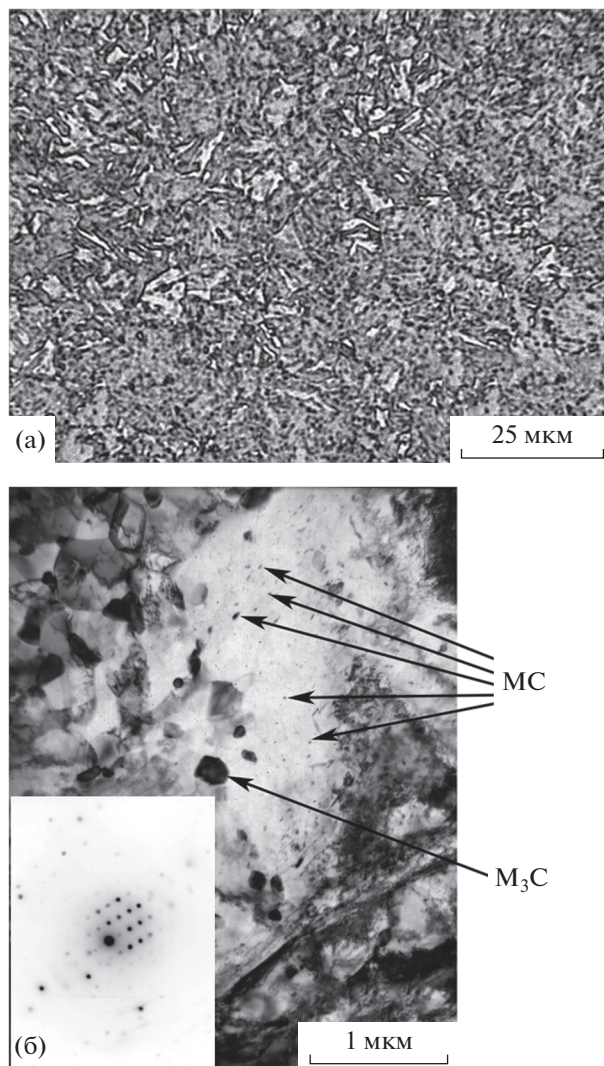
Стойкость к СРН оценивали в соответствии со стандартом NACE TM0177 [19], по методу А, суть которого заключается в одновременном воздействии на образец растягивающей нагрузки и агрессивной среды, содержащей сероводород. В качестве испытательной среды был использован раствор А по стандарту NACE TM0177 [19]: 50 мас. % NaCl + 0.5 мас. %  $CH_3COOH$  в ди-

стиллированной воде, насыщенный  $H_2S$  (значение pH раствора составляло 2.6–2.8). Одноосная растягивающая нагрузка для образцов с диаметром рабочей части 6.35 мм составляла 2080 кг/мм<sup>2</sup>, что соответствует 644.3 МПа, т.е. 85% от минимального нормативного предела текучести, что соответствует требованиям ГОСТ 31446–2017 [18] для продукции группы прочности С110. В соответствии со стандартом на проведение испытаний, образцы должны выдерживать в нагруженном состоянии без разрушения базовое время, составляющее 720 ч.

