

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛЕЙ ГАДФИЛЬДА, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ ТЕРМООБРАБОТКИ, ВИХРЕТОКОВЫМ МЕТОДОМ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

© 2020 г. Саид Каробаи^{1,*}, Эсан Джаханги Фард^{1,**}

¹Кафедра машиностроения и материаловедения, Технологический университет им. Саджада, Мешхед, Иран
E-mail: *kahrobaee@sadjad.ac.ir.com, saeed.kahrobaee@gmail.com;

**E.Jahantigh@yahoo.com

Поступила в редакцию 18.12.2018; после доработки 18.01.2019

Принята к публикации 23.12.2019

Вихретоковый метод неразрушающего контроля использовался для определения микроструктурных особенностей сталей Гадфильда, подвергнутых различным режимам термической обработки. Параметры термической обработки, включающие закалочную среду (печь, воздух и вода) и температуры отпуска (в диапазоне 200—600 °С), варьировались для получения различных микроструктур. Метод рентгеновской дифракции, наблюдение в сканирующий электронный микроскоп и измерение твердости использовались для определения формирующихся в микроструктуре фаз и механических свойств. Количественные значения карбидных и перлитных структур были определены по изображениям, полученным на микроскопе, с использованием программного обеспечения для обработки изображений. Было оценено влияние микроструктурных особенностей (тип, фракция и морфология образующихся фаз) на вихретоковые выходные параметры (среднеквадратичное напряжение, нормированный импеданс и фазовый угол). Исследование показывает, что вихретоковый метод может быть использован для неразрушающего обнаружения микроструктурных изменений термически обработанной стали Гадфильда. Результаты также показывают, что коэффициенты корреляции составляют более 93 % при определении относительного содержания аустенитной матрицы методом вихревых токов.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, исследование микроструктуры, вихревые токи, неразрушающий контроль.

DOI: 10.31857/S0130308220020037

1. ВВЕДЕНИЕ

Марганцевые стали Гадфильда (1,0—1,4 мас.% С, 10—14 мас.% Mn) отличаются превосходной износостойкостью, высокой прочностью и пластичностью, а также хорошей способностью к упрочнению наклепом [1—3]. Эти свойства делают эту сталь подходящей для промышленных применений, таких как молотковые мельницы, экскаваторы, железные дороги и оборудование для дробления минералов [4—6].

Данная сталь в литом состоянии содержит вторичные фазы (железомарганцевые карбиды: (Fe, Mn)₃C и перлит), распределенные в аустенитной матрице. Типичной обработкой стали в промышленности является аустенизация стали при 1050 °С (в вакуумной печи, чтобы избежать обезуглероживания [1, 7]) в течение нескольких часов после закалки в воде. В этом случае (FeMn)₃C полностью растворяются, в результате чего остается только матрица аустенита. В связи с этим стали Гадфильда обладают полностью аустенитной микроструктурой и обеспечивают высокие прочность и деформационное упрочнение [8]. Однако из-за медленного охлаждения формы в процессе литья или применения низких скоростей охлаждения после аустенизации в процессе термообработки, аустенитная фаза преобразуется в карбидные фазы или даже перлитную смесь в границах зерен, что приводит к снижению пластичности материала [9]. Таким образом, важно контролировать микроструктуру, чтобы она представляла собой только фазу аустенита без перлита по границам зерен.

Кроме того, в литературе сообщается, что наличие карбидных выделений в матрице аустенита стали Гадфильда после отпуска будет значительно улучшать износостойкость и срок службы без снижения пластичности [10]. Во время отпуска на границах зерен и внутри зерен аустенита при 400—500 °С имеет место низкое содержание карбидов, представляющие собой хлопья либо иглы. При более высокой температуре отпуска выделение карбидов усиливается и происходит эвтектоидное превращение, которое приводит к образованию феррит/цементита в виде перлита в пределах границ зерен [11—13]. Для отпущенных сталей Гадфильда оптимальная микроструктура достигается при оптимальной температуре, которая обеспечивает наилучшие механические свойства.

В процессе контроля сталей Гадфильда необходимо учитывать значительное влияние условий термообработки (среды закалки и температуры отпуска) на конечные механические свойства, микроструктурные характеристики термообработанных деталей. Поскольку матрица сталей Гадфильда представляет собой парамагнитный аустенит, а вторичные фазы, включая карбиды и

феррит, являются ферромагнитными [11, 14], имеется большой потенциал электромагнитных методов для неразрушающего определения характеристик микроструктуры.

