

СОПОСТАВЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЗАКАЛЕННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С ОСТАТОЧНЫМИ МАКРО- И МИКРОНАПРЯЖЕНИЯМИ, ОПРЕДЕЛЕННЫМИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

© 2019 г. Э.С. Горкунов^{1,*}, С.М. Задворкин^{1,**}, Л.С. Горюлева^{1,***}

¹Институт Машиностроения УрО РАН, Россия 620049 Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34
E-mail: *ges@imach.uran.ru; **zadvorkin@imach.uran.ru; ***sherlarisa@yandex.ru

Поступила в редакцию 18.12.2018 г.; после доработки 15.03.2019;
принята к публикации 22.03.2019

Методами рентгеноструктурного анализа определены остаточные микро- и макронапряжения в закаленных и отпущенных с разных температур трубных сталях марок 22ХГ2А, 30ХМА, 32Г2. Показана необходимость определения не только остаточных макронапряжений, как это предписывается существующими нормативными документами, но и микронапряжений, которые характеризуют экстремальные значения остаточных напряжений. Изучена возможность использования магнитных параметров в целях оценки остаточных микро- и макронапряжений. Установлено, что коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость и параметры магнитных шумов Баркгаузена могут быть использованы в качестве информативных параметров для оценки микронапряжений.

Ключевые слова: неразрушающий метод, остаточные напряжения, магнитные параметры, трубные стали.

DOI: 10.1134/S0130308219050038

ВВЕДЕНИЕ

Неразрушающие методы активно применяются для контроля и диагностики состояния стальных конструкций [1]. Особым аспектом такого контроля является определение параметров напряженно-деформированного состояния этих конструкций, в том числе и остаточных напряжений. Важность оценки уровня остаточных напряжений обусловлена тем, что они могут достигать величин, сравнимых с пределом текучести, и привести к образованию трещин, короблению и в конечном итоге к разрушению изделия [2—5]. В частности, величина остаточных напряжений является одним из «сдаточных» параметров для трубной продукции [6]. В связи с этим создание и совершенствование неразрушающих методов оценки остаточных напряжений является важной задачей.

Н.Н. Давиденков предложил следующую классификацию остаточных напряжений, основанную на их влиянии на вид рентгенограмм: макронапряжения, микронапряжения и статические искажения решетки [7]. Макронапряжения (или напряжения I рода) уравниваются в объеме всего изделия и вызывают сдвиг центра тяжести интерференционных линий на рентгенограммах. Микронапряжения (напряжения II рода) уравниваются в объеме зерна (кристаллита), или нескольких блоков (субзерен) и приводят к уширению линий. При наличии статических искажений (напряжений III рода), которые уравниваются в пределах небольших групп атомов, уменьшается интенсивность интерференционных линий и возрастает диффузный фон. При этом Н.Н. Давиденков подчеркивает, что природа всех остаточных напряжений одинаковая и заключается в смещении атомов из идеальных положений в кристаллической решетке [7]. Из определений Н.Н. Давиденкова следует, что макронапряжения характеризуют среднюю величину остаточных напряжений в облучаемом объеме, а микронапряжения — диапазон изменения остаточных напряжений, то есть экстремальные значения остаточных напряжений.

В настоящее время в России стандартизованы ультразвуковые и дифракционные неразрушающие методы определения остаточных напряжений (см., напр., ГОСТ Р 54093—2010, ГОСТ Р 52731—2007). Аналогичные стандарты существуют и в зарубежных странах (ASTM E2860—12, ASTM E915—16, EN 15305, XPA 09-286, SAE standard J784a). Для ультразвуковых методов характерна невысокая чувствительность к параметрам напряженного состояния. Кроме того требуется хороший акустический контакт с контролируемым объектом, то есть нужна специально подготовленная поверхность, что зачастую невозможно обеспечить, например, в производственных условиях. Из дифракционных методов наиболее часто используется рентгеновский метод. Метод рентгеноструктурного анализа (РСА) является прямым методом, который позволяет определить деформацию кристаллической решетки, из которой по закону Гука можно рассчитать остаточные напряжения, но только в тонком поверхностном слое толщиной не более нескольких десятков микрометров. Кроме того, применение рентгеновского метода требует сложного прецизионного оборудования и накладывает ограничения в его использовании в соответствии с нормами радиационной безопасности.

Существующие стандарты регламентируют определение только макронапряжений. В работе [8] на примере закаленных и отпущенных при 250 °С трубных сталей 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2 показано, что величина макронапряжений не всегда адекватно отражает реальное напряженное состояние контролируемого изделия, и оценка остаточных напряжений только по величине макронапряжений представляется недостаточной. Сделан вывод, что для получения более полной информации об остаточных напряжениях следует использовать результаты определения как макронапряжений, так и микронапряжений.

