

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМООБРАБОТАННОЙ СТАЛИ МАГНИТНЫМИ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

© 2022 г. Шив Сундар Сингх¹, Акаш Субхаш Авале², Бинаяка Нахак^{1,*}

¹Национальный технологический институт Мотилала Неру, Праяградж-211004, Индия

²Инженерный колледж Пимпри Чинчвада, Пуна-411044, Индия

E-mail: *binayaka@mnnit.ac.in

Поступила в редакцию 06.12.2021; после доработки 03.01.2022

Принята к публикации 28.01.2022

В отраслях обрабатывающей промышленности термическая обработка является чрезвычайно важным процессом для достижения желаемых термомеханических свойств конструкционных материалов путем контроля определенного диапазона температур аустенизации. Эти свойства оценивали с помощью нескольких обычных методик. Однако эти методики являются более трудоемкими, дорогостоящими и разрушающими по своей сути. Чтобы преодолеть упомянутые выше недостатки привычных методов использовались магнитные неразрушающие методы, такие как метод шумов Баркгаузена (ШБ) и петля гистерезиса (ПГ), для определения параметров поверхности различных термообработанных сталей AISI 1040 при различных температурах аустенизации, а именно 800, 850 и 900 °С. Поверхностные свойства оценивали по микроструктуре, размеру зерна и микротвердости. Изменение в ШБ и ПГ термообработанных образцов выразалось в виде среднеквадратичного значения (СКО), коэрцитивной силы, огибающей ПГ и ШБ. Результаты экспериментов показали, что наблюдается резкое изменение микроструктуры и микротвердости на самой поверхности и в подповерхностном слое в результате закалки при температуре аустенизации 900 °С из-за быстрого охлаждения реечного мартенсита, ограничивающего образование перлита. По данным неразрушающего контроля в отожженных образцах были получены более высокие значения ШБ—СКО и более низкие значения коэрцитивной силы. Линейная корреляция между магнитными свойствами (ШБ—СКО и коэрцитивной силой) и свойствами материала (микротвердостью и размером зерна) была получена при различных частотах перемагничивания. Для закаленного образца были получены небольшие огибающие ПГ и ШБ из-за ограниченного выстраивания магнитных доменов по магнитному полю из-за тонкой структуры реечного мартенсита.

Ключевые слова: термообработка, сталь AISI 1040, микроструктура, микротвердость, температура аустенизации, магнитные свойства, шум Баркгаузена, петля гистерезиса.

DOI: 10.31857/S0130308222050049; **EDN:** BLTAQG

1. ВВЕДЕНИЕ

В автомобильной отрасли углеродистая сталь широко используется для производства различных деталей благодаря ее превосходным механическим свойствам. Однако этот материал поставляется в отожженном состоянии и не может использоваться в деталях, испытывающих трение при поверхностном контакте и нагрузке, таких как рельсы, валы, шестерни и оси [1]. Следовательно, для достижения желаемых термомеханических свойств необходима термическая обработка. Как правило, термическая обработка заключается в нагревании, выдержке и охлаждении рабочих образцов в течение определенного времени. т. е. нагрев материала до определенной температуры, выдерживание этой температуры в течение определенного времени до полного нагрева материала, затем охлаждение в соответствии с процессами термической обработки, такими как отжиг, нормализация, закалка, отпуск [2, 3]. Кроме того, оценка качества термообработанных образцов является важнейшей задачей, так как от нее существенно зависит срок службы термообработанных изделий. В настоящее время в промышленности и исследовательских организациях для оценки качества продукции используется несколько методов определения параметров поверхности, таких как рентгеновская дифракция, определение твердости и оптическая микроскопия. Данные методики почти наверняка являются времязатратными, дорогостоящими и направлены на определение параметров объекта контроля лишь в лабораторных условиях [4]. Следовательно, во многих отраслях промышленности выбирают методики, позволяющие контролировать образец прямо в процессе производства.

Метод шумов Баркгаузена (ШБ) относится к магнитным методам неразрушающего контроля. Метод ШБ имеет определенные преимущества: глубокое проникновение магнитного поля в образец, более быстрая оценка термообработанных образцов и портативность оборудования [5]. Работа анализатора ШБ основана на эффекте вихревых токов, а ШБ характеризуют магнитные свойства ферромагнитных материалов.

Когда катушка с переменным полем намагничивает образец, тогда магнитные домены увеличиваются и удлиняются, а когда они выстраиваются по направлению приложенного магнитного поля, тогда те, у которых невыгодная ориентация магнитных доменов, сжимаются. Вращение и движение доменных стенок приводит к удлинению магнитных доменов [6]. На такой магнитный отклик могут повлиять нарушения в кристаллической структуре и наличие кристаллографических дефектов в кристалле, а именно размер зерна, остаточные напряжения, примеси, включения, дислокации и свойства поверхности, которые оказывают воздействие на движение магнитных доменов в процессе намагничивания [7, 8]. На движение магнитных доменов влияют два фактора: немагнитная зона снижает энергию доменной стенки, а на немагнитной области образуются шиповидные домены, изменяющие магнитостатическую энергию домена [9]. Невыгодная ориентация доменов и флуктуации магнитостатической энергии проявляются в ферромагнитном материале с постоянной напряженностью поля, которое создает шум в виде сигнала ШБ. Эти сигналы воспринимаются приемной катушкой и передаются на контроллер для разбиения сигнала и его фильтрации. Обычно указывается, что в процессе фильтрации удаляются некоторые нежелательные частоты или частотные связи из сигнала с использованием фильтра нижних и верхних частот [10]. Метод ШБ был принят в различных областях производства, таких как оценка термических повреждений образцов грунта [11], распределение остаточных напряжений в рельсах [12], анализ усталостных напряжений парогенератора [13], оценка приложенных напряжений в трубопроводах [14].

Большая часть технических характеристик материалов оценивалась с использованием таких магнитных параметров ШБ и ПГ, как пик ШБ, магнитная проницаемость, потери в сердечнике на перемагничивание, ширина сигнала ШБ и остаточная намагниченность в зависимости от индуцированных напряжений и деформации материала во время нескольких операций механической обработки и сварки. Однако взаимосвязь между изменениями магнитных параметров и механических свойств до сих пор не установлена. Кроме того, сочетание методов ШБ и ПГ с термической обработкой может привести к экономии энергии и времени при улучшении механических свойств производимых компонентов. Следовательно, настоящая работа сосредоточена на определении параметров термообработанной стали AISI 1040 с точки зрения изменения микротвердости и микроструктуры при различных температурах аустенизации, а также заключается в нахождении корреляции таких параметров ШБ и ПГ, как среднеквадратичное значение (СКО), коэрцитивная сила, огибающая ПГ и ШБ на разных частотах перемагничивания.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В данной работе в процессе термообработки использовались образцы из стали AISI 1040. Были выбраны 9 образцов ($90 \times 20 \times 10$ мм³) для отжига (ОТ), нормализации (НОР) и закалки (ЗАК) при различных температурах аустенизации (по 3 образца на каждый метод). Данные образцы нагревались в муфельной печи. Установка для термообработки и методики для исследования поверхности показаны на рис. 1.

Каждый образец нагревался выше верхней критической температуры стали AISI 1040, т.е. до температуры аустенизации 800, 850 и 900 °С. Такая температура поддерживалась в течение одного часа для равномерного прогрева образца. В дальнейшем образцы охлаждаются согласно режиму термообработки. При отжиге образцы охлаждаются в печи в течение десяти часов. При нормализации образцы выдерживаются на спокойном воздухе в течение шести часов. При закалке образцы опускаются в воду на 5 мин.

