

УДК 620.179.14

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ТРУБ НЕФТЕГАЗОВОГО СОРТАМЕНТА МЕТОДАМИ МАГНИТНОЙ СТРУКТУРОСКОПИИ¹

© Э. С. Горкунов², С. М. Задворкин², Е. А. Путилова², А. А. Бакунова³*Статья поступила 19 ноября 2014 г.*

Задача создания оперативных методов неразрушающего контроля механических свойств термически упрочненных стальных труб нефтегазового сортамента остается актуальной. В работе исследовано влияние режимов термической обработки — температуры закалки (в диапазоне 765 – 980 °С), скорости охлаждения с температуры закалки путем варьирования условий охлаждения (в воде, в масле, на воздухе) и температуры отпуска (в интервале 500 – 720 °С, после закалки в воду) — на структуру, твердость и магнитные свойства (коэрцитивную силу, остаточную индукцию, максимальную магнитную проницаемость, намагниченность насыщения) широко используемых трубных сталей марок 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2. Магнитные параметры измеряли как в замкнутой магнитной цепи, так и с помощью приставных магнитных устройств на модельных и натурных образцах. Показана возможность применения коэрцитиметрического метода как альтернативы дюраметрического для сплошного контроля недогрева под закалку и качества отпуска труб из исследованных сталей в процессе производства.

Ключевые слова: трубные стали; закалка; отпуск; неразрушающий контроль; коэрцитивная сила.

Трубы нефтегазового сортамента эксплуатируются в широком интервале рабочих температур, в условиях воздействия различного рода силовых нагрузок и агрессивных сред [1]. Поэтому требования к уровню их механических свойств, качеству и надежности с одновременным ограничением максимальной величины углеродного эквивалента трубных сталей постоянно повышаются. Для достижения необходимых значений прочности и вязкости трубы подвергают термической обработке (ТО). При этом в них формируются сложные микроструктуры, например, мартенсит + бейнит + перлит.

Выходной контроль прочностных свойств — неотъемлемая часть технологического процесса производства термоупрочненных труб. Осуществляемый стандартными разрушающими методами и с помощью измерения твердости он не обеспечивает сплошного контроля качества термического упрочнения изделий и имеет низкую оперативность. Поэтому задача создания высокооперативных методов неразрушающего контроля механических свойств термически упрочненных стальных труб, обладающих после ТО сложной микроструктурой, актуальна. Однако внедрение таких методов требует обстоятельного исследования взаимосвязи структуры, механических и физических, в частности магнитных, свойств трубных сталей.

Цель настоящей работы — исследование структуры, механических и магнитных свойств широко используемых в трубной промышленности сталей марок 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2 с различной устойчивостью переохлажденного аустенита.

Материалы и методика. Для проведения исследований из бесшовных серийно выпускаемых труб трех марок сталей — 22ХГ2А (Ø178 × 10,7 мм), 30ХМА (Ø114 × 10,7 мм) и 32Г2 (Ø168 × 9 мм) — вырезали заготовки модельных образцов в виде прямоугольных параллелепипедов. Химический состав сталей, определенный с помощью спектрометра SPECTROMAXx, представлен в табл. 1.

Для определения оптимальной температуры аустенитизации сталей рассчитывали в соответствии с [4] критические точки, значения которых приведены в табл. 2.

Заготовки подвергали закалке и высокому отпуску. При закалке варьировали температуру нагрева — кроме оптимальной температуры (860 °С), использовали температурные режимы, обеспечивающие недогрев (765 и 840 °С) и перегрев (980 °С) стали. Температура 765 °С соответствует двухфазной $\alpha + \gamma$ области, а 840 °С не гарантирует полную аустенитизацию стали в течение выдержки закаливаемого изделия (как правило, около 1 ч). Недогрев под закалку приводит к низкому уровню прочностных характеристик изделия. Перегрев же хотя и вызывает увеличение размеров зерен материала, сравнительно слабо влияет на его прочность. Поэтому важнее контролировать недогрев под закалку, чем перегрев.

¹ Работа выполнена при частичной поддержке проекта УрО РАН № 13-1-021-ТМК с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия».