Испытания на одноосное растяжение образцов с одновременной регистрацией магнитных характеристик проводили при комнатной температуре на испытательной машине Tinius Olsen SL-60 с максимальным усилием 50 кН. Магнитное поле напряженностью  $H$  до 550 А/см прикладывали вдоль направления приложения растягивающей нагрузки. Величину  $H$  измеряли с помощью С-образного магнитного потенциалметра. По петлям магнитного гистерезиса определяли значения коэрцитивной силы  $H_c$ , остаточной индукции  $B_r$  и намагниченности в максимальном приложенном поле  $M_{\text{макс}}$ . Погрешность измерения поля и индукции не превышала 3%. Из основной кривой намагничивания определяли максимальную магнитную проницаемость  $\mu_{\text{макс}}$ . Перед началом каждого измерения магнитных свойств и по его окончании образец размагничивали.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведена микроструктура малоуглеродистой низколегированной хромомолибденовой стали, подвергнутой закалке с последующим длительным высокотемпературным отпуском (образец, вырезанный из обсадной трубы группы прочности С110). Структура представляет собой мелкодисперсный сорбит (рис. 1а) с размером зерен около 5–10 мкм. В результате операции длительного высокотемпературного отпуска удалось получить структуру стали с пониженной плотностью дислокаций. Причем по результатам ПЭМ оценить плотность дислокаций не представляется возможным. Однако было проведено дополнительное исследование при помощи рентгеноструктурного анализа и определены области когерентного рассеяния (ОКР) в стали. Размер ОКР составляет около 2 мкм (в поперечном направлении размер ОКР – 1900 нм, и в продольном – 2200 нм). Размер ОКР указывает на размер кристаллита свободного от дефектов, в том числе дислокаций [20]. Поскольку размер зерна исследованной стали 5–10 мкм, то ОКР составляет значительную часть (от 20 до 40%) одного зерна, что позволяет говорить о низкой плотности дислокаций в стали.



**Рис. 1.** Микроструктура малоуглеродистой низколегированной хромомолибденовой стали после окончательной термической обработки в поперечном направлении: а – оптическая металлография, б – ПЭМ.

Частицы карбидной фазы преимущественно глобулярной формы равномерно распределены. Съемка в режиме микродифракции и последующая обработка результатов позволили расшифровать тип решетки карбидов (рис. 1б). Установлено, что сравнительно крупные карбиды округлой формы (размер частиц не превышает 300 нм) – это карбиды цементитного типа  $M_3C$ , в которые, наряду с железом, входят хром и молибден.

Ввиду того, что в разработанном химическом составе стали присутствует сильный карбидообразующий элемент ванадий, он совместно с молибденом образует карбиды типа MC. Частицы карбидной фазы этого типа обладают исключительно мелкими размерами (около 50 нм) и равномерно распределены по телу зерна (рис. 1б). Карбиды данного типа обеспечивают дисперси-



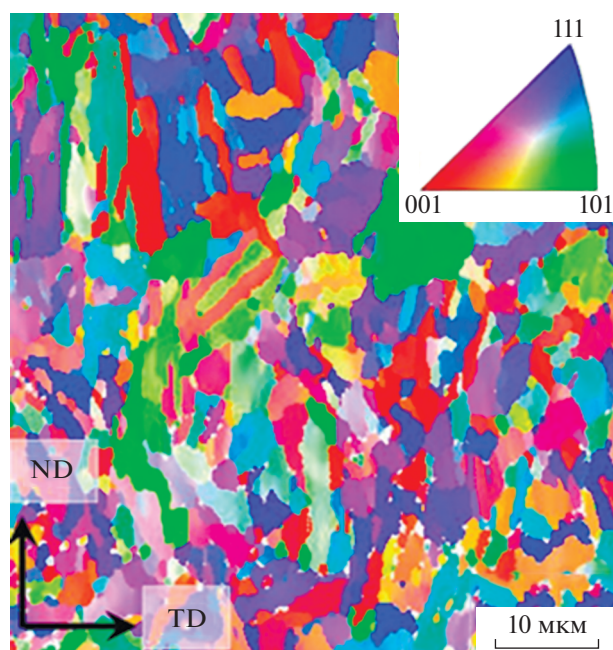


Рис. 2. EBSD-карта разориентировок зерен исследованной стали в направлении поперечного прокатки.

онное упрочнение стали, что позволило повысить температуру отпуска на завершающем этапе термической обработки и, в свою очередь, привело к снижению плотности дислокаций. Что касается карбидов типа  $M_{23}C_6$ , которые оказывают крайне отрицательное влияние на сопротивление стали сульфидному растрескиванию, их в микроструктуре исследуемой стали обнаружено не было.

Легирование Nb, V и Mo и образование дисперсных карбидов этих элементов позволяет увеличить температуру отпуска, и при этом размер частиц с ростом температуры не увеличивается вследствие низкой диффузионной подвижности этих элементов. Таким образом, образующаяся при такой термической обработке структура с мелкодисперсными карбидами ванадия и ниобия способствует как эффективному упрочнению по дисперсионному механизму, так и повышению стойкости к СРН [1, 2, 9] ввиду пониженной плотности дислокаций.