Вихретоковый метод неразрушающего контроля (НК): вихретоковый контроль (ВТК), с высокой чувствительностью к микроструктурным характеристикам потенциально может быть применен в качестве альтернативы традиционным методам, таким как металлография (микроскопическое наблюдение), для обнаружения фаз, сформировавшихся в микроструктуре [15]. В последние годы метод ВТК использовался как быстрое и надежное измерительное средство в области определения микроструктурных характеристик различных видов сталей. Например, доля перлита [16—19], глубина обезуглероживания [20—22], толщина индукционно-упрочненного слоя [23, 24] и глубина цементации [25] оцениваются в обычных углеродистых сталях с применением метода ВТК. Кроме того, исследование микроструктурных изменений при старении в мартенситных сталях [26], определение доли остаточного аустенита и выявление вторичного упрочнения в инструментальных сталях D2 для холодной обработки [27, 28] и оценка объемной доли мартенситных островков в двухфазных сталях [29] являются некоторыми приложениями ВТК, используемыми в неразрушающем контроле легированных сталей.

Согласно упомянутым выше исследованиям, применение ВТК для определения микроструктурных изменений, вызванных различными циклами термообработки, в стали Гадфильда еще не изучено. Таким образом, в этой статье проведена оценка способности обнаружения микроструктуры методом ВТК.

2. ПРОЦЕДУРА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для термообработки и проведения НК было подготовлено 8 литых образцов стали Гадфильда с одинаковыми размерами 100 мм × 20 мм × 5 мм. Химический состав используемой в этой статье стали Гадфильда определялся посредством квантометрии и представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали Гадфильда

Элемент	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	V	Sn	Fe
мас. %	1.20	12.78	0.17	0.03	0.01	0.36	0.19	0.08	0.01	0.23	0.03	0.03	84.88

Один из образцов не подвергнут термообработке (НТО) и оставлен в том виде, в котором изготовлен (образец, охлажденный в форме), а другие образцы подвергнуты аустенизации при 1050 °С в течение 1,5 ч (в контролируемой атмосфере, чтобы избежать обезуглероживания). Из аустенизированных образцов один охлаждали на воздухе (ОВ), а другие — в воде. После этого закаленные образцы подвергали раздельному отпуску при 200, 300, 400, 500 и 600 °С в течение 2 ч кроме одного, который остался в закаленном состоянии (ЗС).

После термообработки поперечные срезы всех образцов отшлифованы, отполированы и протравлены с помощью Vilella (2 г пикриновой кислоты и 5 мл HCl в 100 мл этилового спирта). Исследование характеристик микроструктуры выполнено с использованием сканирующего электронного микроскопа (SEM VP 1450) и рентгенодифракционного анализа (РДА). Дифрактограммы образцов получены путем сканирования в диапазоне углов 2θ от 5 до 70°. Измерения проводились при 25 °С с использованием источника рентгеновского излучения Cu—K α (длина волны 0,15405 нм) с помощью рентгеновского дифрактометра X'Pert Philips.

Твердость была измерена по шкале Бринелля в разных точках и для каждого образца посчитана средняя твердость по 5 измерениям.

Измерения вихревых токов выполнены на всех образцах с использованием лабораторной изготовленной вручную установки, которая схематически представлена на рис. 1. Прходной датчик вихревых токов представлял собой возбуждающую и измерительную катушки, которые имели 500 и 1000 витков тонкой медной проволоки соответственно. С помощью функционального генератора на катушку возбуждения подавался синусоидальный ток с частотой в диапазоне от 1 до 10 кГц. Индуцированное напряжение (ЭДС) в образце, считываемое измерительной катушкой, подается на входной порт платы аналого-цифрового преобразования и дискретизируется с частотой 500 Гц. Обработка данных, среднеквадратичное напряжение, нормализованное полное сопротивление (Z/Z_0) и разность фаз (φ) получены как результаты ВТК. Детали расчетов для определения выходных данных ВТК были представлены на рис. 1. Наконец, был также построен годограф для образцов с различными микроструктурами.