В последнее время развиваются другие неразрушающие методы, основанные на измерении магнитных характеристик контролируемого объекта, таких как коэрцитивная сила, магнитная проницаемость, параметры магнитных шумов Баркгаузена (МШБ) [9—11]. В настоящей работе изучена возможность использования магнитных параметров в целях оценки остаточных макронапряжений и микронапряжений на примере закаленных и отпущенных с разных температур трубных сталей марок 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБРАЗЦЫ

Объектами исследования являлись трубные стали трех марок: 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2. Химический состав сталей, определенный с помощью спектрометра SPECTROMAXx, указан в таблице. Образцы подвергали закалке с температуры 860 °С в воду. В отличие от работы [8], где макро- и микронапряжения изменялись путем варьирования диаметра рентгеновского пучка, в настоящей работе для варьирования остаточных напряжений проводили ступенчатый отпуск в течение 2 часов с охлаждением в печи в диапазоне температур от 100 до 650 °С с шагом 50 °С. Термообработку проводили в защитной атмосфере аргона, что позволило избежать окисления при высокой температуре. В закаленном состоянии и после каждого шага отпуска определяли остаточные макро- и микронапряжения методом рентгеноструктурного анализа и проводили измерения магнитных характеристик образцов. Ступенчатый отпуск образца позволяет избежать влияния различий варьирования химического состава образцов в пределах марки стали.

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей, %

Марка стали	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Mo, %	S, %	P, %	Ni, %	Cu, %
22ХГ2А	0,28	1,35	0,27	0,88	0,08	≤ 0,004	0,013	0,080	0,18
30ХМА	0,30	0,48	0,25	0,93	0,16	≤ 0,004	0,010	0,125	0,22
32Г2	0,32	1,25	0,27	0,13	0,02	≤ 0,004	0,013	0,120	0,20

Рентгеноструктурный анализ образцов проводили с помощью дифрактометра SHIMADZU XRD 7000 с использованием монохроматизированного K_{α} -излучения хромового анода. Дифрактометр был оснащен системой поликапиллярной оптики, позволяющей получить параллельный рентгеновский пучок диаметром 10 мм. Двойной угол дифракции линии (211) α -фазы в хромовом излучении равен примерно 156°. При этом толщина слоя, дающего 90 % интенсивности рентгеновского рефлекса (211), составляет примерно 15 мкм. Для корректного сопоставления результатов определения остаточных напряжений при различных температурах отпуска съемку проводили с одного и того же участка каждого образца.

Макронапряжения определяли стандартизованным методом наклонной съемки (метод « $\sin^2\psi$ ») (ГОСТ Р 54093—2010, EN 15305, ХРА 09-286). Для реализации метода « $\sin^2\psi$ » получали дифрактограммы от исследуемого образца при нескольких значениях угла между брэгговской плоскостью (211) и нормалью к поверхности образца ψ ($\psi = 0^\circ; 15^\circ; 30^\circ; 45^\circ$). Для каждого значения ψ определяли двойной угол дифракции, соответствующий центру тяжести дифракционного максимума (211). Величина макронапряжений вычисляется по формуле [12,13]:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E \cdot \operatorname{ctg} \Theta_0 (2\Theta_0 - 2\Theta_{\psi})}{2(1 + \mu) \cdot \sin^2 \psi}, \quad (1)$$

где μ — коэффициент Пуассона; E — модуль нормальной упругости (модуль Юнга); $2\Theta_0$ — центр тяжести рефлекса (211) при $\psi = 0^\circ$; $2\Theta_{\psi}$ — центр тяжести линии (211) при наклонной съемке ($\psi \neq 0^\circ$). Углы Θ_0 , Θ_{ψ} выражены в радианах. Для сталей $E \approx 222$ ГПа, $\mu \approx 0,28$ [14].

Отметим, что для исследуемых образцов зависимости $2\Theta_\psi$ от $\sin^2\psi$ хорошо описываются линейной функцией. Это свидетельствует о незначительном градиенте напряжений по глубине в поверхностном слое образцов.

Для определения микронапряжений ($\sigma_{\text{микро}}$) анализировали профиль рентгеновского рефлекса (211) при $\psi = 0^\circ$, используя метод моментов Вильсона [12]. Метод моментов основан на анализе симметрии дифракционной линии. Чем больше момент второго порядка, тем больше асимметрия рентгеновского рефлекса и, соответственно, больше величина микронапряжений. Методика расчета заключается в следующих операциях: учет углового фактора интенсивности, учет фона, разделение спектрального дублета и вычисление положения центра тяжести рентгеновского рефлекса. Следующим этапом вводят расстояние x от центра тяжести (для которого $x = 0$) в углах 2Θ , выраженных в радианах. Профиль линии обрезают в равноудаленных от центра тяжести точках x_1 и x_2 и тем самым задают интервал вычисления момента второго порядка $2x_n$. Этот интервал разбивают на $2n$ равных участков и измеряют в произвольных единицах интенсивности I_k , отвечающие каждому k -ому участку. Момент второго порядка вычисляется по формуле:

$$W(x) = \left(\sum_{-n}^n I_k \cdot k^2 \right) / \left(\sum_{-n}^n I_k \right) \cdot (\Delta x)^2, \quad (2)$$

где $\Delta x = 2x_n/2n$ — шаг разбиения интервала $2x_n$, рад.

Вычисления $W(x)$ проводят для ряда уменьшающихся интервалов $2x_n$. Затем строят график зависимости $W(x)$ от $2x_n$. Согласно [12]:

$$W(2\Theta) = m \cdot \lambda \cdot \Delta 2\Theta / (2 \cdot \pi^2 \cdot D^W \cdot \cos \Theta_0) + 4 \cdot \bar{\varepsilon}^2 \cdot \text{tg}^2 \Theta_0. \quad (3)$$

Здесь m — константа, зависящая от формы областей когерентного рассеяния и индексов кристаллографической плоскости (для области когерентного рассеяния сферической формы $m = 1,209$); λ — длина волны; Θ_0 — брэгговский угол, отвечающий центру тяжести интерференционной линии; $\Delta 2\Theta$ — угловой интервал, для которого вычисляется момент второго порядка; D^W — эффективный размер области когерентного рассеяния; $\bar{\varepsilon}^2$ — средний квадрат микродеформаций (микроискажений) кристаллической решетки.