Основное преимущество этой стали перед похожими аналогами заключается в том, что удалось решить достаточно сложную и нетривиальную задачу, связанную с соблюдением эксплуатационных требований: эти стали должны обеспечивать именно одновременное выполнение условий высокого уровня прочности и стойкости к СРН. Для большинства трубных сталей, широко применяемых в современной промышленности, основным процессом упрочнения является дислокационный механизм. Однако высокая плотность дислокаций значительным образом сказывается на сни-

жении стойкости к СРН. В исследованной в этой статье стали механизм упрочнения удалось заметить на дисперсионный именно за счет правильно подобранного легирования и режимов термической обработки.

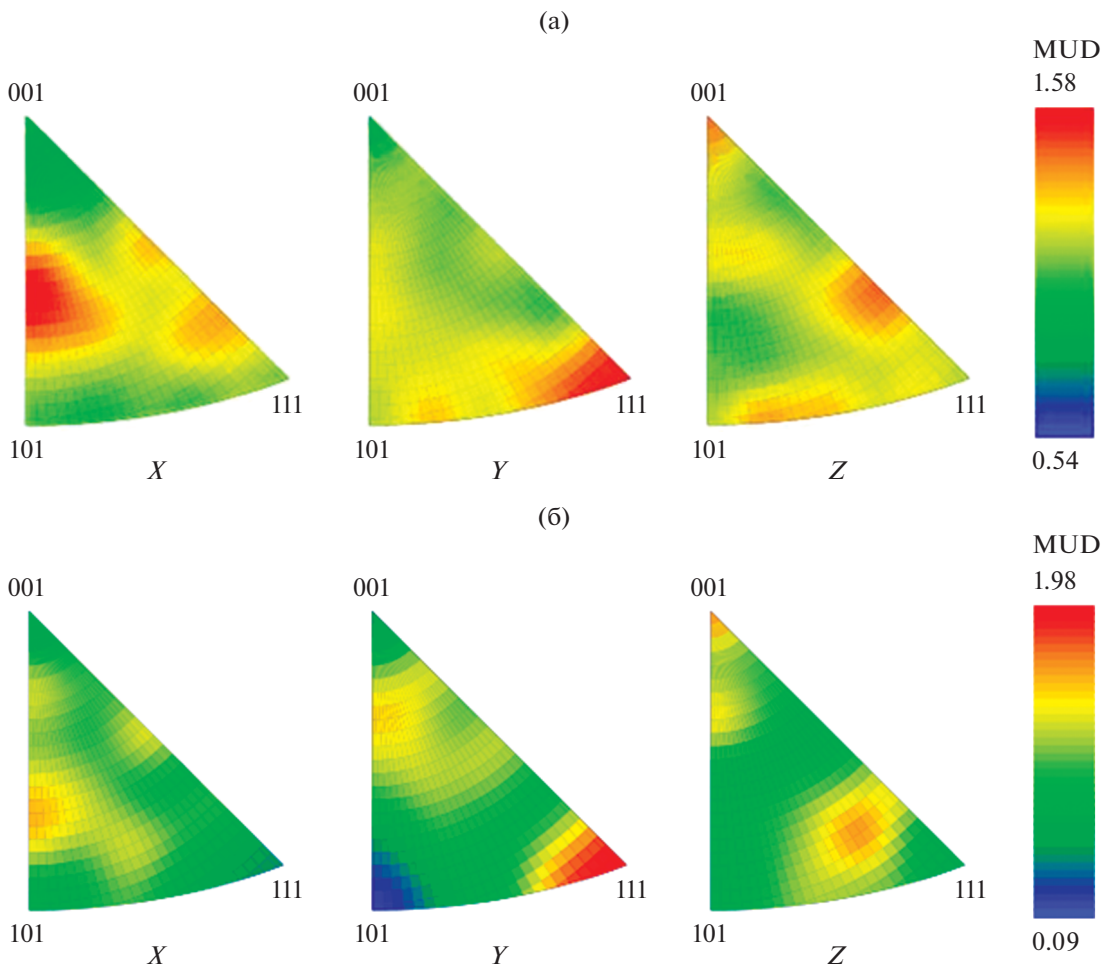
По результатам проведенного EBSD-анализа шлифов, подготовленных как в поперечном, так и в продольном направлении, построены карты разориентировок зерен исследованной стали (на рис. 2 приведены результаты для поперечного направления). Следует отметить, что на шлифе в продольном направлении наблюдается схожая картина. EBSD-карта разориентировок не показывает наличие ярко выраженной текстуры в исследуемой стали.