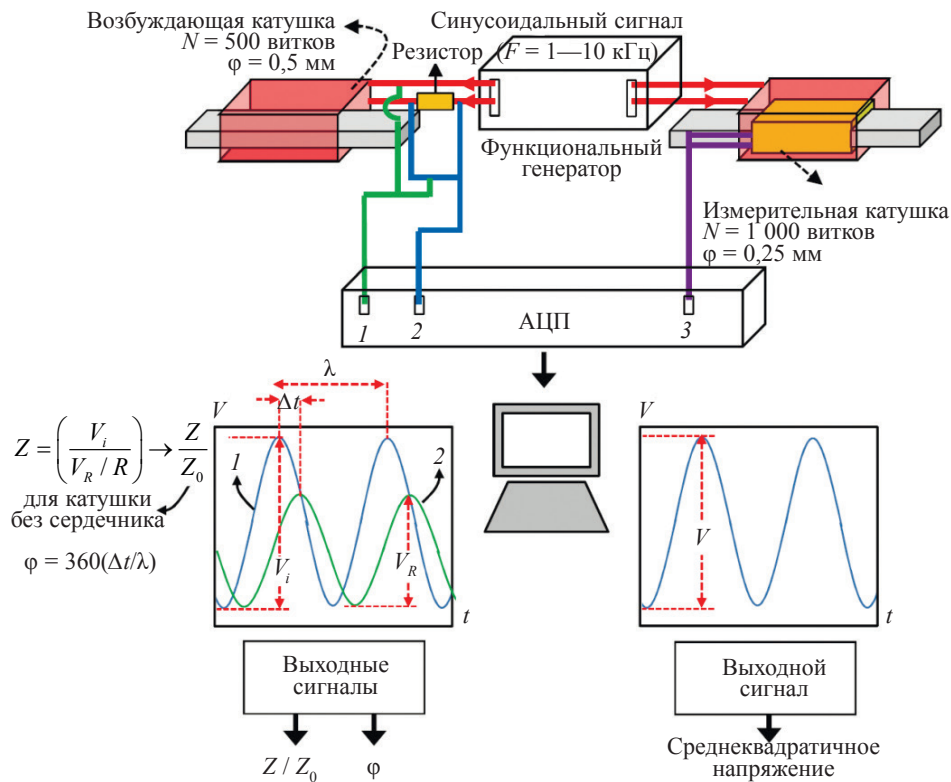
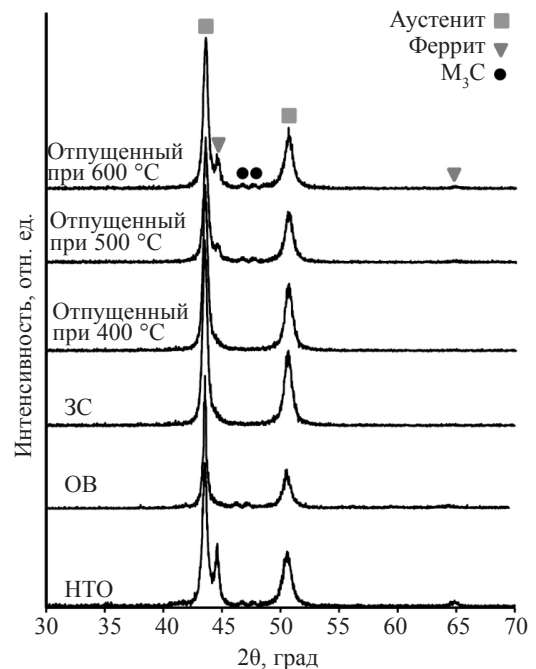


Рис. 1. Схема экспериментальной вихрековой установки.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

РДА был выполнен для определения характеристик фаз, сформированных в результате различных процессов термообработки. На рис. 2 представлены дифрактограммы образцов из стали Гадфильда, подвергнутых различным термообработкам. Как видно из рисунка, для всех образцов проявляются два пика, соответствующих таким углам 2θ , как $43,47$ и $50,76^\circ$, для плоскостей (111) и (200) матрицы аустенитной фазы. Для некоторых образцов была обнаружена объемно-центрированная кубическая (ферритовая фаза) решетка при $2\theta = 44,67, 65,02^\circ$, что соответствует отражениям плоскостей феррита (110) и (200). Третий набор отражений наблюдался в диапазоне 2θ от 45° до 50° . Эти пики относятся к ромбическому цементиту, который образуется в системе Fe—C—Mn в виде M_3C (M — атом железа и марганца) [30, 31].

Появление шести пиков в НТО-образце показывает, что микроструктура в этом состоянии содержит фазы аустенита, феррита и карбида. Для ОВ-образца пики ферритовой фазы исчезли, а карбидные еще наблюдаются. Это означает, что в этой ситуации микроструктура содержит аустенит и карбиды. При закалке образца в воде остаются только пики аустенита. Таким образом, сталь Гадфильда в ЗС-образцах

Рис. 2. Профили линий рентгеновской дифракции образцов НТО, ОВ, ЗС, закаленных и отпущенных при 400, 500 и $600^\circ C$.