Химический состав образцов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав термообработанной стали AISI 1040 (масс. %)

C	Mn	P	Cr	Mo	Si	S	Fe
0,42	0,60	0,07	0,03	0,11	0,21	0,04	98,52

Измерения ШБ проводили с использованием доступного на рынке портативного прибора MAGSTER (производство: TECHNOFOUR, СНПИ Джамшедпура, Индия). Эта система состоит из

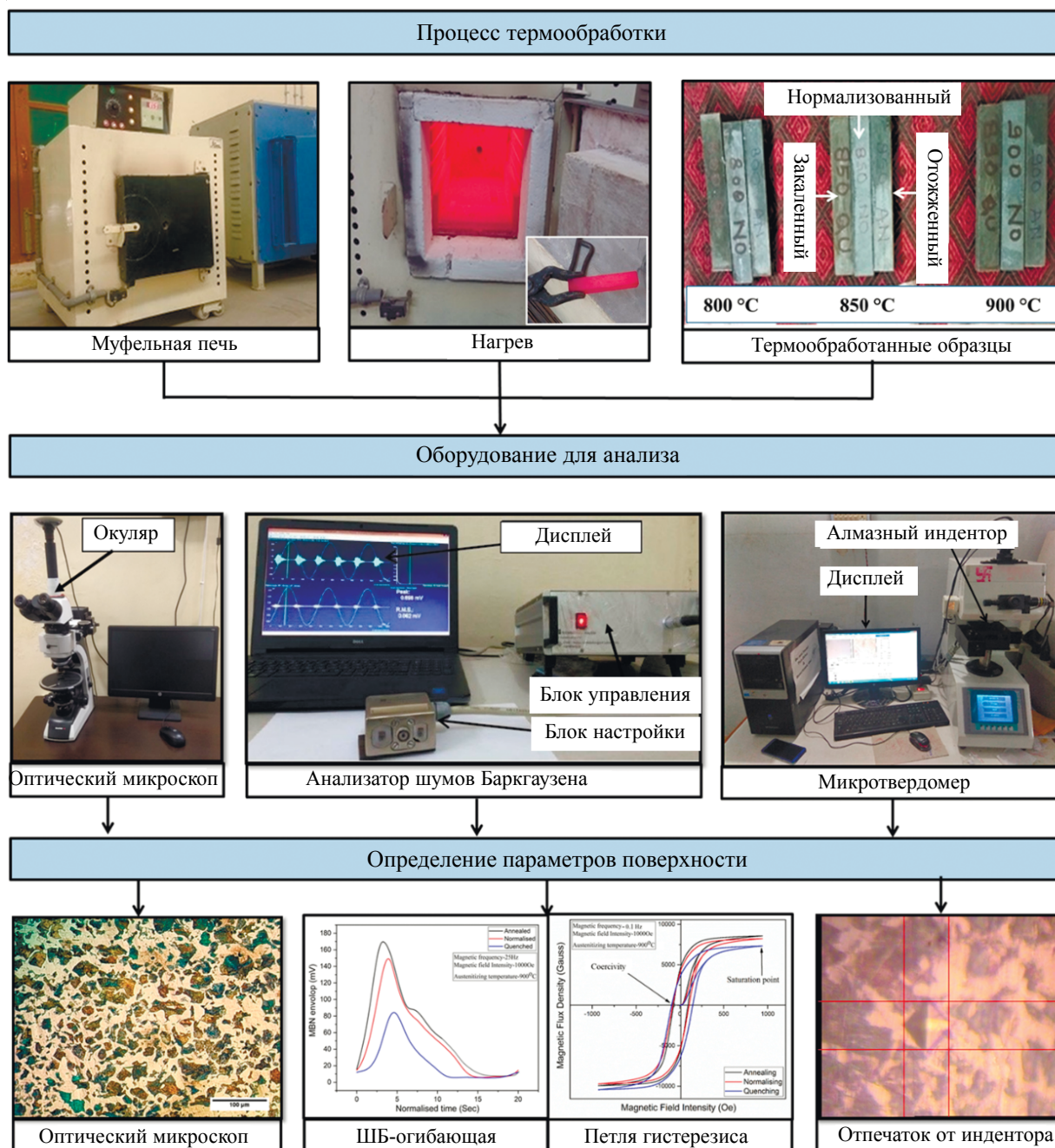


Рис. 1. Установка для термообработки и методики для исследования поверхности.

трех основных блока: измерительный преобразователь, блок управления и дисплей. Измерительный преобразователь имеет U-образное магнитное ярмо с измерительной катушкой в центре. Геометрические характеристики измерительного преобразователя: длина 70 мм, ширина 30 мм. Сечение полюса U-образного магнитного ярма составляет 5×5 мм, расстояние между двумя полюсами 30 мм. Магнитным датчиком является индукционная катушка с магнитным сердечником. Магнитопровод изготовлен из ферритового материала длиной 15 мм и диаметром 2 мм и обмотан эмальпроводом диаметром 0,1 мм. Функция блока управления заключается в формировании синусоидального магнитного поля при различных частотах, что используется для намагничивания и размагничивания магнитного ярма и образца в последствии. Электромагнитные импульсы от образца измеряли с помощью магнитного датчика и отправляли в блок управления. Эти электромагнитные импульсы, известные как сигналы ШБ, являются очень слабыми, поэтому они усили-

ваются в определенном частотном диапазоне. Кроме того, каждый сигнал ШБ фильтровался для удаления нежелательных пиков ШБ. Наконец, на дисплее показывались параметры отклика ШБ и ПГ: такие как ШБ—СКО, коэрцитивная сила, ПГ и огибающая ШБ. Интенсивность параметров ШБ и ПГ быстро снижается по мере увеличения глубины проникновения, что объясняется скин-эффектом [15]. Глубину промагничивания образца (δ) можно оценить следующим образом:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot f \cdot \sigma \cdot \mu_0 \cdot \mu_r}}, \quad (1)$$

где f — частота, σ — электропроводность образца, μ_0 — магнитная проницаемость вакуума (свободного пространства), а μ_r — магнитная проницаемость образца. Глубина промагничивания может регулироваться фильтром высоких и низких частот (100—300 кГц) для качественной оценки глубины термообработки (до 100 мкм) при различной температуре аустенизации. Точно так же Neslusan и др. [16] использовали диапазон частот (50—200 кГц) для контроля зоны термического влияния поверхностно-упрочняемой стали на глубине до 150 мкм под поверхностью с использованием методов ШБ. Термообработанные образцы были подвергнуты контролю с точки зрения многих магнитных параметров, а также была проверена правильность уравнением глубины скин-слоя для выбора оптимальных ШБ и ПГ параметров процесса. Наконец, сигналы ШБ и ПГ были получены в четырех разных местах каждого образца для компенсации погрешности измерения в определенном диапазоне таких магнитных параметров, как частота намагничивания (10—40 Гц для ШБ и 0,04—0,16 Гц для ПГ) и напряженность магнитного поля (800—1000 Э). Предыдущие исследования показали, использование анализа ШБ на частота перемагничивания (> 10 Гц) может обнаруживать изменения свойств поверхности, вызванные процессами производства и термообработки [17, 18]. Сигнал СКО был получен с помощью программного обеспечения MAGSTER, а затем обрабатывался программой MATLAB для определения параметров «отсчет» и «событие» [19]. Эти параметры были необходимы для образования огибающей ШБ, используя 5209 отсчетов и соответствующих событий каждого цикла намагничивания. Настройка параметров анализатора ШБ представлена в табл. 2.