Приведенные обратные полюсные фигуры (рис. 3) указывают на наличие слабо выраженной преимущественной ориентации осей  $\langle 111 \rangle$  в радиальном направлении. Этот факт может служить косвенным признаком того, что в радиальном направлении прочность на сжатие будет выше, чем в осевом и тангенциальном направлениях, поскольку, именно вдоль этих кристаллографических осей  $\langle 111 \rangle$  железо и сплавы на его основе имеют максимальную прочность [21]. Таким образом, сформированная в исследованной обсадной трубе “острота” кристаллографической текстуры может способствовать увеличению прочности в радиальном направлении, а значит и повышению стойкости к смятию внешним давлением.

На рис. 4 представлена диаграмма “напряжение–деформация”. На диаграмме выявляются зуб и площадка текучести, характерные для малоуглеродистых сталей. В ходе проведения испытаний на одноосное растяжение были определены механические характеристики исследованной стали. Уровень механических характеристик ( $\sigma_T = 805$  МПа,  $\sigma_B = 840$  МПа,  $\delta = 13.6\%$ ,  $\psi = 41\%$ ) соответствует требованиям, предъявляемым к сталям группы прочности С110. Значение твердости по Виккерсу составляет 300 HV0.05.

Результаты фрактографического анализа поверхности разрушения образца исследуемой стали после испытания на одноосное растяжение приведены на рис. 5. Характер разрушения сердцевинной образцы вязкий мелко-ямочный, что характерно для мелкозернистой структуры. Между сердцевинной и зоной долома находится переходная зона, в которой при большом увеличении видны вторичные трещины длиной в среднем около 20 мкм.

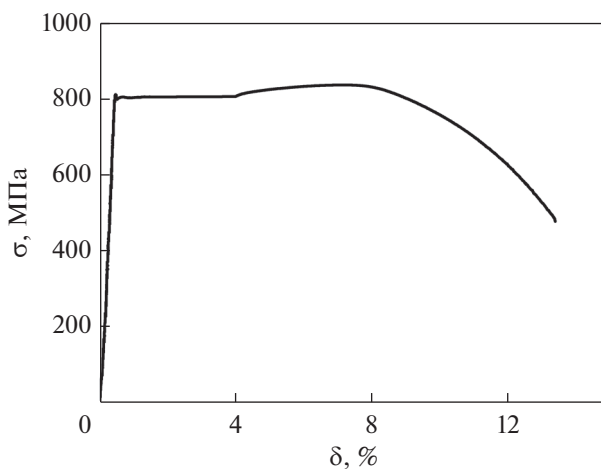
Результаты испытаний, проведенных по стандарту NACE TM0177, показали, что образцы, отобранные от промышленной партии обсадных труб группы прочности С110, изготовленной из опытной низколегированной хромомолибденовой стали, обладают требуемой стойкостью к СРН и выдерживают базовое время испытаний (720 ч) без разрушения.