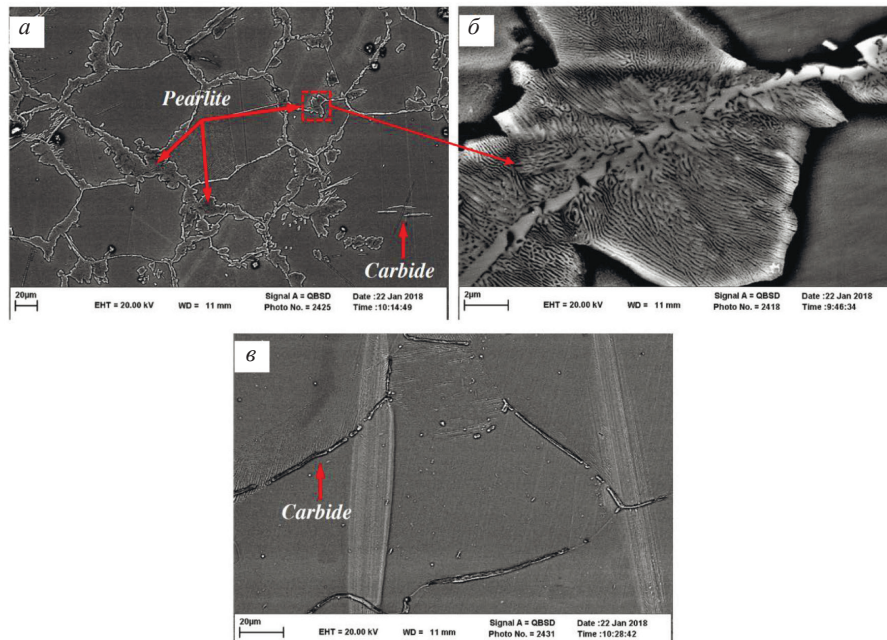


Рис. 3. СЭМ-микрофотографии НТО-образца (а, б) и ОВ-образца (в).

имеет полностью аустенитную микроструктуру. Для образца, отпущенного при 400 °С, график также показывает только пики аустенита. Таким образом, идентичные ситуации могут быть для образцов, отпущенных при более низких температурах. Для образцов, отпущенных при 500 и 600 °С, появились пики карбидной и ферритовой фаз и интенсивность ферритовых пиков увеличилась с ростом температуры отпуска.

Рентгеноструктурный анализ показал, что в НТО-образцах в образцах после закалки/отпуска при 500 и 600 °С, помимо аустенитной фазы, присутствуют карбиды и ферриты. Таким образом, для детального исследования фаз, образующихся в микроструктурах образца, использовался сканирующий электронный микроскоп (СЭМ). На рис. 3 показаны СЭМ-изображения НТО и ОВ-образцов. На рис. 3а хорошо видно, что в НТО-микроструктуре вторичная фаза появляется вдоль границы зерен, а внутри зерен образовались карбиды с островками в форме хлопьев. В большем масштабе на рис. 3б в граничной зоне зерна наблюдается пластинчатая структура карбида и феррита. Это означает, что в то время как аустенит и карбиды всегда проявляются в стали Гадфильда, в НТО-состоянии также образуется перлитная смесь. Как показано на рис. 3в, на СЭМ-изображении ОВ-образца на границах зерен образовалась тонкая пленка карбидной фазы, а перлитная структура не видна (эти наблюдения подтверждаются устранением ферритового пика на дифрактограмме и согласуются с результатами, представленными в [9]).

Микроструктуры закаленных и отпущенных в интервале 200—600 °С образцов представлены на рис. 4. Для образца после закалки и образцов, отпущенных при 200 и 300 °С, наблюдается только аустенитная фаза с границами зерен без карбида/перлита (рис. 4а—в). Очень низкая доля карбидной фазы наблюдается для образца, отпущенного при температуре 400 °С (рис. 4г). Большая объемная доля отдельных карбидных фаз в виде хлопьев, гранул и иголок, а также небольших перлитных островков наблюдается на СЭМ-изображении образца, отпущенного при 500 °С (рис. 4д). В образце, отпущенном при температуре 600 °С, карбиды были распределены в виде хлопьев и игл внутри зерен, и относительная непрерывная сеть перлитной структуры покрыла границы зерен (рис. 4е).

Чтобы определить средние значения объемной доли карбида и перлита в матрице аустенита, 10 изображений каждого образца были проанализированы с помощью программного обеспечения обработки изображений. Результаты расчета содержания фазы карбида и перлита представлены на рис. 5.