Формулу (3) можно представить в виде:

$$W(x) = A \cdot 2x_n + B, \quad (4)$$

где $B = 4 \cdot \bar{\varepsilon}^2 \cdot \text{tg}^2 \Theta_0$ и $A = m \cdot \lambda / (2 \cdot \pi^2 \cdot D^W \cdot \cos \Theta_0)$.

При достаточно больших величинах x зависимости $W(x)$ от $2x_n$ линейны. По тангенсу угла наклона линейного участка можно определить значение параметра A . Зная величину A , можно рассчитать эффективный размер области когерентного рассеяния (участка материала, рассеивающего лучи как идеальный кристалл) по формуле:

$$D^W = m \cdot \lambda / (2 \cdot \pi^2 \cdot A \cdot \cos \Theta_0). \quad (5)$$

Анализ профиля линии позволяет не только оценить остаточные напряжения, но и средний размер областей когерентного рассеяния, то есть величину, обратную плотности дефектов кристаллического строения.

Пересечение продолжения линейного участка зависимости $W(x)$ от $2x_n$ с осью ординат определяет значение параметра B :

$$B = 4 \cdot \bar{\varepsilon}^2 \cdot \text{tg}^2 \Theta_0. \quad (6)$$

В результате, средний квадрат микроискажений кристаллической решетки

$$\bar{\varepsilon}^2 = \frac{B}{4 \cdot \text{tg}^2 \Theta_0}. \quad (7)$$

Рассчитав средний квадрат микроискажений кристаллической решетки, можно определить микронапряжения, используя формулу, аналогичную формуле (1):

$$\sigma_{\text{микро}} = \pm \sqrt{\bar{\varepsilon}^2} \cdot \frac{E}{(1 + \mu)}. \quad (8)$$

Формула (8) справедлива в предположении, что в термообработанных сталях существуют остаточные напряжения растяжения-сжатия. Это подтверждается исследованиями Л.И. Лысака [15].

Магнитные характеристики образцов (коэрцитивную силу H_c , максимальную магнитную проницаемость $\mu_{\text{макс}}$) определяли из начальных кривых намагничивания и предельных петель магнитного гистерезиса на магнитно-измерительном комплексе Remagraph C-500, который реализует измерения по схеме пермеамметра. Напряженность внутреннего магнитного поля достигала ± 600 А/см. Напряженность внутреннего магнитного поля образца измеряли с помощью С-образного магнитного потенциалметра. Применение схемы пермеамметра, С-образного магнитного потенциалметра и измерительной катушки индукции с компенсацией влияния воздушного зазора обеспечило определение магнитных характеристик вне зависимости от формы и размера образцов. Магнитное поле прикладывалось вдоль длинной оси образца. Магнитные измерения проводили на тех же участках образцов, на которых определяли остаточные напряжения. Перед каждым измерением образец размагничивали. Погрешность измерения поля и индукции не превышала 3 %, погрешность определения максимальной магнитной проницаемости составляла не более 6 %.

С применением анализатора магнитных шумов Баркгаузена (МШБ) MICROSCAN 600 определяли параметры МШБ, а именно среднеквадратичное значение напряжения МШБ (U) и число скачков Баркгаузена (N) при частоте перемагничивания 115 Гц в пакете из 10 циклов. Выбор частоты перемагничивания, согласно инструкции к прибору, был обусловлен максимальным отношением сигнал/шум. Частота перемагничивания была выбрана по максимальному отношению сигнал/шум. При измерении параметров МШБ образец намагничивали вдоль длинной оси, используя накладной преобразователь анализатора. Для каждого образца проводили по пять серий измерений U и N с переустановкой датчика, полученные результаты усредняли. Максимальное отклонение измеренных значений U и N от средних не превышает 8 и 1 % соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены зависимости остаточных напряжений (как макро-, так и микронапряжений) от температуры отпуска. Видно, что для всех сталей величины макронапряжения значительно меньше по модулю соответствующих значений микронапряжений при варьировании температуры отпуска. Макронапряжения в облучаемом объеме при температурах отпуска выше 200 °С для трубных сталей 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2 принимают значения, близкие к нулю. Микронапряжения