² Институт машиноведения Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург, Россия; e-mail: tuevaevgenya@mail.ru

³ ОАО «РосНИТИ», г. Челябинск, Россия.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, % масс.

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	0,08	0,18
30ХМА	0,30	0,48	0,25	0,93	0,16	≤0,004	0,01	0,125	0,22
32Г2	0,32	1,25	0,27	0,13	0,02	≤0,004	0,013	0,12	0,20

Охлаждение заготовок осуществляли в различных средах (вода, масло, воздух), меняя тем самым скорость охлаждения образцов. Поскольку в заводских условиях в качестве закалочной среды чаще всего используют воду, то влияние температуры отпуска на структуру и свойства исследуемых сталей изучали на образцах, закаленных именно в нее. Температуру отпуска варьировали в интервале 500 – 720 °С. Заготовки при температуре отпуска выдерживали 1 ч, после чего их охлаждали на воздухе. После закалки и отпуска заготовки шлифовали.

Для каждого режима ТО было изготовлено по 5 образцов. Статистическую обработку результатов эксперимента проводили по ГОСТ 8.207–76. Твердость измеряли по методу Роквелла.

Магнитный метод неразрушающего контроля механических свойств и микроструктуры стальных труб широко распространен, регламентирован ГОСТ 30415–96 и имеет следующие преимущества: оценка уровня механических свойств и параметров структуры производится с достаточной точностью и оперативностью; приборы контроля просты и удобны в использовании, не требуют высокой квалификации обслуживающего персонала [2].

Магнитные характеристики образцов (коэрцитивную силу H_c , остаточную индукцию B_r , максимальную магнитную проницаемость $\mu_{\max}$ и намагниченность в максимальном приложенном поле $\mu_0 M_{\max}$, где $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м — магнитная постоянная, которая практически равна по величине намагниченности насыщения, поскольку установка позволяла намагничивать образцы до состояния технического насыщения) определяли в замкнутой магнитной цепи на магнитно-измерительном комплексе Remagraph C-500. Погрешности измерения поля и индукции не превышали 3 %. Перед началом измерения магнитных свойств и по его окончании образец размагничивали. Магнитные характеристики каждого образца измеряли по пять раз и затем усредняли.

Измерения в замкнутой магнитной цепи позволяют получить наиболее достоверные данные о магнитных параметрах материалов, однако такие исследования зачастую можно осуществить только в лаборатории. В производственных условиях магнитные характеристики контролируемых объектов почти всегда определяют с помощью приставных датчиков-электромагнитов. При этом результаты определения коэрцитивной силы среди прочих магнитных параметров в наименьшей степени подвержены влиянию условий проведения измерений. Поэтому коэрцитив-

Таблица 2. Значения критических точек исследуемых сталей, °С

Критические точки	Марка стали		
	32Г2	30ХМА	22ХГ2А
A_{c1}	717	738	729
A_{c3}	806	813	828
M_s	362	396	396

ную силу определяли структуроскопом-коэрцитиметром КРМ-Ц с приставным датчиком-электромагнитом. Размер полюса датчика-электромагнита составлял 32×15 мм. Как известно [5], электромагнит обеспечивает промагничивание намагничиваемого объекта на глубину примерно $0,6\sqrt{S}$ (S — площадь полюса), т.е. в нашем случае около 13 мм. Таким образом, такой датчик можно применять для оценки уровня механических свойств изделий из ферромагнитных сталей толщиной до 13 мм, включая трубы, из которых были изготовлены исследуемые образцы.

Для проверки закономерностей, полученных на модельных образцах, с помощью коэрцитиметра КРМ-Ц измеряли коэрцитивную силу на натурных образцах в виде отрезков труб, изготовленных из стали 22ХГ2А, длиной 200 мм. Были проведены закалка этих патрубков с температуры 850 °С с выдержкой при этой температуре 40 мин и охлаждением в воду и отпуск при 500, 540, 570, 600 и 630 °С с выдержкой 1 ч и охлаждением на воздухе. После ТО половину периметра каждого патрубка зачищали наждачной бумагой до чистого металла для удаления окисного слоя, а с другой половины удаляли только рыхлый слой окалина. Как на зачищенной, так и покрытой окисным слоем поверхности патрубков определяли твердость, а также с помощью КРМ-Ц — коэрцитивную силу [$H_{c(КРМ-Ц)}$]. Причем $H_{c(КРМ-Ц)}$ измеряли как вдоль оси трубы, так и поперек нее. Для лучшего прижима датчика-электромагнита коэрцитиметра к поверхности патрубков использовали полюсные наконечники с соответствующим радиусом кривизны поверхности контакта.