Изменения твердости образцов стали Гадфильда, подвергнутых различным циклам термообработки, представлены на рис. 6. Как видно, высокое значение твердости получается для НТО-образца, что обусловлено наличием 18 и 5% объемных долей перлитных и карбидных структур соответственно. Исчезновение перлита и сужение карбидов вдоль границ зерен снижает твердость

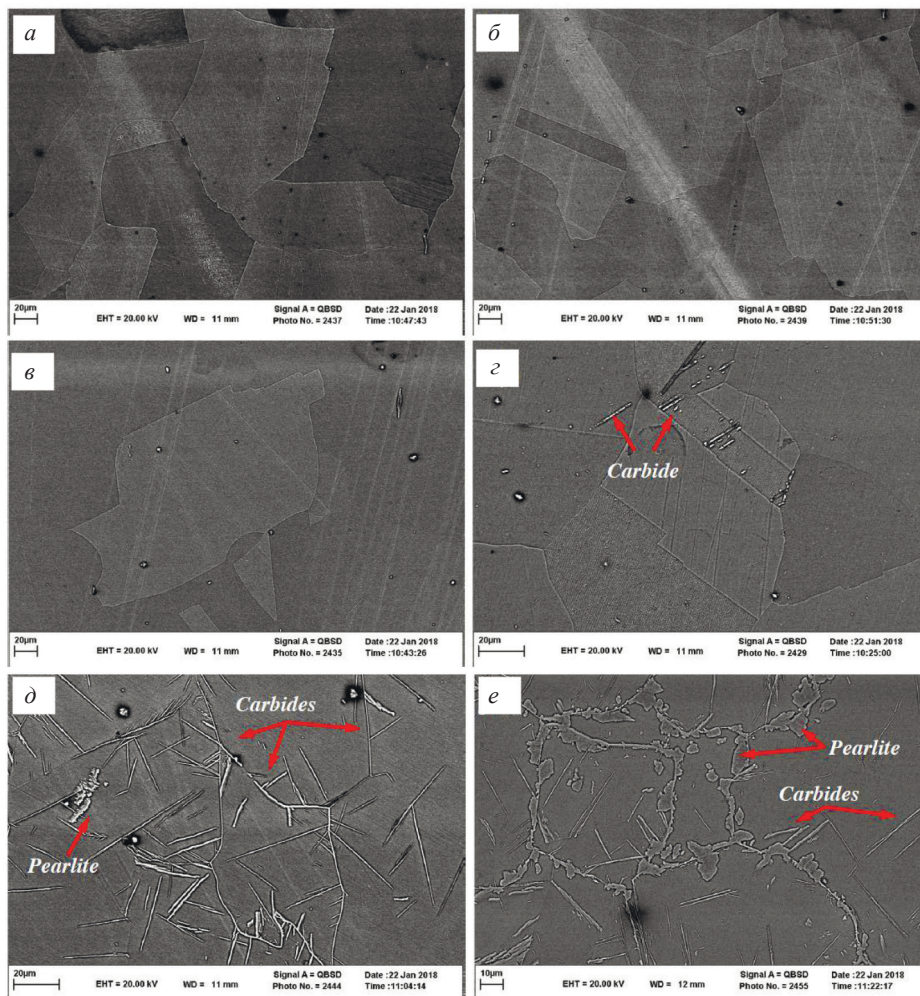


Рис. 4. Показательные СЭМ-микрофотографии образцов в различных состояниях после термообработки: ЗС (а); закаленные/отпущенные при 200 °С (б); 300 °С (в); 400 °С (г); 500 °С (д); 600 °С (е).

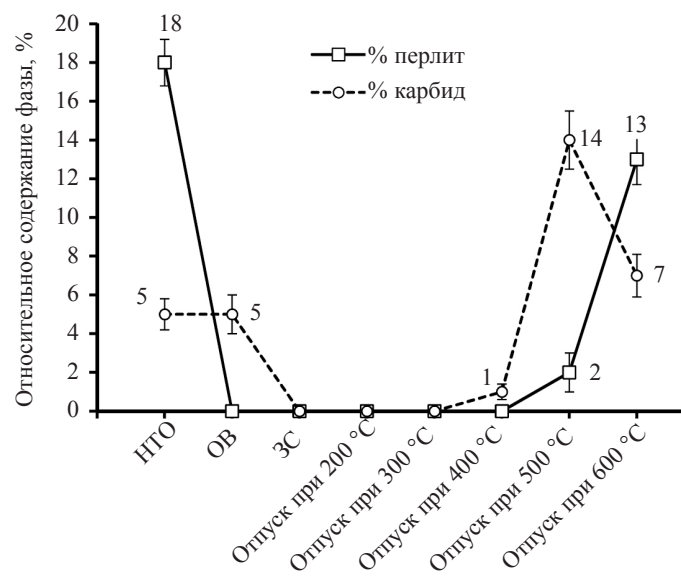


Рис. 5. Относительные содержания фазы карбида и перлита в контролируемых образцах.