Таблица 2

ШБ и ПГ параметры процесса

Параметры ШБ и ПГ	Условия
Диапазон фильтра	100—300 кГц
Усиление ШБ	20 дБ
Число циклов	3
Частота намагничивания для ШБ	10, 20, 30, 40 Гц
Частота намагничивания для ПГ	0,04; 0,08; 0,12; 0,16 Гц
Напряженность магнитного поля	800, 1000 Э

Образцы (10×20×10 мм³) были разрезаны по центру для определения микротвердости и микроструктурных параметров на проволочном электроэрозионном станке. Образцы были последовательно подвергнуты горячей формованию и обработаны наждачной бумагой различных марок, таких как 200, 450, 600, 800, 1000 и 1500. Кроме того, зеркальная полировка производилась с помощью глиноземной пастой на станке с вращающимся абразивным диском. Образцы травились в течение примерно 15 с в 2 %-растворе нитала для улучшения видимости микроструктурных фаз в оптический микроскоп (Classical PL, Dewinter Technologies, Италия). Определение микротвердости проводили на термообработанных образцах с приложением нагрузки 100 г с выдержкой 10 с на микротвердомере по методу Виккерса (Micro Mech. Technologies, Индия).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Влияние термообработки на микроструктуру

На рис. 2 показаны резкие изменения микроструктуры термообработанных образцов. В процессе термической обработки образцы нагревались выше верхней критической температуры, при которой формировалась однородная аустенитная (γ -железо) фаза. Эта фаза железа имеет ГЦК-структуру, которая по своей природе является мягкой. При отжиге (ОТ) в аустенитной матрице зарождались ферритная и перлитная структуры благодаря медленному охлаждению печи.

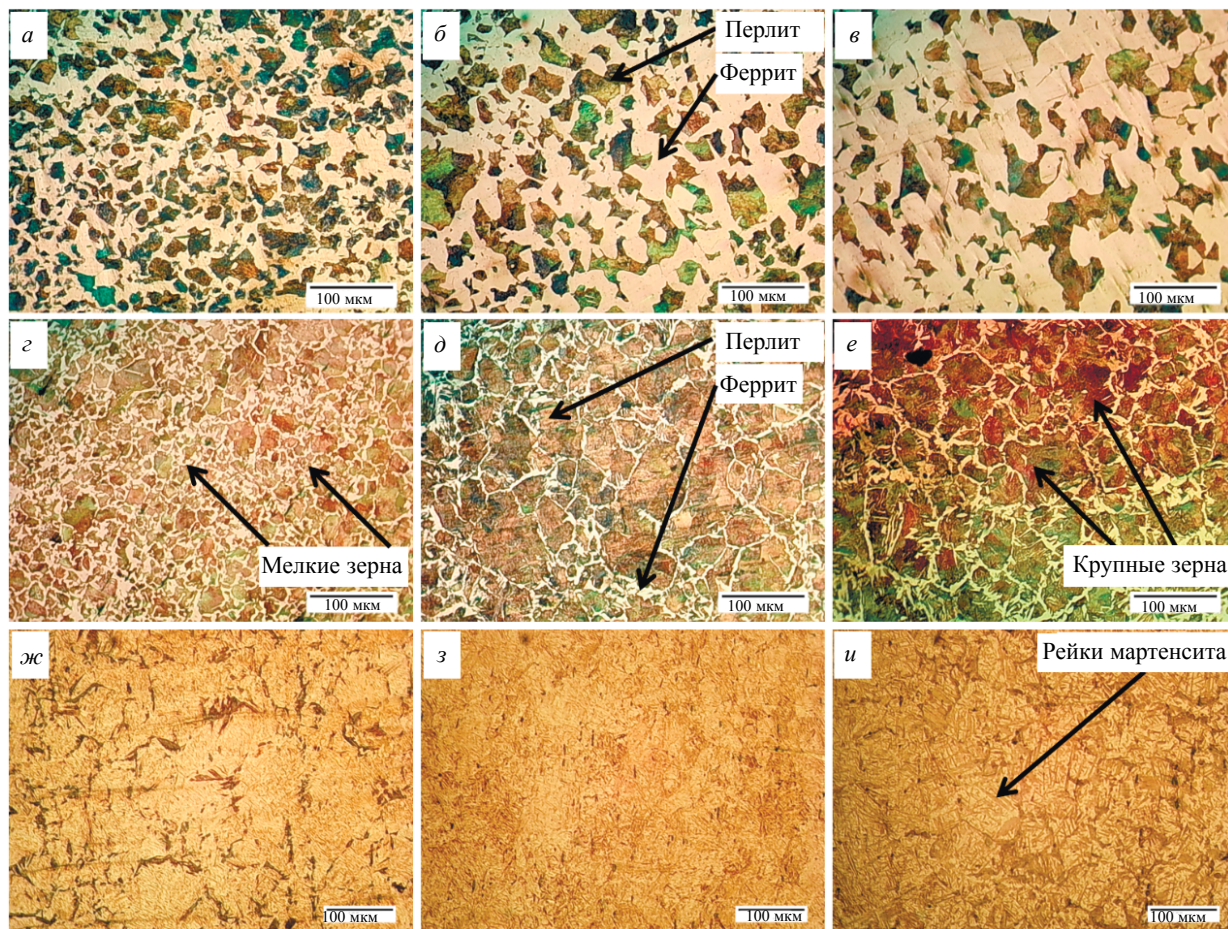


Рис. 2. Изменения микроструктуры в термообработанных образцах при различных температурах аустенизации: ОТ: 800°C (а); ОТ: 850°C (б); ОТ: 900°C (в); НОР: 800°C (д); НОР: 850°C (е); НОР: 900°C (е); ЗАК: 800°C (ж); ЗАК: 850°C (з); ЗАК: 900°C (и).

В отожженных образцах наблюдались большой ферритовый светлый слой и крупная перлитная структура, что было и в нормализованных образцах (как показано на рис. 2). Было обнаружено, что перлитная структура при меньших температурах аустенизации обладает малым размером зерна как при отжиге, так и в процессе нормализации. Если температура аустенизации увеличивается, по всей перлитной структуре наблюдается более крупное зерно благодаря образованию светлой ферритовой матрицы при медленном охлаждении. При нормализации (НОР) формировались более мелкие зерна перлита по сравнению с зерном при отжиге из-за охлаждения на воздухе при комнатной температуре (рис. 2а, з). При нормализации в образце отчетливо наблюдалась большая плотность перлитной фазы и малое количество ферритной фазы, как показано на рис. 2д. При закалке (ЗАК) раскаленные образцы быстро закаляются

в воду, что приводило к зародышеобразованию пересыщенного твердого раствора мартенсита в аустенитной фазе. Это вызывает перераспределение углерода в аустенитной матрице и формирование отчетливых мартенситных игл по всей поверхности. В таком случае получается, что содержание углерода становится ниже, чем в исходных аустенитных зернах. Образование мартенсита аналогично замораживанию твердого раствора. Иными словами, химически однородная структура кристаллов аустенита допускает возникновение неоднородной мартенситной структуры по составу [20]. В закаленных образцах наблюдалось заметное количество объемно-центрированных тетрагональных игл и реечного мартенсита (рис. 2 *ж—и*), поскольку более быстрое охлаждение реечного мартенсита контролирует образование перлита [21].