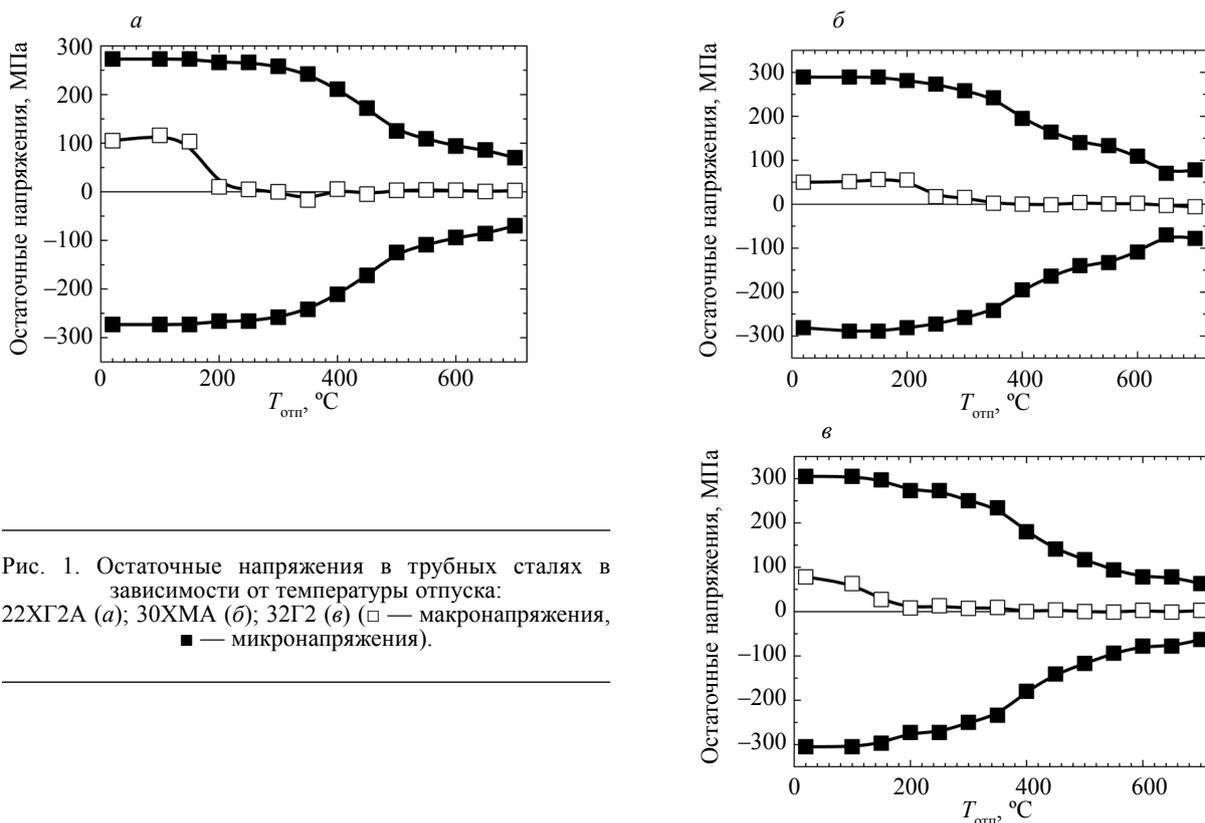


Рис. 1. Остаточные напряжения в трубных сталях в зависимости от температуры отпуска: 22ХГ2А (а); 30ХМА (б); 32Г2 (в) (□ — макронапряжения, ■ — микронапряжения).

с ростом температуры отпуска монотонно уменьшаются в 3,7, 4 и 4,8 раз для сталей 30ХМА, 22ХГ2А и 32Г2 соответственно. Такое поведение зависимостей микронапряжений от температуры отпуска обусловлено влиянием ряда факторов. При отпуске до 200—250 °С микронапряжения изменяются незначительно, что происходит в результате совместного действия уменьшающихся закалочных напряжений, обусловленных $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением и неоднородным охлаждением металла при закалке, и увеличивающихся когерентных напряжений, связанных с образованием мелкодисперсных карбидов. При увеличении $T_{\text{отп}}$ наряду с дальнейшим уменьшением закалочных напряжений и росте когерентных напряжений, дисперсионные напряжения, обусловленные напряжением на межфазных границах кристаллических решеток частиц цементита и ферромагнитной матрицы, увеличиваются, что приводит, соответственно, к уменьшению микронапряжений в целом [15].

В то время как макронапряжения, то есть средние значения величины остаточных напряжений в облучаемом объеме, близки к нулю, диапазон изменения остаточных напряжений (микронапряжения) в облучаемой области достигает нескольких сотен МПа. Известно, что образование очагов зарождения трещин, согласно дислокационным моделям процесса разрушения [16], происходит в объемах, соизмеримых с размером зерна. Согласно устоявшимся представлениям [17], очаги разрушения локализуются в материале на дефектах разных масштабов. Поскольку микронапряжения характеризуют экстремальные значения остаточных напряжений, их определение является важным для оценки суммарных напряжений (остаточных и рабочих), возникающих в процессе эксплуатации изделия.

На рис. 2 представлены зависимости магнитных параметров от температуры отпуска. Процессы, происходящие в закаленных сталях при увеличении температуры отпуска, по-разному влияют