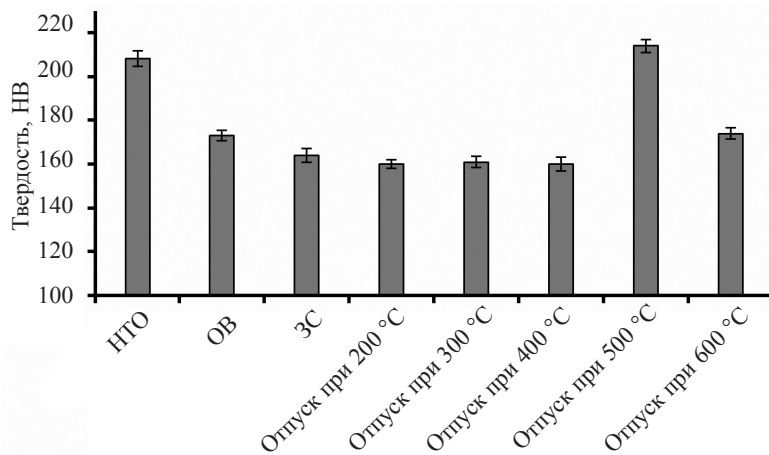


Рис. 6. Изменение твердости как функция от различных условий термообработки.

ОВ-образца. Наименьшее значение твердости было получено для ЗС-образца, что объясняется наличием полностью аустенитной фазы без каких-либо вторичных фаз. Поскольку только аустенитная фаза имеется у образцов, отпущенных при 200—400 °С, изменения твердости по сравнению с ЗС-образцом незначительны. Для образца, отпущенного при температуре 500 °С, образование чешуйчатого и игольчатого карбидов (14 %), а также перлитных островков (2 %) в аустенитной матрице значительно увеличивает твердость. Применение более высокой температуры отпуска способствовало росту выделений внутри аустенитной фазы (7 %), образованию сплошных слоев карбида/феррита на границах зерен (13 %) и укрупнению зерен, что привело к снижению твердости.

В общем вихретоковый преобразователь (ВТП) представляет собой пару катушек. Одна катушка, катушка возбуждения, возбуждается переменным сигналом; другая, измерительная катушка, измеряет ЭДС индукции и подключается к аналого-цифровой плате. Катушка возбуждения создает переменное первичное магнитное поле и индуцирует токи в проводящем материале вблизи зонда. Согласно закону Ленца, вихревые токи должны создавать (вторичное) магнитное поле, противоположное первичному полю [32]. Уменьшение (для проводящих немагнитных материалов) или усиление (для проводящих ферромагнитных материалов) суммарной плотности потока (первичный плюс вторичный потоки) определяется как ЭДС, индуцированная в измерительной катушке. Удельное электрическое сопротивление (σ) и магнитная проницаемость (μ) как электромагнитные характеристики являются факторами, которые влияют на результирующую величину вихревых токов. Действительно, любое изменение микроструктуры, которое приводит к увеличению удельного электрического сопротивления или магнитной проницаемости, приведет к увеличению параметров выходного сигнала ВТП (ПВС) [33, 34].

Соотношения ПВС и электромагнитных характеристик могут быть получены следующим образом. Можно сделать вывод, что увеличение μ приводит к увеличению коэффициента самоиндукции (L):

$$L = \frac{\mu N^2 A}{l}, \quad (1)$$

где N , A и l — число витков катушки, площадь поперечного сечения и длина катушки соответственно. Согласно (2), при увеличении μ реактивное сопротивление (X_L) также увеличивается, а (3) также показывает, что увеличение R и X_L повышает импеданс (Z) и ЭДС индукции:

$$X_L = 2\pi fL; \quad (2)$$

$$Z = \sqrt{X_L^2 + R^2} = V / I. \quad (3)$$

На рис. 7 показаны изменения среднеквадратичного напряжения, нормированного импеданса и разности фаз в зависимости от условий термообработки. Как можно видеть, изменение ПВС выглядит следующим образом: все ПВС показывают резкое уменьшение от НТО-образца до ОВ-образца, с последующим умеренным снижением для ЗС-образца и затем они не изменяются для образца, отпущенного при 400 °С. Непрерывное резкое увеличение также наблюдается для образцов, отпущенных при 500 и 600 °С.