3.2. Влияние термообработки на микротвердость

Вообще говоря, микротвердость напрямую зависит от микроструктурных свойств, таких как различные фазы, фазовое превращение и измельчение зерна. На рис. 3*а, б* показано изменение микротвердости по глубине в поперечном сечении термообработанных образцов, как функция от различных температур аустенизации. Более низкая микротвердость получалась в случае отожженных образцов вследствие большего содержания перлита, образованного при более низкой скорости охлаждения. Кроме того, незначительно большая твердость была обнаружена в нормализованных образцах по сравнению с отожженными образцами. Это происходит благодаря мелким зернам перлитной и ферритной фаз при более высокой скорости охлаждения. При закалке закалочная среда сильно влияет на твердость заготовки.

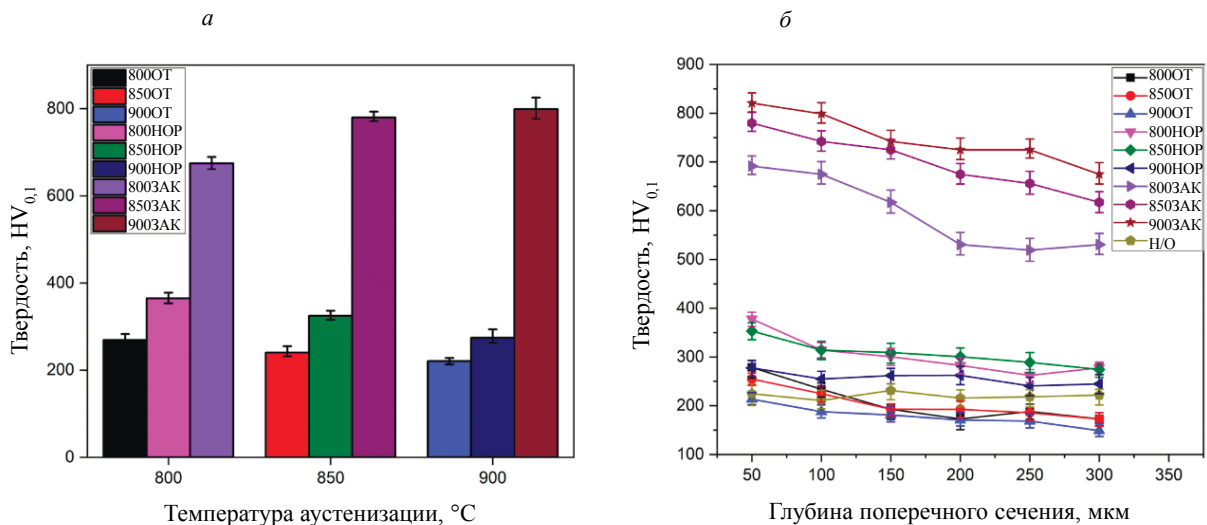


Рис. 3. Изменения твердости при различных температурах аустенизации (*а*); изменения твердости по глубине в поперечном сечении (*б*).

Рис. 3*а* показывает зависимость твердости термообработанных образцов от температуры аустенизации. Можно заметить, что твердость отожженного и нормализованного образца снижается с повышением температуры аустенизации. Кроме того, она увеличивается с повышением температуры аустенизации при закалке. Помимо всего обнаружено, что твердость закаленных образцов оказалась почти в три раза выше, чем у остальных образцов. На рис. 3*б* видно влияние термической обработки на твердость образца по глубине в поперечном сечении. При отжиге и нормализации влияние термической обработки на твердость образцов практически равномерно по сечению. Кроме того, при закалке происходит резкое снижение твердости по глубине в поперечном сечении. Причина состоит в более высокой скорости охлаждения водопроводной водой, что формирует однородную мартенситную структуру на возникающей поверхности и уменьшает глубину в поперечном сечении до 300 мкм.

3.3. Влияние термообработки на размер зерна

В данном исследовании измерение размера зерна необходимо для понимания влияния различных типов термообработки на микроструктуру и механические свойства. Размер зерна отожженного и нормализованного образца измеряли методом секущих. Механизм упрочнения при измельчении зерен обусловлен сопротивлением границ зерен скольжению дислокаций. Упрочнение границ зерен можно описать, используя соотношение Холла—Петча. Оно выражается следующим образом [22]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2}, \quad (2)$$

где σ_y — предел текучести, σ_0 — напряжение трения решетки, k_y — коэффициент Холла—Петча, а твердость может быть выражена средним размером зерна d . Это соотношение можно использовать для прогнозирования значения твердости. Согласно соотношению Холла—Петча, увеличение размера зерна способствует распространению трещин из-за большей длины проскальзывания дислокации. Поэтому для вдавливания при измерении твердости требовалось минимальное напряжение. Другими словами, мелкие зерна обеспечивают более высокую твердость, а крупные — более низкую [23].

На рис. 4 показана зависимость между средним размером зерна, температурой аустенитизации и твердостью. Температура аустенитизации и скорость охлаждения зависели от размера зерна и фазового превращения в образце. С другой стороны, размер зерен мартенситной структуры нельзя было измерить с помощью метода картирования. Weidner и др. [24] измеряли размер зерна мартенситной структуры различных высоколегированных сталей. Они наблюдали мартенситные формы внутри пакета исходных аустенитных зерен, а эти пакеты можно было измерить как размер пакета реечного мартенсита. В настоящем исследовании пакеты реечного мартенсита не встречаются. Но на оптической микрофотографии наблюдалась крошечная игольчатая мартенситная структура. Следовательно, размер зерна закаленного образца не может быть измерен. Из рис. 4а ясно видно, что средний размер зерна увеличивается с увеличением температуры аустенитизации в обоих процессах термообработки. Это происходит из-за увеличения скорости роста зерна с повышением температуры аустенитизации. Данное наблюдение согласуется с Białobrzeska и др. [25], авторы обнаружили больший средний размер аустенитного зерна ($28,5 \pm 12,8$ мкм) низколегированной боросодержащей стали, обусловленный выдержкой при температуре аустенитизации 900 °С. На рис. 4б показано уменьшение твердости с увеличением размера зерна в соответствии с соотношением Холла—Петча. Можно сделать вывод, что максимальная твердость (368 HV) была получена на нормализованном образце с малым средним размером зерна 14 мкм при 800 °С. Минимальная твердость (224 HV) была обнаружена у отожженного