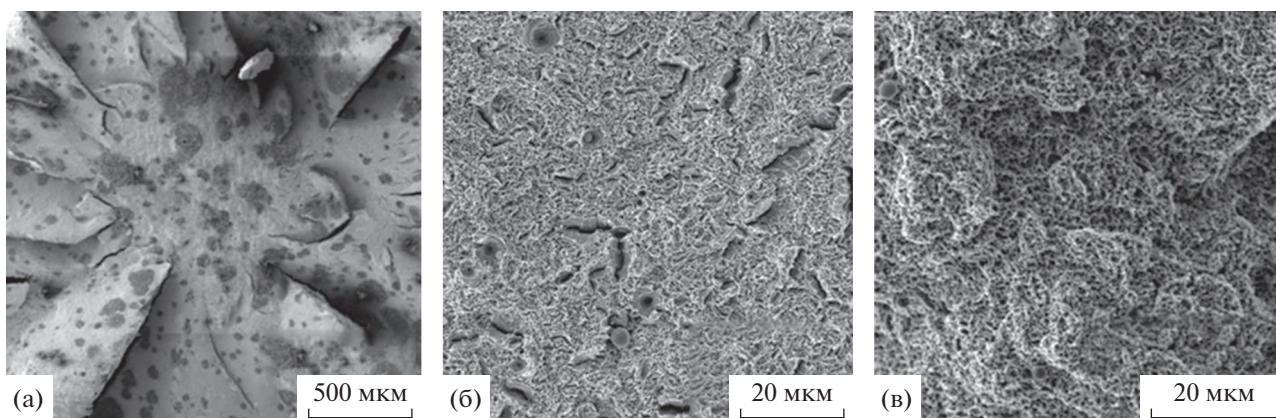
**Рис. 3.** Карты обратных полюсных фигур исследованной стали, полученные со шлифов в поперечном (а) и продольном (б) относительно оси трубы направлениях. (а) Направление  $X$  соответствует оси трубы,  $Y$  – радиальному направлению, направление  $Z$  – тангенциальному направлению; (б) направление  $X$  соответствует тангенциальному направлению,  $Y$  – радиальному направлению, направление  $Z$  – оси трубы.

Одной из задач, которая возникает при эксплуатации изделий, предназначенных для работы под высокой нагрузкой и в агрессивных средах, является диагностика их текущего состояния с целью оценки остаточного ресурса и надежности конструкции в целом. Результаты некоторых исследований [22–28] показали перспективность использования в качестве информативных параметров для такой диагностики магнитных характеристик стали. В связи с этим весьма актуальной оказывается задача оценки возможностей использования неразрушающих методов магнитного контроля и определения информативных параметров для сталей, используемых при производстве высокопрочных нарезных труб нефтегазового сортамента.

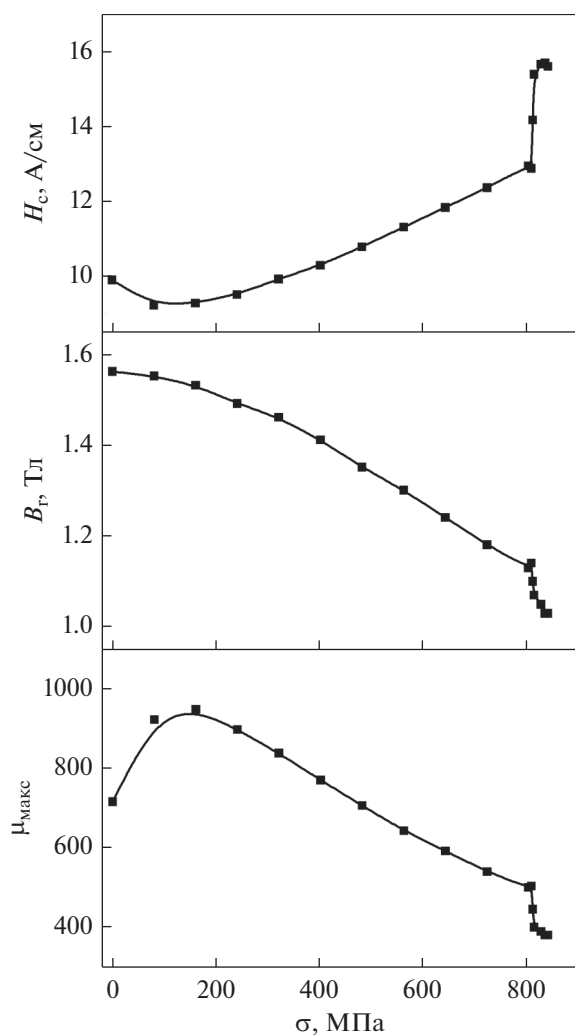
На рис. 6 представлены зависимости коэрцитивной силы, остаточной индукции и максимальной магнитной проницаемости от приложенных напряжений одноосного растяжения. На зависи-



**Рис. 4.** Диаграмма “напряжение–деформация” исследованной стали, термообработанной на группу прочности С110.



**Рис. 5.** Фрактограммы поверхности излома образца после испытания на одноосное растяжение: (а) общий вид, увеличение 100; (б) переходная зона, увеличение 2000; (в) центральная часть образца, увеличение 3000.