Для металлографических исследований на образцах изготавливали поперечные шлифы, которые протраивали в нитале. Фотографии микроструктуры получали на оптическом микроскопе Axiovert 40МАТ при 500-кратном увеличении. Фазовый состав образцов определяли также методом рентгеноструктурного анализа с использованием монохроматизированного $K\alpha$ -излучения хромового анода.



Рис. 1. Микроструктура стали 32Г2, закаленной с температуры 860 °С в воду (а), в масло (б), на воздухе (в)

Результаты и их обсуждение. Были проведены микроструктурные исследования сталей 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2 после закалки с температур 840 – 980 °С с охлаждением в воде, в масле и на воздухе. На рис. 1 представлены фотографии микроструктуры стали 32Г2, микроструктуры других исследуемых марок сталей аналогичны.

Структура стали 32Г2 после закалки с 860 °С в воду и масло представляет собой смесь мартенсита, бейнита и небольшого количества феррита, расположенного мелкими дисперсными частицами по границам аустенитного зерна. При небольшом снижении скорости закалки (в масло) количество темно травящихся участков, соответствующих бейниту, растет. По мере увеличения температуры закалки растет длина мартенситных реек, при этом твердость образцов в пределах погрешности измерений не изменяется. При охлаждении на воздухе ввиду низкой скорости охлаждения в сталях 30ХМА и 32Г2 образуется феррито-перлитная структура. В то же время в стали 22ХГ2А, закаленной с 840 – 980 °С и охлажденной на воздухе, рентгенофазовый анализ показал наличие около 10 % остаточного аустенита. Наличие γ -фазы подтверждается также и магнитными измерениями — наблюдается снижение намагниченности насыщения $\mu_0 M_{\text{макс}}$ при температурах закалки (рис. 2). Присутствие аустенита можно объяснить тем, что в стали согласно изотермическим диаграммам [6] ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение идет по второй ступени С-образной кривой и в структуре помимо феррита и перлита может происходить образование бейнита и небольшого количества остаточного аустенита. Твердость HRC сталей 22ХГ2А и 30ХМА при охлаждении на воздухе с температур выше 840 °С возрастает больше чем в 2 раза, а стали 32Г2 — более чем в 1,5 раза (см. рис. 2) по сравнению с образцами, закаленными с температуры 765 °С.

Исследования микроструктуры образцов всех трех сталей при закалке с 765 °С показали, что для микроструктуры материалов, охлажденных в воде, характерно наличие феррита и бейнита. При уменьшении скорости закалки (закалка в масло) происходит формирование феррита и более грубых реек бейнита, а также вторичного феррита по границам аустенит-

ного зерна. При охлаждении с небольшой скоростью (на воздухе) для структуры всех трех сталей характерно наличие феррита, перлита и небольшого количества бейнита. Недогрев под закалку недопустим, поскольку в результате такой ТО содержащийся в структуре стали феррит снижает прочность материала. Действительно, из рис. 2 видно, что все исследуемые стали при закалке от температуры 765 °С имеют меньшую твердость, чем при закалке от более высоких температур. Наличие в сталях магнитомягкой составляющей — феррита — снижает значение коэрцитивной силы и повышает остаточную индукцию и максимальную магнитную проницаемость.

Как известно [3], с приближением температуры закалки $T_{\text{зак}}$ мало- и среднеуглеродистых сталей к температуре полной аустенитизации коэрцитивная сила H_c резко возрастает, при дальнейшем росте $T_{\text{зак}}$ она достигает предельной величины и затем не изменяется или слабо уменьшается, что подтверждается и нашими исследованиями (см. рис. 2). Такое поведение коэрцитивной силы объясняется малым содержанием остаточного аустенита, а также взаимной компенсацией двух противоположно действующих факторов: исчезновением избыточного феррита (с низким значением H_c) и обусловленным этим выравниванием концентрации углерода в мартенсите (ведущего к снижению H_c мартенсита) [3].