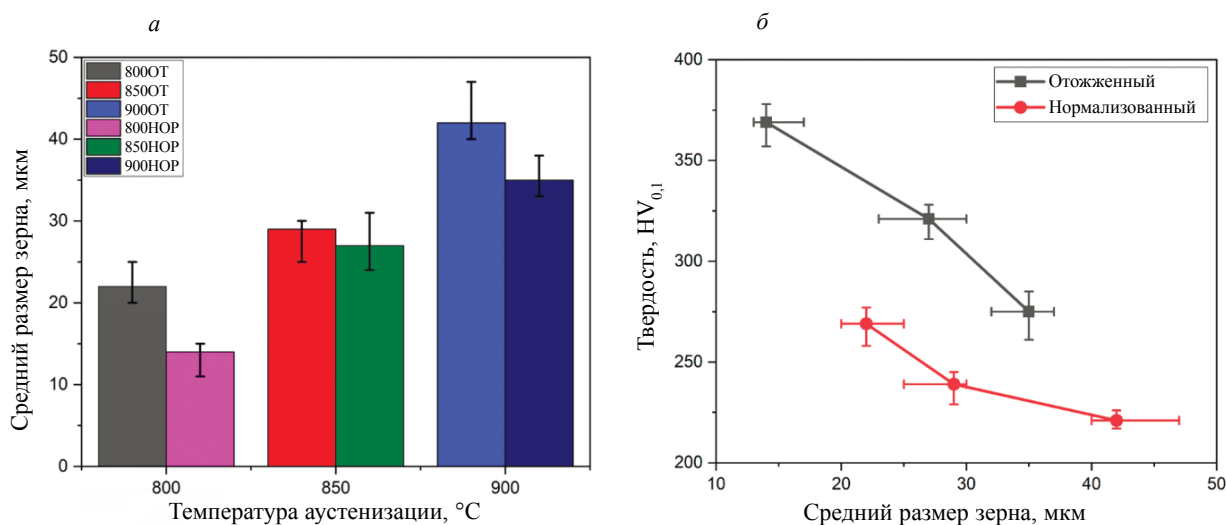


Рис. 4. Влияние температуры аустенитизации на средний размер зерна (а); влияние среднего размера зерна на твердость термообработанных образцов (б).

образца с крупным средним размером зерна 42 мкм при 900 °С. Thorat и Sadaiah [26] также сообщили, что небольшой размер зерна был получен вблизи фотохимически обработанной поверхности сплава Co—Cr L605 из-за серьезной пластической деформации, которая отвечает за повышение твердости материала.

3.4. Петля гистерезиса

Характер изменения петли гистерезиса отражает поведение материала во время намагничивания и размагничивания. Когда внешнее магнитное поле было приложено к ферромагнитному материалу, имеющему начальную плотность магнитного потока, равную нулю, большая часть магнитных доменов выстраивается по направлению внешнего магнитного поля, а часть магнитных доменов выстраивается в противоположном направлении. Напряженность магнитного поля следовала по своей собственной траектории от нуля до точки насыщения. Если дальше увеличивать внешнее магнитное поле, то можно достигнуть момент времени, в который плотность магнитного потока в материале перестает увеличиваться. Намагниченный материал не следует по той же кривой во время размагничивания. Как правило, электромагнит создается путем намотки проволоки на железный сердечник и последующим пропусканием по ней электрического тока. Электрическое поле в проволочной катушке создает внутри сердечника магнитное поле [27]. При подаче постоянного тока на катушку электромагнита и оценки петли гистерезиса различных термообработанных образцов он может иметь искаженную и асимметричную форму ПГ из-за намагниченности, смещенной постоянным током. Это приводит к вибрациям, перегреву, потреблению реактивной мощности и кривой насыщения сердечника магнита [28]. Обычно длинную и тонкую петлю гистерезиса можно получить для мягких материалов за счет свободного движения магнитных доменов. Кроме того, короткая и толстая петля гистерезиса может быть получена для материалов с высокой твердостью, поскольку большее количество препятствий уменьшает движение магнитных доменов. На рис. 5 представлены петли гистерезиса различных термообработанных при 900 °С образцов при напряженности магнитного поля 1000 Э и частоте перемагничивания 0,1 Гц. Можно заметить, что во время намагничивания, при приложении одного и того же магнитного поля ко всем соответствующим термообработанным образцам, самая низкая положительная точка насыщения и толстая петля гистерезиса наблюдались для закаленного образца. Положительное значение плотности магнитного потока насыщения было для него минимальным, что свидетельствовало о затруднении намагничивания закаленного образца, а затем отожженного и нормализованного из-за его игольчатой мартенситной микроструктуры, обуславливающей более высокую твердость. Эта мартенситная структура закаленного образца создает больше препятствий для движения магнитных доменов в направлении приложенного магнитного поля и приводит к более низкой намагниченности насыщения и

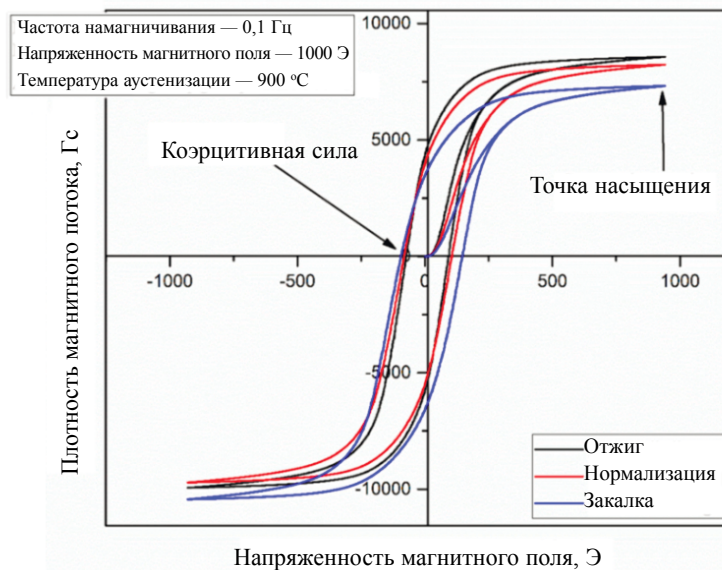


Рис. 5. Петля гистерезиса для термообработанных образцов при 900 °С.

большим удельным потерям энергии на перемагничивание в течение всего цикла. Kahrobaee и Hejazi [29] исследовали влияние условий термической обработки, т. е. закалки, на структурные и поверхностные свойства инструментальной стали AISI D2 с использованием оборудования для магнитного неразрушающего контроля. Они сообщили, что с повышением температуры аустенитизации (1000—1130 °С) в закаленном образце наблюдается меньшая намагниченность насыщения и сужение ширины петли гистерезиса, обусловленное образованием мартенситных пластин, остаточного аустенита и нерастворившихся карбидов.

Коэрцитивная сила является одним из важных параметров при анализе петли гистерезиса. Как правило, требуется приложение дополнительной напряженности магнитного поля в противоположном направлении для устранения остаточной намагниченности в материале после снятия внешнего поля [30]. Коэрцитивная сила изменяется в зависимости от свойств материала, таких как твердость, напряжение, фазовое превращение с изменением частоты возбуждения и напряженности намагничивающего поля. На рис. 6 показано изменение коэрцитивной силы при различных частотах возбуждения для термообработанных образцов. Из рис. 6 видно, что при увеличении частоты возбуждающего магнитного поля увеличивается и коэрцитивная сила. Причина в том, что глубина проникновения магнитного поля в обрабатываемый материал обратно пропорциональна частоте намагничивания. Если увеличение частоты намагничивания уменьшает глубину проникновения магнитного поля в объект, это приводит к большему размагничивающему полю, требуемому для насыщения магнитных доменов. Максимальная коэрцитивная сила была получена для закаленного образца при температуре аустенитизации 900 °С. В закаленном образце большое количество мелких иголок, подобных рейкам мартенсита, которые создавали препятствие к удлинению, вращению и перемещению магнитного домена в направлении магнитного поля.