**Рис. 6.** Зависимости магнитных характеристик (коэрцитивной силы  $H_c$ , остаточной индукции  $B_r$  и максимальной магнитной проницаемости  $\mu_{\max}$ ) от приложенных нормальных напряжений.

мостях  $H_c(\sigma)$  и  $\mu_{\max}(\sigma)$  исследованной стали наблюдаются экстремумы в районе  $\sigma \cong 120\text{--}130$  МПа. Возникновение этих экстремумов объясняется формированием магнитной анизотропии [29, 30] и совокупным действием ряда факторов, которые подробно изложены в [31–35]. Остаточная индукция, в отличие от коэрцитивной силы и максимальной магнитной проницаемости, монотонно изменяется во всем интервале приложенных напряжений. Это делает ее более предпочтительным информативным параметром для разработки методик контроля изменений напряженного состояния изделий из сталей при реализации дисперсионного механизма упрочнения. Из рис. 6 также хорошо видно, что при переходе из упругой области деформирования в область развитой пластической деформации магнитные характеристики изменяются скачкообразно. Этот факт может быть использован для диагностики перехода материала из упругой области деформирования в область развитой пластической деформации.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Микроструктура малоуглеродистой низколегированной хромомолибденовой стали, разработанной специалистами АО «РусНИТИ», после завершающей термической обработки (закалка с последующим длительным высокотемпературным отпуском) представляет собой мелкодисперсный сорбит с размером зерен 5–10 мкм и упрочняющими частицами карбидных фаз преимущественно глобулярной формы, равномерно распределенными в структуре металла, а также с пониженной плотностью дислокаций. Таким образом, удалось сменить широкораспространенный для трубных сталей дислокационный механизм упрочнения на дисперсионный. Подобная структура позволяет обеспечить в стали сочетание одновременно высоких прочностных характеристик и хорошего со-



противления сульфидному растрескиванию под напряжением.

Уровень механических характеристик исследованной стали ( $\sigma_T = 805$  МПа,  $\sigma_B = 840$  МПа,  $\delta = 13.6\%$ ,  $\psi = 41\%$ ) соответствует требованиям, предъявляемым к трубным сталям группы прочности C110.

Результаты испытаний на стойкость к СРН, проведенных по стандарту NACE TM0177, показали, что образцы, отобранные от промышленной партии обсадных труб группы прочности C110, изготовленной из опытной низколегированной хромомолибденовой стали, обладают требуемым, согласно стандарту на данный тип трубной продукции ГОСТ 31446–2017 (ISO 11960:2014), уровнем стойкости к СРН.

Фрактографическое исследование поверхностей излома после испытаний на одноосное растяжение выявило вязкий мелко-ямочный характер излома, что соответствует мелкозернистой структуре.