Максимальная магнитная проницаемость $\mu_{\text{макс}}$ сталей 22ХГ2А и 30ХМА уменьшается с увеличением $T_{\text{зак}}$ при всех скоростях охлаждения (см. рис. 2). Для стали 32Г2 $\mu_{\text{макс}}$ снижается только при охлаждении на воздухе, а при закалке в воду и масло в пределах погрешности измерений остается неизменной. Значения остаточной индукции B_r образцов сталей 30ХМА и 32Г2, охлажденных в масло и воду, остаются в пределах погрешности без изменений. В то же время для образцов всех трех марок сталей, подвергнутых охлаждению на воздухе, значения B_r снижаются с увеличением температуры закалки на 32, 15 и 9 % соответственно. Небольшой недогрев под закалку (840 °С) и перегрев (980 °С) слабо влияют на структуру, твердость и магнитные характеристики исследуемых образцов.

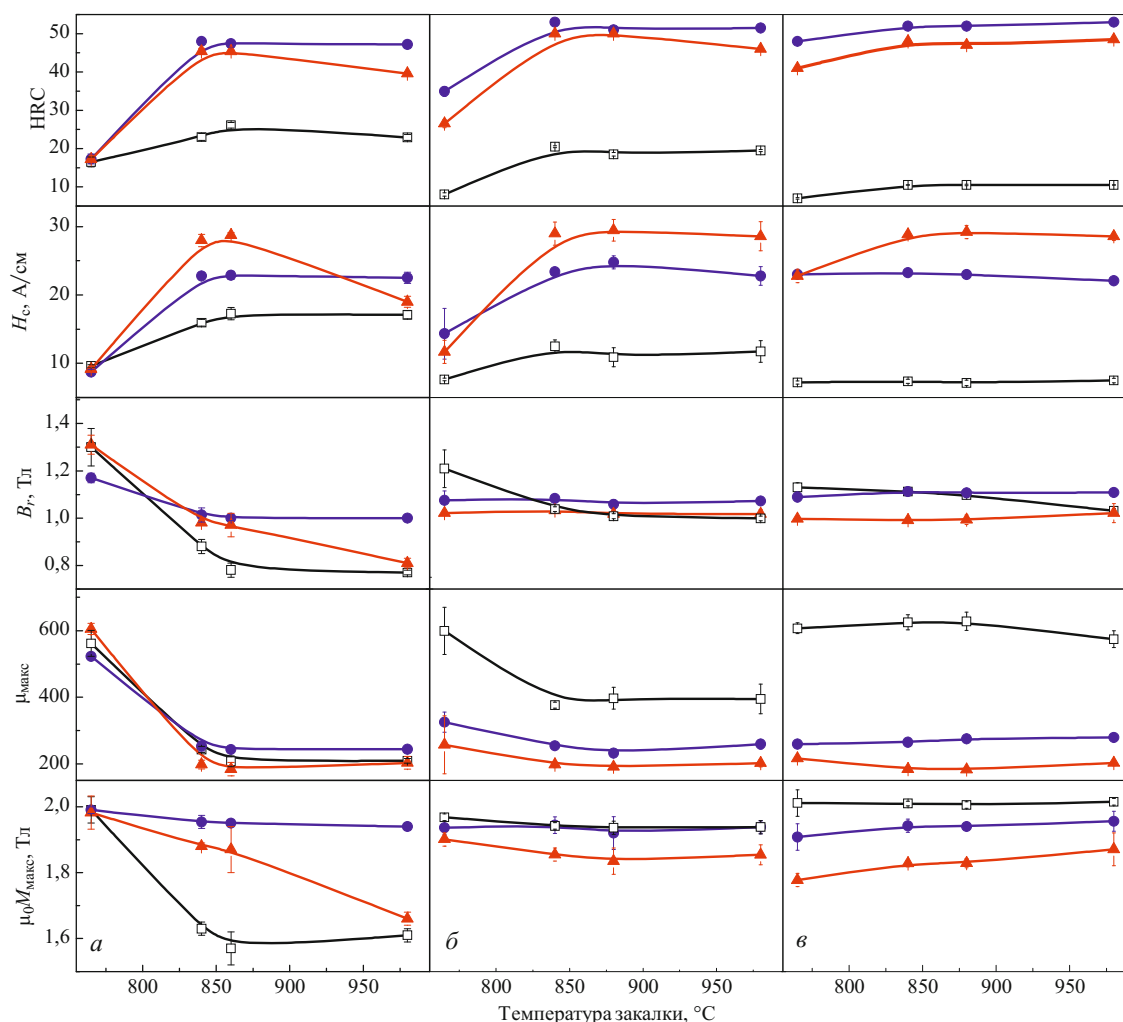


Рис. 2. Зависимости твердости магнитных характеристик сталей 22ХГ2А (а), 30ХМА (б) и 32Г2 (в) от температуры закалки (закалочная среда: ● — вода; ▲ — масло; □ — воздух)

В результате такой операции ТО, как закалка с высокотемпературным отпуском, называемой улучшением [7], в структуре стали образуется ферритно-карбидная смесь различной степени дисперсности в зависимости от температуры отпуска.

На рис. 3 показано влияние температуры отпуска $T_{\text{отп}}$ на твердость HRC и коэрцитивную силу $H_{c(\text{КРМ-Ц})}$, измеренную коэрцитиметром КРМ-Ц с приставным датчиком-электромагнитом, модельных образцов исследуемых марок сталей. Установлено, что значения $H_{c(\text{КРМ-Ц})}$ лежат несколько ниже значений H_c , измеренных в замкнутой магнитной