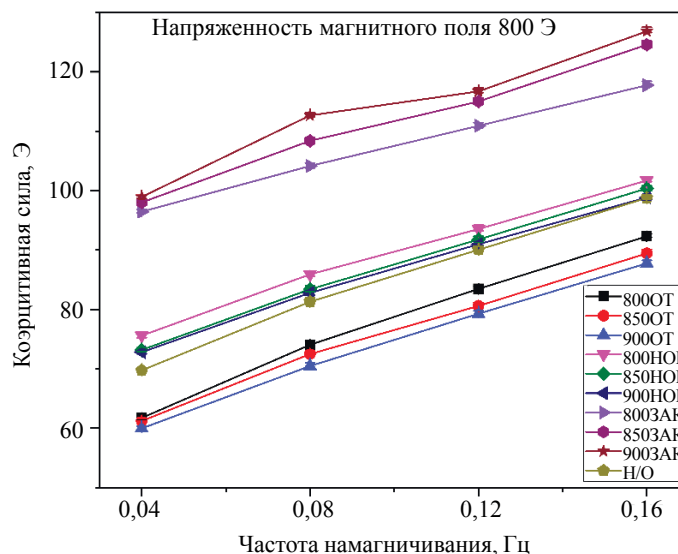


Рис. 6. Изменение коэрцитивной силы при различных частотах перемагничивания.

На рис. 7а показана прямая зависимость между коэрцитивной силой и изменением твердости при различных температурах аустенитизации. Коэрцитивная сила увеличивается с увеличением твердости термообработанных образцов, поскольку для движения магнитного домена по образцам с высокой твердостью требуется большая плотность магнитного потока. Следовательно, более высокая дополнительная напряженность магнитного поля была прикладывается в обратном направлении, чтобы свести на нет остаточную индукцию. Аналогично рис. 7б показывает, что коэрцитивная сила уменьшается с увеличением среднего размера зерна термообработанного образца. Такое поведение можно объяснить увеличением размера зерна, а затем уменьшением количества границ зерен, которые создали минимальное препятствие для движения магнитного домена и уменьшили коэрцитивную силу. Наблюдалась линейная корреляция между коэрцитивной

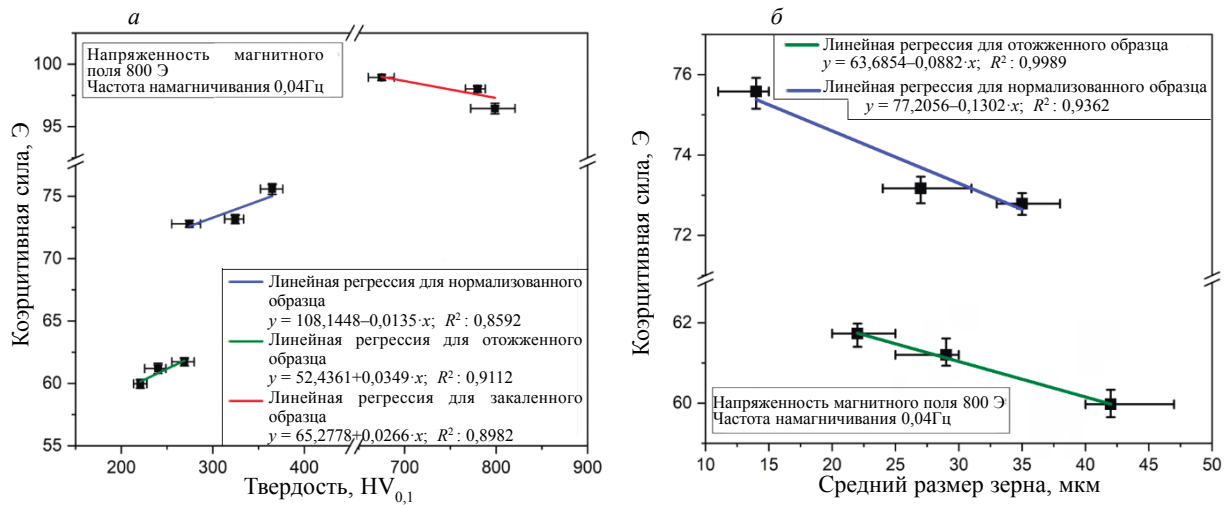


Рис. 7. Корреляция между коэрцитивной силой и твердостью (а); корреляция между коэрцитивной силой и средним размером зерна термообработанных образцов (б).

силой и твердостью различных термообработанных образцов с коэффициентом корреляции 0,8592, 0,9112 и 0,8982 соответственно. Также была получена линейная зависимость коэрцитивной силы от размера зерна отожженных и нормализованных образцов с коэффициентом корреляции 0,9989 и 0,9362 соответственно. Кроме того, путем сравнения рис. 7а, б делается вывод, что эффект Холла—Петча существенно влияет на магнитные свойства, т.е. на коэрцитивную силу термообработанных образцов, при определении петли гистерезиса.

3.5. Оценка шума Баркгаузена

При намагничивании и размагничивании ферромагнитного материала в приложенном магнитном поле образование ШБ регистрируется приемной катушкой в виде импульсов напряжения. Этот импульс напряжения генерировался против нормированного времени как намагниченная и размагниченнная петля, т.е. огибающая ШБ. Эти огибающая ШБ также может быть связаны с микроструктурными свойствами различных технических материалов [31]. На рис. 8 показана огибающая ШБ для различных образцов, подвергнутых термообработке при 900 °С. Форма огибающей ШБ сжимается с увеличением твердости и уменьшением размера зерна. Как обсуждалось выше,

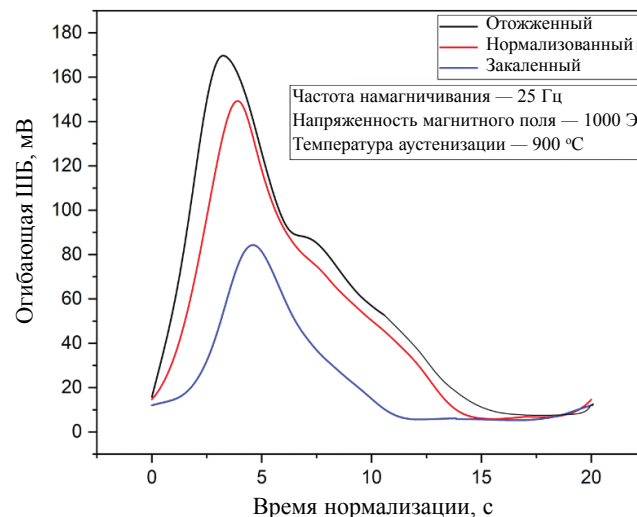


Рис. 8. Изменение в профиле сигнала ШБ различных термообработанных образцов.

отожженный образец имеет более грубую перлитную структуру с меньшей твердостью, чем мелкоперлитная структура нормализованного образца, за которой следует игольчатая мартенситная структура, сформированная в закаленном образце. Следовательно, в закаленном образце образовалась небольшая огибающая ШБ. Кроме того, высота огибающей ШБ отожженного образца почти в два раза больше, чем у закаленного образца из-за более быстрого отклика магнитного домена в условиях крупного зерна. Из рис. 8 видно, что максимальное нормированное время требуется для намагничивания и размагничивания закаленных образцов из-за большого объема границ зерен.

Среднеквадратичное отклонение (СКО) позволяет исследовать зависимость свойств материала с помощью огибающей ШБ. Как правило, непрерывный сигнал импульсов напряжения дает приблизительное значение сигнала шума Баркгаузена, также называемое как значение ШБ—СКО. На рис. 9 видно, что увеличение частоты возбуждения от 10 до 40 Гц при постоянной напряженности приложенного магнитного поля 800 Э вызывает увеличение сигнала ШБ—СКО. ШБ-сигналы также зависят от частоты намагничивания и возрастают с ней при приложенном магнитном поле. В определенной области анализируемого образца при постоянном магнитном поле с увеличением частоты намагничивания количество участвующих магнитных доменов увеличивается за счет динамического зарождения и аннигиляции стенок магнитных доменов. Это приводит к большему взаимодействию между сетевой подвижностью магнитных доменов и местами закрепления, что приводит к увеличению сигналов ШБ—СКО с увеличением частоты намагничивания.