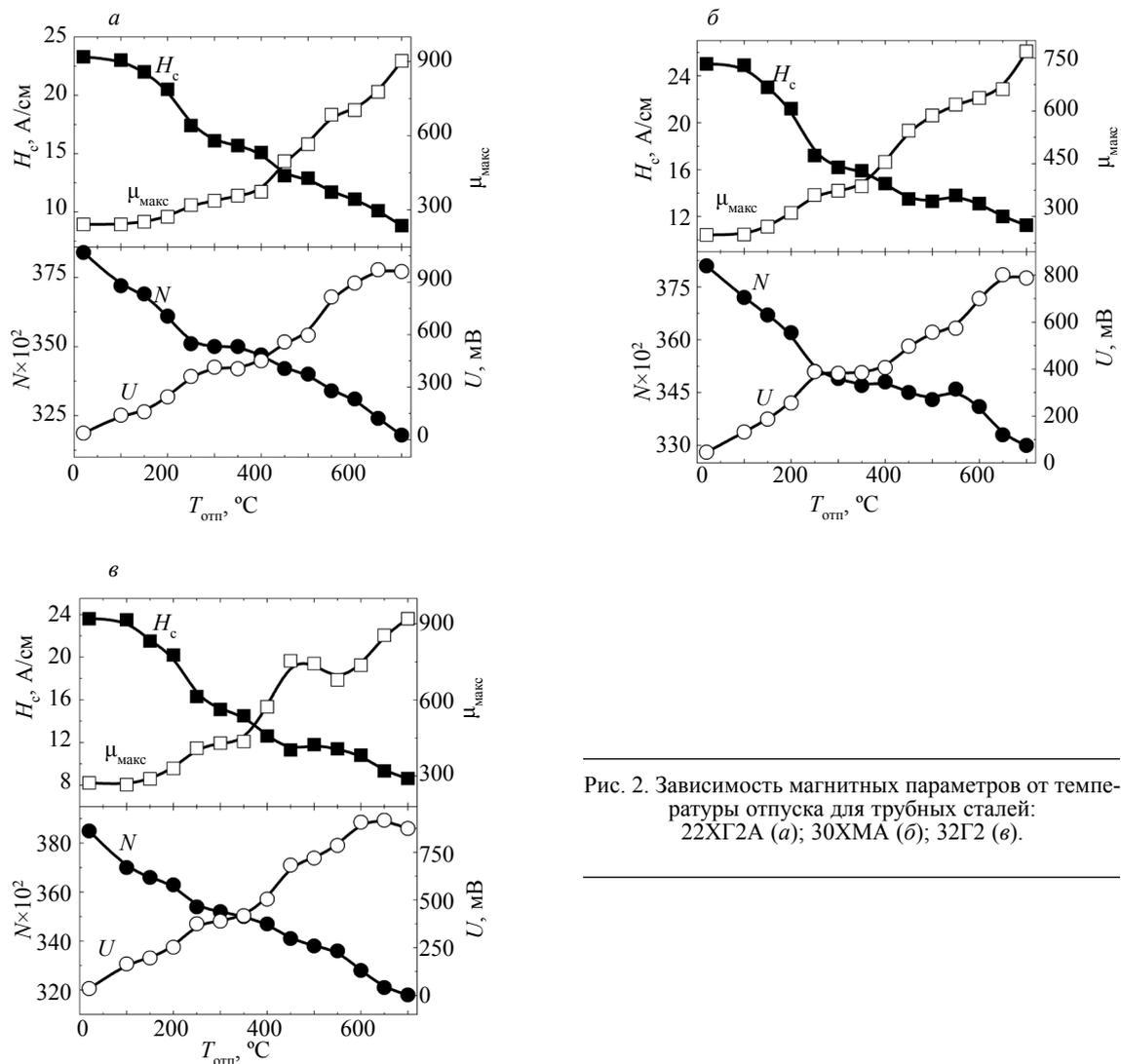


Рис. 2. Зависимость магнитных параметров от температуры отпуска для трубных сталей: 22ХГ2А (а); 30ХМА (б); 32Г2 (в).

на их магнитные параметры [18]: коэрцитивная сила, число скачков МШБ уменьшаются, а максимальная магнитная проницаемость и среднеквадратичное значение напряжений МШБ, напротив, возрастают. Отметим, что для сталей 30ХМА и 32Г2 на зависимостях $H_c(T_{\text{отп}})$ и $\mu_{\text{макс}}(T_{\text{отп}})$ заметны экстремумы при температуре отпуска около 500—550 °С, связанные с выделением и коагуляцией частиц карбидов [19].

На рис. 1 и 2 видно, что макронапряжения в облучаемом объеме при температурах отпуска выше 200 °С в исследованных нами образцах близки к нулю, в то время как микронапряжения как и магнитные параметры продолжают достаточно интенсивно изменяться. Таким образом, можно сделать вывод о том, что определяемые нами магнитные параметры лучше коррелируют с величиной микронапряжений.

Корреляционные зависимости магнитных параметров исследованных сталей от микронапряжений представлены на рис. 3—5. Коэрцитивная сила с увеличением микронапряжений возрастает почти в 2,5 раза для всех исследованных сталей (см. рис. 3). Однако чувствительность коэрцитивной силы на разных участках изменения микронапряжений различна. В интервале изменения микронапряжений от 125 до 225 МПа, что соответствует отпуску при температурах 350—500 °С, коэрцитивная сила демонстрирует меньшую чувствительность к изменению микронапряжений. Кроме того, для сталей 22ХГ2А и 30ХМА при $\sigma_{\text{микро}} \geq 250$ МПа наблюдается неоднозначность зависимостей $H_c(\sigma_{\text{микро}})$, так как одним и тем же значениям микронапряжений соответствуют различные значения коэрцитивной силы. Напротив, для стали 32Г2 коэрцитивная сила при $\sigma_{\text{микро}} \geq 250$ МПа изменяется однозначно и более чем в 1,7 раза. Зависимости коэрцитивной силы от микронапряжений для исследуемых сталей аппроксимируются полиномом третьей степени с коэффициентом корреляции не менее 0,92.