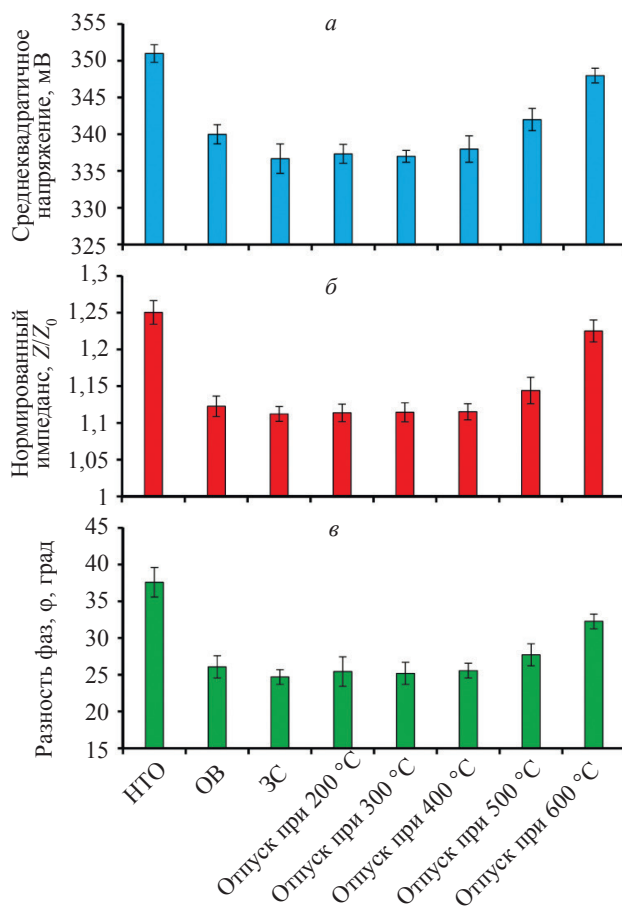


Рис. 7. Изменения значения ПВС, включающие: среднеквадратичное напряжение (а), нормированный импеданс (б) и разность фаз как функцию от изменяющихся условий термообработки (в).

Как упоминалось ранее, матрица всех образцов стали Гадфильда представляет собой аустенит, который является парамагнитной фазой. Другими фазами, которые могут образоваться в результате изменения процессов термообработки, являются феррит и карбид. Феррит — это магнитомягкая фаза, которая проявляет быстрый отклик на приложенное магнитное поле [35]. Цементит также является ферромагнитной фазой (с гораздо более низкой магнитной проницаемостью по сравнению с ферритовой фазой) и вносит свой магнитный вклад в процесс намагничивания стали [14, 36]. Следовательно, образование карбидной и ферритовой фаз внутри зерна и вдоль границ зерна увеличивает как удельное электрическое сопротивление, так и магнитную проницаемость, что, в свою очередь, увеличивает ПВС.

Таким образом, как показано на рис. 7, наибольшие значения ПВС были получены для НТО-образца (из-за присутствия наибольшего количества перлита (18 %), содержащего магнитомягкий феррит, и 5 % объемной доли карбидных фаз внутри зерен). С другой стороны, самые низкие значения ПВС были получены для образца после закалки (из-за отсутствия какой-либо ферромагнитной фазы). Постоянные значения ПВС от ЗС-образца до образцов, отпущенных при температурах до 400 °С, связано с их неизменными микроструктурами. Умеренное увеличение значений ПВС, полученных для образца, отпущенного при 500 °С, связано с высокой объемной долей карбидов (14 %) и зон с низким перлитным содержанием (2 %), образованных в аустенитной матрице. Наконец, образование более высокой доли перлитной смеси до 13 % и присутствие 7 % дискретной карбидной фазы усиливают ВТ-отклик образца, отпущенного при 600 °С.

Другой вариант представления значений ПВС заключается в перемещениях точки импеданса по годографу (нормированное R (общее активное сопротивление) как функция нормированного X (общее реактивное сопротивление)), которые хорошо установлены теоретически в [32]. Детали расчета годографа упомянуты также в [32, 37]. Результаты расчета для определения характеристик различных микроструктур образцов из стали Гадфильда представлены на рис. 8.

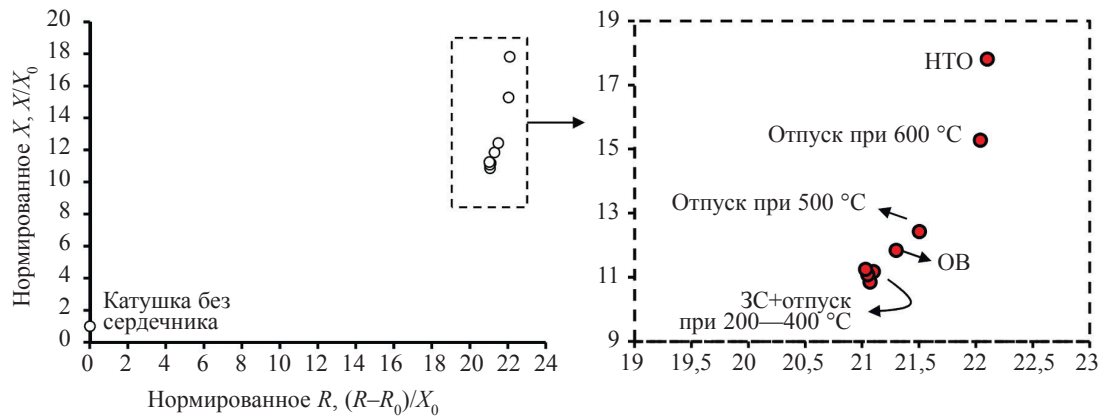


Рис. 8. Положения точек импеданса годографа для образцов в разных условиях термообработки.