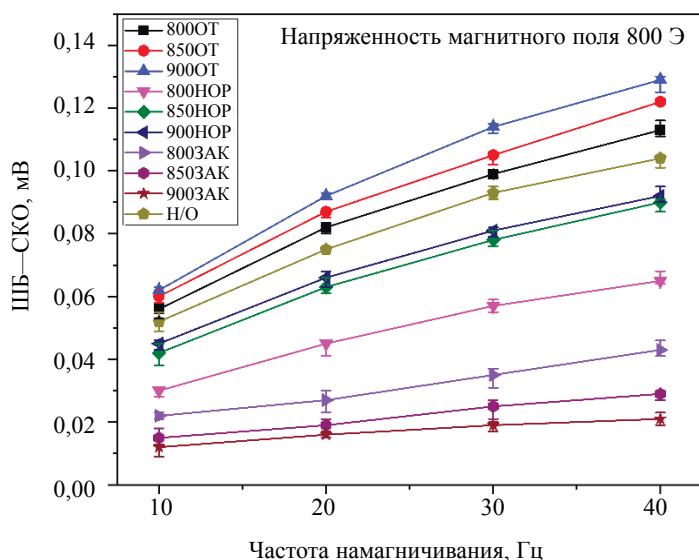


Рис. 9. Изменение ШБ—СКО при различных частотах намагничивания.

На рис. 10а показано, что сигнал ШБ—СКО уменьшается с увеличением твердости. Из рис. 10б видно, что сигнал ШБ—СКО линейно пропорционален размеру зерна образца, значения ШБ—СКО максимальны для образца, отожженного при 900 °С, вследствие того, что он имеет крупнозернистую структуру перлитно-ферритной матрицы со средним размером зерна 29 мкм. Это привело к меньшему затруднению движения магнитных доменов и привело к большему количеству участвующих доменов, вращающихся в направлении приложенного магнитного поля. Это создает больший сигнал ШБ—СКО в виде импульсов напряжения. Наблюдалась линейная зависимость между ШБ—СКО и твердостью различных термообработанных образцов с коэффициентом корреляции 0,9940, 0,8617 и 0,9766 соответственно. Кроме того, была получена линейная зависимость коэрцитивной силы и размера зерна отожженных и нормализованных образцов с коэффициентом корреляции 0,9755 и 0,9564 соответственно. Помимо этого, сравнивая рис. 10а и б, делается вывод, что эффект Холла—Петча значительно влияет на ШБ—СКО термообработанных образцов при определении параметров шумов Баркгаузена.

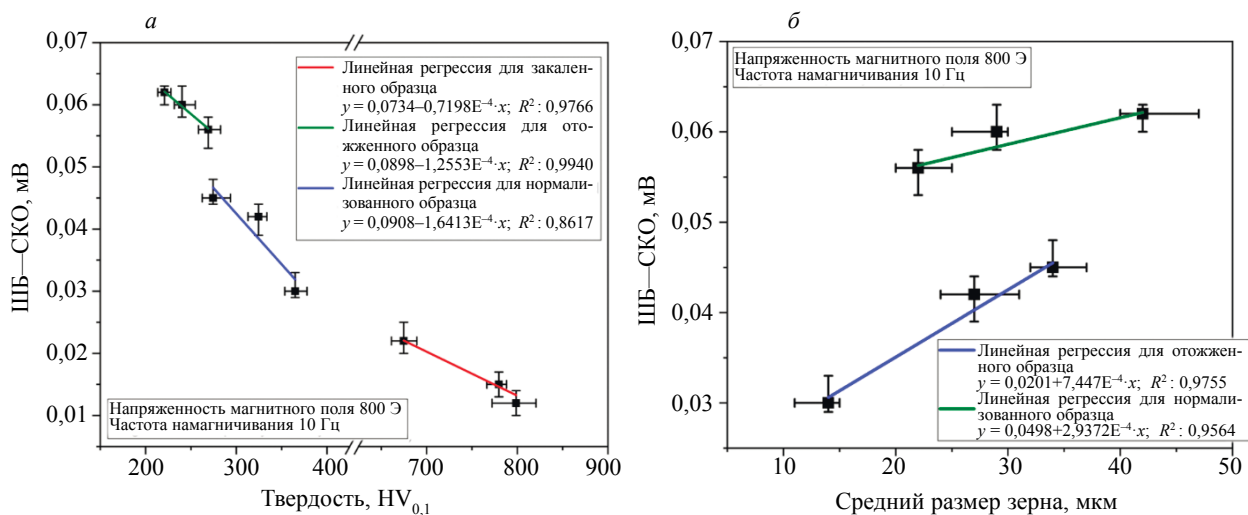


Рис. 10. Результаты: зависимость между ШБ—СКО и твердостью (а); зависимость между ШБ—СКО и средним размером зерна термообработанных образцов (б).

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты настоящей работы показали, что такие методы термической обработки, как отжиг, нормализация и закалка при различных температурах аустенизации, могут играть значительную роль в улучшении свойств поверхности стали AISI 1040. Кроме того, методы, связанные с измерением ШБ и ПГ, являются эффективными средствами неразрушающего контроля для качественной оценки поверхностных свойств термообработанных образцов. В результате работы можно сделать следующие выводы:

1. В закаленном образце при температуре аустенизации 900 °С обнаружено значительное влияние термической обработки в отношении более глубокого упроченного слоя и большего значения микротвердости (821 HV). Его воздействие наблюдалось в образце до глубины 300 мкм. Действительно, твердость закаленных образцов почти в три раза больше, чем у отожженных и нормализованных образцов, что обусловлено более быстрым охлаждением мартенситной пластины.

2. По результатам ШБ-анализа максимум ШБ—СКО (0,13 мВ) наблюдался в отожженном образце при температуре аустенизации 900 °С и частоте перемагничивания 40 Гц, а затем в нормализованных и закаленных образцах. Причина этого — образование структуры перлита с более крупными зернами при более высокой температуре аустенизации, при которой во время намагничивания появляется меньше точек захвата дислокаций.

3. Согласно ПГ-анализу, максимальная коэрцитивная сила (126 Э) была получена в закаленном образце при температуре аустенизации 900 °С и частоте перемагничивания 0,16 Гц из-за ограничения движения магнитных доменов большим количеством мелких мартенситных реек.

4. Установлена линейная корреляция между ШБ—СКО и таким свойством поверхности, как твердость, при различных типах термообработки, таких как отжиг, нормализация, закалка с коэффициентом корреляции 0,9940, 0,8617 и 0,9766 соответственно. Аналогичным образом было обнаружено, что коэрцитивная сила линейно зависит от твердости при различных типах термообработки с коэффициентом корреляции 0,8592, 0,9112 и 0,8982 соответственно.

5. Обнаружена толстая петля гистерезиса с более низкой точкой насыщения в случае закаленного образца, по существу так же, как и для тонкой мартенситной рейки. И наоборот, в случае отожженной стали AISI 1040 наблюдалась более высокая амплитуда огибающей ШБ с коротким временем нормализации.