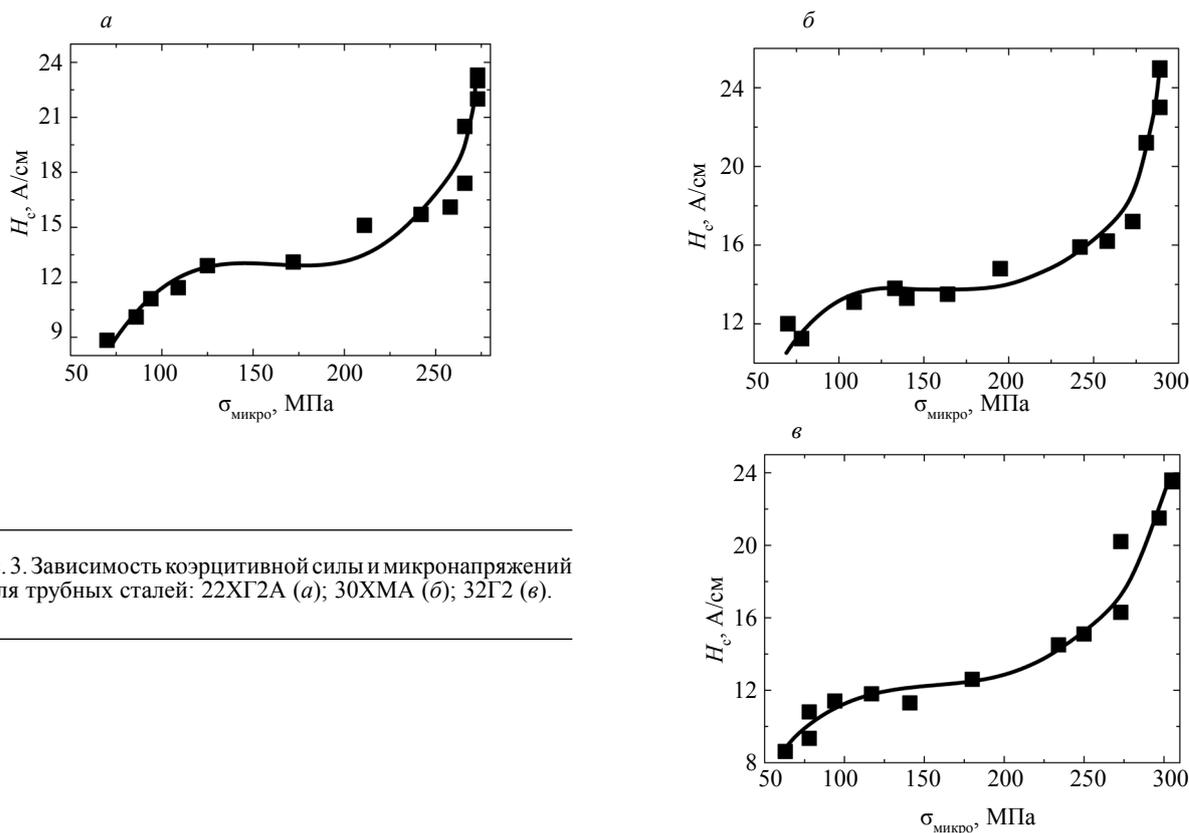


Рис. 3. Зависимость коэрцитивной силы и микронапряжений для трубных сталей: 22ХГ2А (а); 30ХМА (б); 32Г2 (в).

Видно, что максимальная магнитная проницаемость уменьшается более чем в 3 раза (см. рис. 4). В отличие от коэрцитивной силы чувствительность $\mu_{\text{макс}}$ к микронапряжениям примерно одинакова во всем интервале изменения этих напряжений. Зависимости относительной максимальной магнитной проницаемости от микронапряжений хорошо описываются линейными функциями для каждой из трех сталей с коэффициентом корреляции 0,98. Все это дает возможность использования максимальной магнитной проницаемости в качестве параметра оценки величины микронапряжений во всем диапазоне их изменения.