цепи (различия составляют менее 15 %), поскольку при измерении с помощью накладных магнитных устройств потоки рассеяния больше, чем при измерениях в замкнутой магнитной цепи. Однако характер зависимостей H_c и $H_{c(\text{КРМ-Ц})}$ от $T_{\text{отп}}$ аналогичен.

Твердость исследуемых образцов после отпуска монотонно уменьшается с ростом $T_{\text{отп}}$ (см. рис. 3). Так же ведет себя коэрцитивная сила стали 22ХГ2А. Коэрцитивная сила сталей 30ХМА и 32Г2 после отпуска при температурах ниже 570 °С изменяется мало, а при

температурах выше 570 °С — значительно. Таким образом, существует однозначная корреляция твердости и коэрцитивной силы для стали 22ХГ2А во всем исследованном интервале температур отпуска, а для сталей 30ХМА и 32Г2 — в диапазоне 570 – 720 °С.

Следует также отметить, что значения $H_{c(\text{КРМ-Ц})}$, полученные при измерениях на модельных образцах и термообработанных патрубках (сталь 22ХГ2А), хорошо согласуются между собой (см. рис. 3). Кроме того, результаты измерений коэрцитивной силы на зачищенных и окисленных участках поверхностей патрубков практически совпадают, разброс значений не превышает 5 %.

На рис. 4 приведены корреляционные зависимости твердости HRC и коэрцитивной силы $H_{c(\text{КРМ-Ц})}$ для стали 22ХГ2А после закалки и отпуска, определенные для модельных и натурных образцов. Причем измерения проводили на поверхностях патрубков как зачищенных до чистого металла, так и окисленных, с которых был удален только рыхлый слой окалины. Эти зависимости аппроксимировали полиномом третьей степени для интервала температур отпуска