Можно сделать вывод, что термическая обработка в сочетании с магнитными неразрушающими методами может привести к эффективным свойствам поверхности с быстрым определением параметров поверхности стали AISI 1040, что, в свою очередь, сокращает время производственного цикла изделия. Экспериментальные результаты, полученные в ходе настоящего исследования,

могут быть полезны для применения в автомобильной промышленности, если образцы с аналогичными механическими свойствами, химическим составом и удельной температурой аустенизации.

Авторы хотели бы поблагодарить Dr. Meghanshu Vashista и Dr. Mohd Zaheer Khan Yusufzai за обеспечение оборудованием для экспериментов при кафедре машиностроения Индийского института технологий (БИУ), Варанаси. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Stashkov A., Nichipuruk A., Ogneva M., Kuleev V.* The effect of plastic strain and the orthogonal bias field on the processes of magnetization of low-carbon steel // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2012. V. 48. No. 12. P. 686—692.
2. *Shah A., Ali G., Khan T.M.R., Shah A., Imran M., Nisar S.* Evaluation of Heat Treatment Effect on the Tensile Strength of Mild Steel Welded Joints Using Ultrasonic Testing // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2021. V. 57. No. 6. P. 455—464.
3. *Thelning K.E.* Steel and its heat treatment. Butterworth-heinemann, 2013.
4. *Lasaosa A., Gurruchaga K., Arizti F., Martinez-De-Guerenu A.* Induction hardened layer characterization and grinding burn detection by magnetic Barkhausen noise analysis // *J. Nondestruct. Eval.* 2017. V. 36. No. 2. P. 27.
5. *Baldev R., Jayakumar T., Moorthy V., Vaidyanathan S.* Characterisation of microstructures, deformation, and fatigue damage in different steels using magnetic Barkhausen emission technique // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2001. V. 37. No. 11. P. 789—798.
6. *Shrivastava A.K., Sharma A., Awale A.S., Yusufzai M.Z.K., Vashista M.* Assessment of Grinding Burn of AISI D2 Tool Steel Using Barkhausen Noise Technique // *J. Inst. Eng. (India): C.* 2021. V. 102. No. 4. P. 885—896.
7. *Srivastava A., Awale A., Vashista M., Yusufzai M.K.* Characterization of Ground Steel Using Nondestructive Magnetic Barkhausen Noise Technique // *J. Mater. Eng. Perform.* 2020. V. 29. No. 7. P. 4617—4625.
8. *Noskova N., Shulika V., Lavrent'ev A., Potapov A., Korzunin G.* Structure and Barkhausen effect parameters of amorphous alloys after various heat treatments // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2004. V. 40. No. 9. P. 620—624.
9. *Devine M.K.* The magnetic detection of material properties // *J. Nondestr. Eval.* 1992. V. 44. No. 10. P. 24—30.
10. *Sharma A., Chaudhari A., Awale A.S., Yusufzai M.Z.K., Vashista M.* Effect of Grinding Environments on Magnetic Response of AISI D2 Tool Steel // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2021. V. 57. No. 3. P. 212—221.
11. *Li Y., Chen J., Wang J., Zhao H., Chen L.* Study on the residual stress distribution of railway rails // *Proc. Inst. Mech. Eng. Part C.* 2020. V. 234. No. 23. P. 4682—4694.
12. *Kishore G., Mariappan K., Kumar A., Shankar V., Sandhya R., Rao B.P., Laha K.* Characterization of High Temperature (873 K) Low Cycle Fatigue Damage in Modified 9Cr-1Mo Steel Using Magnetic Barkhausen Emission Technique // *Trans. Indian Inst. Met.* 2016. V. 69. No. 2. P. 315—318.
13. *Wu J., Liu C., Li E., Zhu J., Ding S., Wang Y.* Motion-Induced Magnetic Barkhausen Noise for Evaluating Applied Stress in Pipelines // *J. Nondestruct. Eval.* 2020. V. 39. No. 4. P. 1—12.
14. *Jedamski R., Heinzl J., Röbner M., Epp J., Eckebrecht J., Gentzen J., Putz M., Karpuschewski B.* Potential of magnetic Barkhausen noise analysis for in-process monitoring of surface layer properties of steel components in grinding // *tm-Technisches Messen.* 2020. V. 87. No. 12. P. 787—798.
15. *Neslusan M., Cizek J., Kolarik K., Minarik P., Cillikova M., Melikhova O.* Monitoring of grinding burn via Barkhausen noise emission in case-hardened steel in large-bearing production // *J. Mater. Process. Tech.* 2017. V. 240. P. 104—117.
16. *Lindgren M., Lepistö T.* Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel // *Ndt&E Int.* 2003. V. 36. No. 5. P. 279—288.
17. *Moorthy V., Shaw B., Mountford P., Hopkins P.* Magnetic Barkhausen emission technique for evaluation of residual stress alteration by grinding in case-carburised En36 steel // *Acta Mater.* 2005. V. 53. No. 19. P. 4997—5006.
18. *Vashista M., Paul S.* Novel processing of Barkhausen noise signal for assessment of residual stress in surface ground components exhibiting poor magnetic response // *J. Magn. Magn. Mater.* 2011. V. 323. No. 21. P. 2579—2584.
19. *Roitburd A., Kurdjumov G.* The nature of martensitic transformations // *Mater. Sci. Eng.* 1979. V. 39. No. 2. P. 141—167.
20. *Grajcar A., Opiela M.* Influence of plastic deformation on CCT-diagrams of low-carbon and medium-carbon TRIP-steels // *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.* 2008. V. 29. No. 1. P. 71—78.
21. *Hall E.* The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results // *Proc. Phys. Soc. B.* 1951. V. 64. No. 9. P. 747.
22. *Lee S.J., Lee Y.K.* Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels // *Mater. Des.* 2008. V. 29. No. 9. P. 1840—1844.

23. Weidner A., Hangen U.D., Biermann H. Nanoindentation measurements on deformation-induced α' -martensite in a metastable austenitic high-alloy CrMnNi steel // *Philos. Mag. Lett.* 2014. V. 94. No. 8. P. 522—530.
24. Bialobrzaska B., Konat Ł., Jasiński R. The influence of austenite grain size on the mechanical properties of low-alloy steel with boron // *Metals*. 2017. V. 7. No. 1. P. 26.
25. Thorat S., Sadaiah M. The effect of residual stresses, grain size, grain orientation, and hardness on the surface quality of Co–Cr L605 alloy in Photochemical Machining // *J. Alloys Compd.* 2019. V. 804. P. 84—92.
26. Wang S., Li L., Zhao X., Xie Y. Fixed-point time-periodic FEM taking into account hysteresis characteristics of laminated core under DC bias // *Int. J. Appl. Electrom.* 2017. V. 55. No. 2. P. 289—300.
27. Kahrobaee S., Hejazi T.-H. A RSM-based predictive model to characterize heat treating parameters of D2 steel using combined Barkhausen noise and hysteresis loop methods // *J. Magn. Magn. Mater.* 2017. V. 433. P. 131—140.
28. Zagainov A., Ul'yanov A., Chulkina A., Zykina I. The effect of cementite on the formation of the magnetic hysteresis properties of thermally treated carbon steels // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2012. V. 48. No. 1. P. 35—43.
29. Awale A., Shrivastava A. K., Chaudhari A., Yusufzai M.Z.K., Vashista M. Micro-magnetic characterisation of ground AISI D2 tool steel using hysteresis loop technique // *Int. J. Mater. Prod. Technol.* 2021. V. 62. No. 1—3. P. 180—198.
-