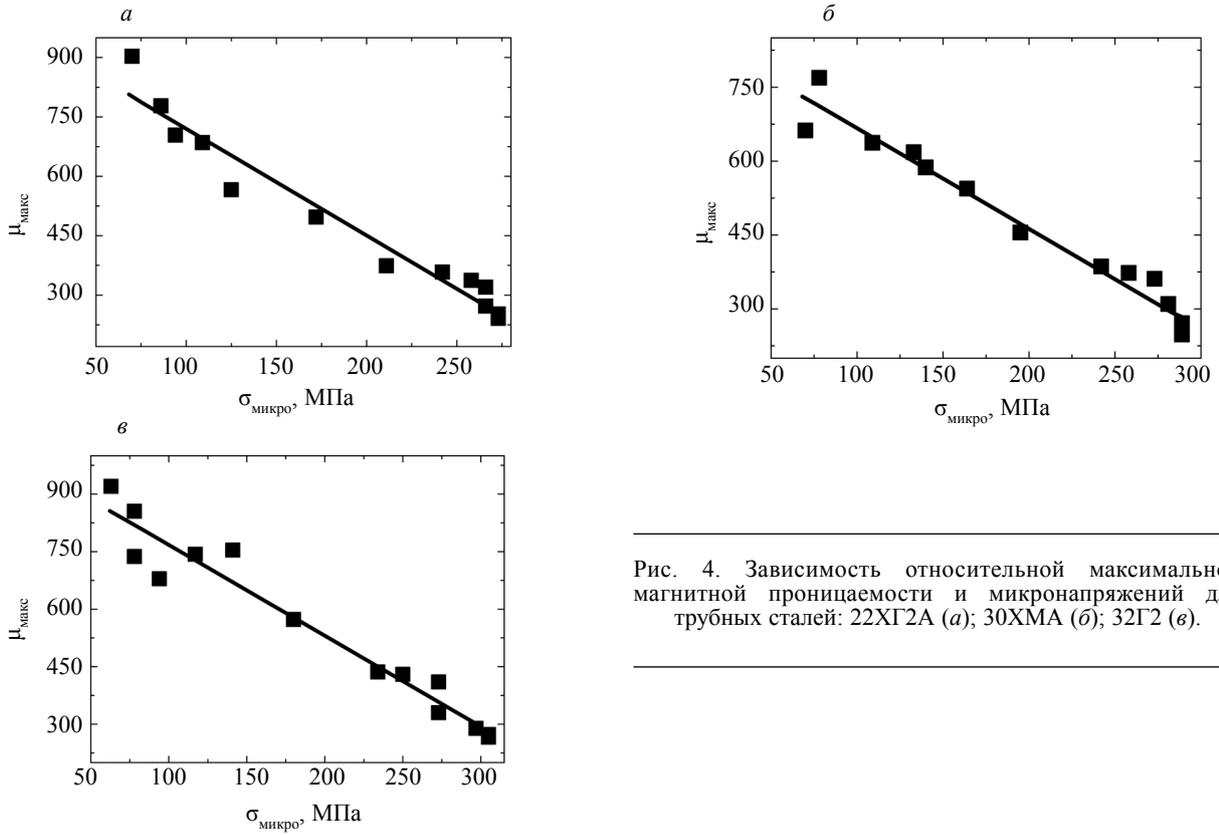


Рис. 4. Зависимость относительной максимальной магнитной проницаемости и микронапряжений для трубных сталей: 22ХГ2А (*a*); 30ХМА (*б*); 32Г2 (*в*).

На рис. 5, где представлены зависимости среднеквадратичного напряжения МШБ (U) от микронапряжений, видно, что этот параметр уменьшается с ростом микронапряжений в 4,5 раза для стали 32Г2 и примерно в 2 раза для сталей 30ХМА и 22ХГ2А. Однако существует неоднозначность

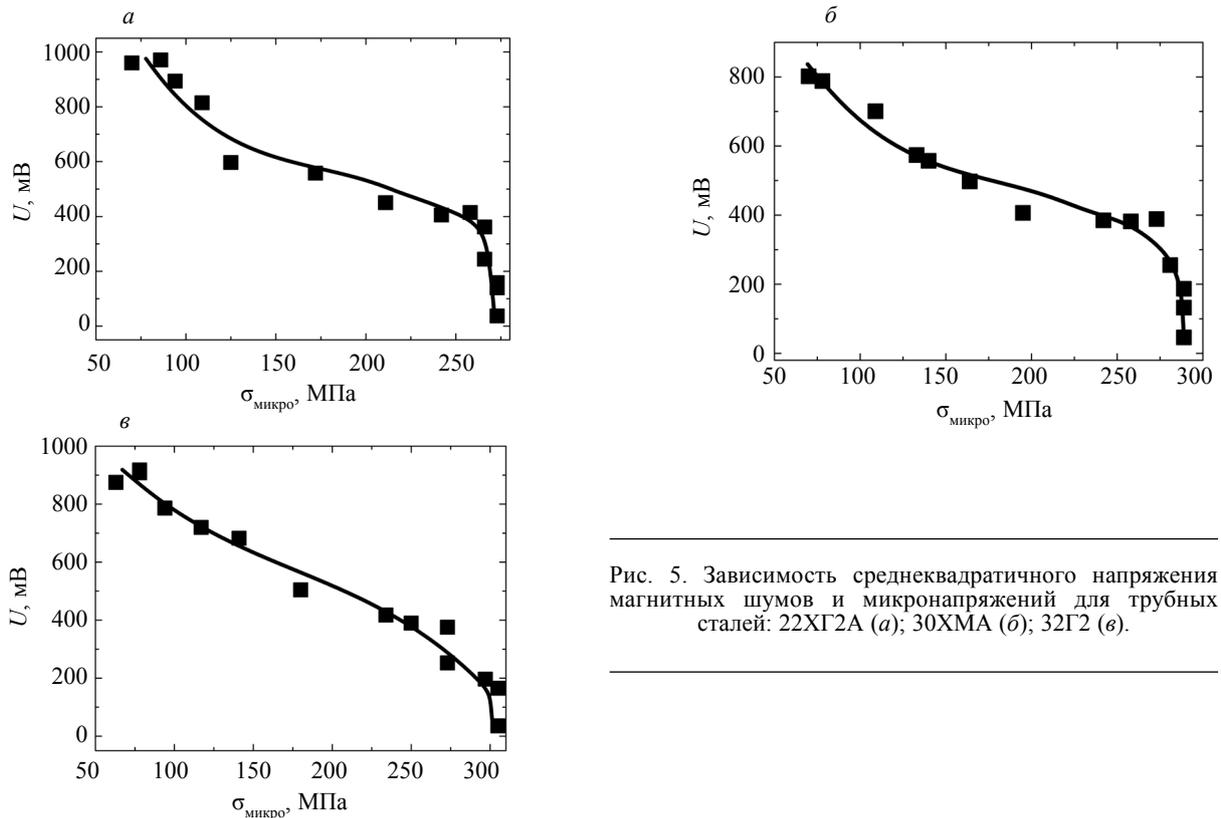


Рис. 5. Зависимость среднеквадратичного напряжения магнитных шумов и микронапряжений для трубных сталей: 22ХГ2А (*a*); 30ХМА (*б*); 32Г2 (*в*).