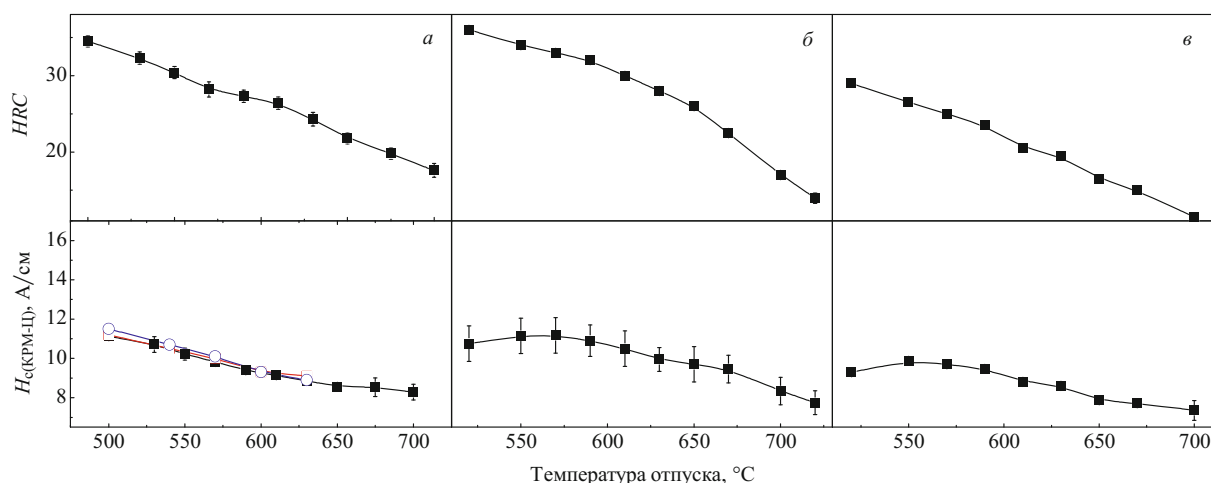


Рис. 3. Зависимости твердости и коэрцитивной силы сталей 22ХГ2А (а), 30ХМА (б) и 32Г2 (в) от температуры отпуска: ■ — модельные образцы; ○ — патрубки (окисленная поверхность); □ — патрубки (поверхность зачищена до чистого металла)

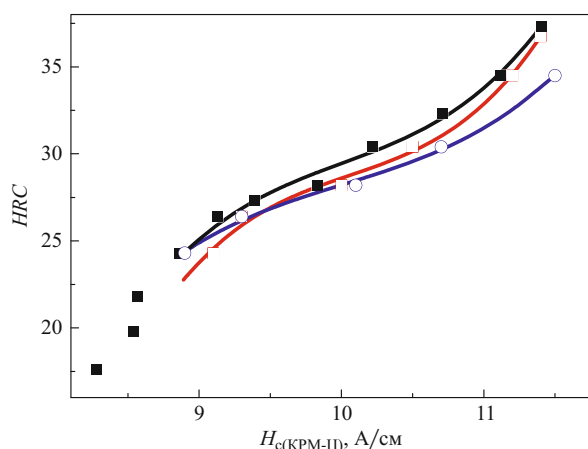


Рис. 4. Корреляционные зависимости твердости и коэрцитивной силы для образцов из стали 22ХГ2А: ■ — модельные образцы; ○ — патрубки (окисленная поверхность); □ — патрубки (поверхность зачищена до чистого металла)

500 – 630 °С, перекрывающего обе группы образцов. Коэффициент корреляции между значениями твердости и коэрцитивной силы составляет 0,97 для модельных образцов и более 0,98 для патрубков.

Оценку разности результатов определения корреляционной зависимости твердости от коэрцитивной силы для натуральных образцов (патрубков) и аналогичной зависимости для модельных образцов проводили по величине среднего относительного отклонения [8]

$$\delta = \frac{\int_{H_{c1}}^{H_{c2}} |HRC_{обр}(H_c) - HRC_{м}(H_c)| dH_c}{\int_{H_{c1}}^{H_{c2}} HRC_{обр}(H_c) dH_c} \cdot 100.$$

Здесь $HRC_{обр}(H_c)$ и $HRC_{м}(H_c)$ — значения твердости, измеренные на модельных образцах и патрубках; H_{c1} и H_{c2} — границы интервала изменения значений коэрцитивной силы. Оказалось, что среднее относительное

отклонение твердости патрубка со шлифованной поверхностью от твердости модельных образцов составляет примерно 3 %, а для нешлифованной — около 5 %. Таким образом, корреляционные зависимости твердости от коэрцитивной силы, определенные для модельных и натуральных образцов из трубной стали 22ХГ2А, хорошо согласуются друг с другом.