Исследованы зависимости коэрцитивной силы, остаточной индукции и максимальной магнитной проницаемости от приложенных напряжений одноосного растяжения. Остаточная индукция в отличие от коэрцитивной силы и максимальной магнитной проницаемости изменяется монотонно во всем интервале приложенных напряжений, что делает ее наиболее предпочтительным информативным параметром для разработки методик и приборов по оценке изменений напряженно-деформированного состояния изделий из стали, в которой реализуется дисперсионный механизм упрочнения, в том числе и для труб группы прочности C110. Коэрцитивная сила, остаточная индукция и максимальная магнитная проницаемость могут также быть использованы для определения перехода материала в стадию развитой пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке РНФ проект № 20-79-00045. Использовано оборудование ЦКП “Пластометрия”.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пышминцев И.Ю., Веселов И.Н., Ерехинский Б.А., Чернухин В.И., Ширяев А.Г. Новые разработки высокопрочных коррозионностойких труб для сред, содержащих сероводород // Трубопроводный транспорт: теория и практика. 2016. № 5(57). P. 26–31.
2. Omura T., Numata M., Ueda M. Super-high strength low-alloy steel OCTG with improved sour resistance // Ferrum Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan. 2009. V. 14. № 9. P. 575–579.
3. Fujii Y. OCTG pipes with high corrosion resistance, providing development of natural gas wells // Ferrum Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan. 2009. V. 14. № 9. P. 568–572.
4. Wang Haige, Ge Yunhua, Shi Lin. Technologies in deep and ultra-deep well drilling: Present status, challenges and future trend in the 13th Five-Year Plan period (2016–2020) // Natural Gas Industry B. 2017. V. 4. № 5. P. 319–326.
5. Liu M., Yang C.D. etc. Effect of microstructure and crystallography on sulfide stress cracking in API-5CT-C110 casing steel // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 671. P. 244–253.
6. Enyinnaya Ohaeri, Joseph Omale, K. M. Mostafijur Rahman, Jerzy Szpunar. Effect of post-processing annealing treatments on microstructure development and hydrogen embrittlement in API 5L X70 pipeline steel // Mater. Characteriz. 2020. V. 161. P. 110–124.
7. Пышминцев И.Ю., Веселов И.Н., Ширяев А.Г., Ерехинский Б.А., Чернухин В.И., Арабей А.Б. Разработка коррозионно-стойких труб для сред, содержащих сероводород // Территория Нефтегаз. 2016. № 7–8. P. 62–71.
8. Эфрон Л.И. Металловедение в “большой” металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
9. Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Yu., Farber V.M. Strengthening pipe steel // Steel in Translation. 2005. V. 35. № 7. P. 47–56.
10. Ramirez E., Gonzalez-Rodriguez J.G., Torres-Islas A., Serna S., Campillo B., Dominguez-Patiño G., Juárez-Islas J.A. Effect of microstructure on the sulphide stress cracking susceptibility of a high strength pipeline steel // Corrosion Sci. 2008. V. 50. № 12. P. 3534–3541.
11. Dezhi Zeng, Rui Chen, Zhi Zhang, Liyun Shao, Guoping Li, Gang Tian, Taihe Shi. Research on Stress Corrosion Sensitivity of C110 Casing in Wellbore Protection Fluid // Energy Procedia. 2012. V. 16. Part B. P. 816–821.
12. Christophe Mendibide, Thomas Sourmail. Composition optimization of high-strength steels for sulfide stress cracking resistance improvement // Corrosion Sci. 2009. V. 51. № 12. P. 2878–2884.
13. Xishui Guo, Taihe Shi, Zhi Zhang, Biao Ma. Stress corrosion cracking behavior of high strength casing steel in working fluids // J. Natural Gas Sci. and Eng. 2016. V. 29. P. 134–140.
14. ANCI/NACE TM0175/ISO15156-1 Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production. Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials.: NACE International, 2009.
15. Zhang Z.H., Liu M., Liu Y.H., Luo M., Zhang C.X., Wang C.H., Cao G.H. A systematical analysis with respect to multiple hydrogen traps influencing sulfide stress cracking behavior of API-5CT-C110 casing steel // Mater. Sci. Eng.: A. 2018. V. 721. P. 81–88.
16. Pressouyre G.M., Bernsheim I.M. Quantative analysis of hydrogen trapping // Metal/ Trans. 1978. V. 9A. P. 1571–1580.
17. Hirth J.P. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel // Metal. Trans. 1980. V. 11A. P. 861–890.
18. GOST 31446-2017 (ISO 11960:2014) Steel casing and tubing pipes for the oil and gas industry. General technical conditions, Standartinform, Moscow, 2017.
19. ANCI/NACE TM0177 Standard Test Method. Laboratory tests of metals for resistance to sulfide stress crack-