зависимостей $U(\sigma_{\text{микро}})$ на участке $\sigma_{\text{микро}} \geq 250$ МПа, что не позволяет использовать данный параметр для оценки микронапряжений в этом диапазоне. Все зависимости $U(\sigma_{\text{микро}})$ хорошо аппроксимируются полиномом третьей степени с коэффициентом корреляции не менее 0,92.

На рис. 2 видно, что число скачков МШБ с ростом температуры отпуска уменьшается. Число скачков Баркгаузена в исследованном интервале температур изменяется не более чем на 18 % для каждой из исследованных сталей. Это говорит о меньшей чувствительности числа скачков МШБ среди всех исследованных магнитных параметров к изменению температуры отпуска и, соответственно, остаточных напряжений всех исследованных материалов.

ВЫВОДЫ

Показано, что при температурах отпуска в интервале от 250 до 700 °С макронапряжения становятся близки к нулю, в то время как величины микронапряжений в образцах закаленных трубных сталей марок 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2 снижаются с 300 до 70 МПа (по модулю). Таким образом, показана необходимость определения не только остаточных макронапряжений, как это предписывается существующими нормативными документами, но и микронапряжений, которые характеризуют экстремальные значения остаточных напряжений.

Установлено, что все исследованные магнитные параметры (коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость и параметры магнитных шумов Баркгаузена) могут быть использованы в качестве информативных параметров для оценки микронапряжений. Однако, в то время как зависимости максимальной магнитной проницаемости от микронапряжений хорошо аппроксимируются линейными функциями, коэрцитивная сила и среднеквадратичное значение магнитных шумов Баркгаузена проявляют меньшую чувствительность к изменению микронапряжений в диапазоне 150—250 МПа, чем вне этого диапазона. Кроме того, при микронапряжениях больше 250 МПа для всех исследованных сталей нет однозначной зависимости среднеквадратичного значения напряжений магнитных шумов Баркгаузена от микронапряжений, а для сталей 22ХГ2А и 30ХМА — на зависимостях коэрцитивной силы от микронапряжений.

Авторы выражают благодарность за помощь в проведении исследований сотруднику ИМАШ УрО РАН А.Л. Осинцевой.

Работа выполнена в рамках темы гос. задания № 0391-2016-0005. При выполнении исследований использовалось оборудование ЦКП «Пластометрия».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Неразрушающий контроль / Справочник. В 7 т. Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 2. В 2 кн. М.: Машиностроение, 2003. 688 с.
2. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М. 1963. 232 с.
3. Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Козинцев В.М., Пономарев И.И. Остаточные напряжения в деформируемых твердых телах. М.: Наука, Физматлит, 1996. 240с.
4. Соколов И.А., Уральский В.И. Остаточные напряжения и качество металлопродукции. М.: Металлургия, 1981. 97 с.
5. Буркин С.П., Шимов Г.В., Андрюкова Е.А. Остаточные напряжения в металлопродукции / Учебное пособие. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2015. 248 с.
6. Вишняков Я.Д., Пискарев В.Д. Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1989. 254 с.
7. Давиденков Н.Н. Об остаточных напряжениях // Заводская лаборатория. 1935. № 6. С. 688—693.
8. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Goruleva L.S. Specific Features of the Determination of Residual Stresses in Materials by Diffraction Techniques // AIP Conf. Proc. 2017. V. 1915. 030006.
9. Филинов В.В., Шатерников В.Е., Аракелов П.Г. Контроль технологических напряжений методом магнитных шумов // Дефектоскопия. № 12. 2014. С. 58—71.
10. Корзунин Г.С., Лобанов М.Л., Лобанова Л.В. Контроль величины остаточных напряжений в электротехнической анизотропной стали // Дефектоскопия. № 12. 2016. С. 39—45.
11. Горкунов Э.С., Задворкин С.М., Горюлева Л.С., Бухвалов А.Б. Об эффективности использования магнитных и электрических параметров неразрушающего контроля микроискажений кристаллической решетки в углеродистых сталях после термической обработки // Дефектоскопия. 2012. № 3. С. 27—39.
12. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
13. Косолапов Г.Ф. Рентгенография. М.: Высшая школа, 1962. 332 с.
14. Таблицы физических величин / Справочник. Под. ред. И.К. Кикоина. М.: Атомиздат, 1976. 1008 с.
15. Лысак Л.И. Анализ напряжений второго рода α -фазы закаленной и отпущенной стали // Изв. АН СССР. Серия физич. 1956. Т. 20. № 6. С. 66—73.

16. *Екороби Т.* Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.: Изд-во Металлургия, 1971. 264 с.
 17. Остаточные напряжения / Сборник статей Осгуда В.Р. М.: Изд-во иностранной литературы, 1957. 396 с.
 18. *Бида Г.В., Ничипурук А.П.* Магнитные свойства термообработанных сталей. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 218 с.
 19. *Михеев М.Н., Горкунов Э.С.* Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. М.: Наука, 1993. 252 с.
-