Из полученных экспериментальных данных следует, что коэрцитиметрический метод неразрушающего контроля с применением накладных преобразователей может быть использован для оценки качества операции улучшения трубных сталей марок 22ХГ2А, 30ХМА и 32Г2. Также он может применяться для контроля недогрева под закалку и качества отпуска изделий из исследуемых сталей в диапазоне температур 570 – 700 °С. Корреляционные зависимости твердости и коэрцитивной силы, полученные на термообработанных образцах и патрубках реально используемых труб, и их качественное подобие (коэффициент корреляции не менее 0,97) позволяют рекомендовать коэрцитиметрический метод как альтернативу дюраметрии при контроле качества отпуска в интервале 500 – 700 °С нефтепромысловых труб в рамках производственного процесса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбин В. В., Малышевский В. А., Хлусова Е. И. и др. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов / Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 127 – 137.
2. Ключев В. В., Соснин Ф. Р., Филинов В. Н. Неразрушающий контроль и диагностика. Справочник. — М.: Машиностроение, 1995. — 488 с.
3. Бида Г. В., Ничипурук А. П. Магнитные свойства термообработанных сталей. — Екатеринбург: УрО РАН, 2005. — 218 с.
4. Stewen W., Haynes B. / J. Iron Steel Inst. 1956. N 8. P. 221 – 228.
5. Михеев М. Н., Горкунов Э. С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. — М.: Наука, 1993. — 252 с.

6. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.
7. Арзамасов Б. Н., Сидорин И. И., Косолапов Г. Ф. и др. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. — М.: Машиностроение, 1986. — 384 с.
8. Смирнов А. С., Коновалов А. В., Муйземнек О. Ю. Идентификация модели сопротивления деформации металлических материалов с учетом объемной доли динамически рекристаллизованных зерен / Деформация и разрушение материалов. 2013. № 9. С. 7 – 13.

REFERENCES

1. Rybin V. V., Malyshevsky V. A., Hlusova E. I., et al. Vysokoprochnye stali dlya magistral'nykh truboprovodov [High-strength steels for trunk pipelines] / Vopr. Materialoved. 2009. N 3(59). P. 127 – 137 [in Russian].
2. Kl'uev V. V., Sosnin F. R., Filinov V. N. Nerazrushayushchii kontrol' i diagnostika. Spravochnik [Non-destructive testing and diagnostics. Handbook]. — Moscow: Mashinostroenie, 1995. — 488 p. [in Russian]
3. Bida G. V., Nichipuruk A. P. Magnitnye svoystva termoobrabotannykh staley [Magnetic properties of heat-treated steels]. — Yekaterinburg: Izd. UrO RAN, 2005. — 218 p. [in Russian].

4. Stewen W., Haynes B. / J. Iron Steel Inst. 1956. N 8. P. 221 – 228.
5. Mikhchev M. N., Gorkunov E. P. Magnitnye metody strukturnogo analiza i nerazrushayushchego kontrolya [Magnetic techniques of structural analysis and non-destructive testing]. — Moscow: Nauka, 1993. — 252 p. [in Russian].
6. Popova L. E., Popov A. A. Diagrammy prevrashcheniya austeinita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana. Spravochnik termista [Diagrams of austenite transformation in steels and beta-solution in titanium alloys. Handbook for treater]. — Moscow: Metallurgiya, 1991. — 503 p. [in Russian].
7. Arzamasov B. N., Sidorin I. I., Kosolapov G. F., et al. Materialovedenie: Uchebnik dlya vysshikh tekhnicheskikh uchebnykh zavedenii [Material science: Textbook for higher technical educational institutions]. — Moscow: Mashinostroenie, 1986. — 384 p. [in Russian].
8. Smirnov A. S., Konovalov A. V., Muzyemnek O. Yu. Identifikatsiya modeli soprotivleniya deformatsii metallicheskh materialov s uchedom ob'emnoi doli dinamicheskii rekristallizovannykh zeren [Identification of the deformation resistance model of metal materials with a glance of the volume fraction of dynamically recrystallized grains] / Deform. Razrush. Mater. 2013. N 9. P. 7 – 13 [in Russian].