- ing and stress corrosion cracking in H2S containing media-2016, NACE International, 2016.
20. *Русаков А.А.* Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
  21. *Анастасиади Г.П., Сильников М.В.* Неоднородность и работоспособность стали. СПб.: ООО Изд-во "Полигон", 2002. 624 с.
  22. *Gorkunov E.S., Putilova E.A., Zadvorkin S.M., Markarov A.V., Pecherkina N.L., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Fomina O.V.* Behavior of Magnetic Characteristics in Promising Nitrogen-Containing Steels upon Elastoplastic Deformation // *Phys. Met. Metal.* 2015. V. 116. № 8. P. 838–849.
  23. *Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Putilova E.A., Savrai R.A.* Effect of the structure and stress state on the magnetic properties of metal in different zones of welded pipes of large diameter // *Phys. Met. Metal.* 2014. V. 115. № 10. P. 949–956.
  24. *Miroshnichenko B.I.* The role of a stressed state in the formation of stress-corrosion flaws in pipelines // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2008. V. 44. № 6. P. 403–408.
  25. *Roskosz M., Fryczowski K.* Magnetic methods of characterization of active stresses in steel elements. // *J. Magn. Magn. Mater.* 2020. V. 499. P. 166–272.
  26. *Chen H.-E., Xie S., Chen Z., Takagi T., Uchimoto T., Yoshihara K.* Quantitative nondestructive evaluation of plastic deformation in carbon steel based on electromagnetic methods // *Mater. Trans.* 2014. V. 55. № 12. P. 1806–1815.
  27. *Nichipuruk A.P., Stashkov A.N., Kostin V.N., Korkh M.K.* Possibilities of Magnetic Inspection of Plastic Deformations Preceding Failures of Low-Carbon Steels Constructions // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2009. V. 45. № 9. P. 616–622.
  28. *Gorkunov E.S., Povolotskaya A.M., Zadvorkin S.M., Putilova E.A.* Comparative Analysis of the Magnetic Characteristics of Plastically Deformed Metal in Different Zones of a Welded Pipe under Elastic Deformation // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2017. V. 53. № 9. P. 636–643.
  29. *Vonsovsky S.V., Schur Ya.S.* Ferromagnetizm. OGIZ, 1948. 816 p.
  30. *Bozorth R.M.* Ferromagnetism. Van Nostrand, N.Y., 1951.
  31. *Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Putilova E.A.* Magnetic estimation of stresses applied to a two-layer steel St3-steel 08Cr<sub>18</sub>Ni<sub>10</sub>Ti composite material during elastoplastic deformation by uniaxial tension // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* 2012. V. 48. № 8. P. 495–504.
  32. *Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Kokovikhin E.A., Tueva E.A., Subachev Yu.V., Goruleva L.S., Podkopytova A.V.* The effects of deformations by rolling and uniaxial tension on the structure and the magnetic and mechanical properties of Armco iron, steel 12Cr<sub>18</sub>Ni<sub>10</sub>Ti, and a Steel 12Cr<sub>18</sub>Ni<sub>10</sub>Ti-Armco Iron-Steel 12Cr<sub>18</sub>Ni<sub>10</sub>Ti composite material // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2011. V. 47. № 6. P. 369–380.
  33. *Gorkunov E.S., Subachev Y.V., Povolotskaya A.M., Zadvorkin S.M.* The influence of an elastic uniaxial deformation of a medium-carbon steel on its magnetostriction in the longitudinal and transverse directions // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2013. V. 49. № 10. P. 584–594.
  34. *Gorkunov E.S., Subachev Yu.V., Povolotskaya A.M., Zadvorkin S.M.* The Influence of a Preliminary Plastic Deformation on the Behavior of the Magnetic Characteristics of High Strength Controllably Rolled Pipe Steel under an Elastic Uniaxial Tension (Compression) // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2015. V. 51. № 9. P. 563–572.
  35. *Gorkunov E.S., Povolotskaya A.M., Zadvorkin S.M., Putilova E.A.* Comparative Analysis of the Magnetic Characteristics of Plastically Deformed Metal in Different Zones of a Welded Pipe under Elastic Deformation // *Russian J. Nondestructive Testing.* 2017. V. 53. № 9. P. 636–643.