На этом рисунке показано, что точки полного сопротивления ЗС-образца и образцов, отпущенных при 200—400 °С, в результате одинаковых микроструктур имеют постоянное расположение. Однако для ОВ-образца и образцов, отпущенных при температурах 500 и 600 °С, и НТО-образца наблюдаются более высокие нормированные значения R и X . Повышение содержания вторичной фазы в аустенитной матрице увеличивает процент ферромагнитной фазы, что приводит к увеличению μ . Поскольку μ оказывает прямое влияние на X (2), прирост карбидной и ферритовой фаз значительно увеличивает X . С другой стороны, формирование сетки вторичной фазы (смесь карбида и перлита) внутри зерен и по границам зерен увеличивает R из-за увеличения количества препятствий, которые отрицательно влияют на движение электронов. В любом случае, увеличение X и R увеличивает Z . Рассмотрение корреляции микроструктур и значений ПВС позволяет в ходе проведения процедуры неразрушающего контроля различать НТО или подвергнутые термообработке образцы стали Гадфильда с неизвестными состояниями.

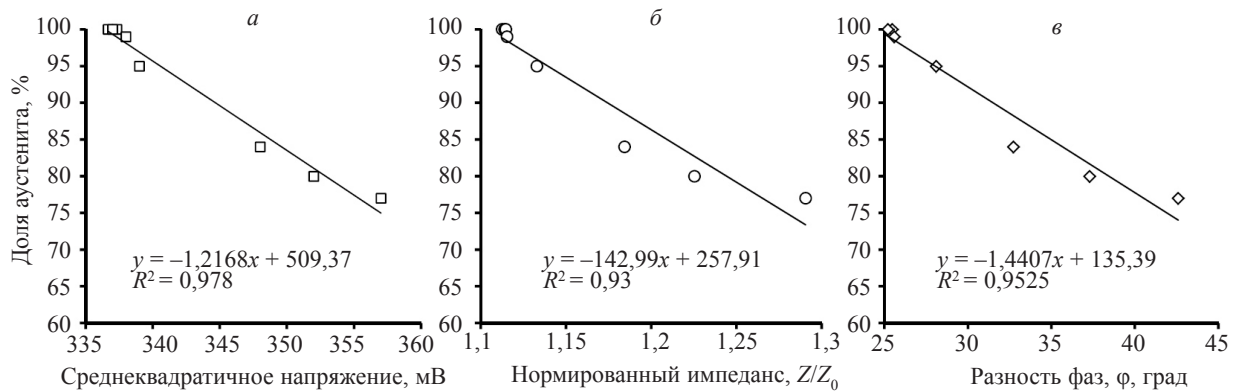


Рис. 9. Линейные зависимости между долей аустенита и среднеквадратичным напряжением (а), нормированным импедансом (б) и разностью фаз (в).

На рис. 9 показаны линейные зависимости, полученные для объемной доли аустенита испытуемых образцов и значений ПВС. Высокие коэффициенты корреляции доказывают возможность предлагаемого метода ВТК для определения объемной доли аустенита или, другими словами, вторичных фаз, осажденных в аустенитной матрице (перлитные и карбидные структуры), возникающих в результате различных процессов термообработки.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной статье для определения микроструктурных характеристик термообработанных образцов стали Гадфильда были использованы наблюдения на СЭМ, РДА и измерение твердости.

Результаты показали, что наблюдение в СЭМ является эффективным методом для выявления перлитной смеси, окружающей границы зерен в НТО-образце, отпущенном при температуре 600 °С. Также было показано, что вихретоковый метод неразрушающего контроля очень чувствителен к различным фазам, которые могут образовываться в результате разных условий термообработки. Предполагается, что с помощью предложенного метода возможно определять микроструктуру, возникающую в результате прямого охлаждения после аустенизации или обработки отпуском после закалки. Минимальные значения ПВС связаны с полностью аустенитной микроструктурой (оптимальная микроструктура, полученная в результате прямого охлаждения), и диапазон значений ПВС, измеренных для образца, закаленного при 500 °С, может рассматриваться для выявления оптимальной микроструктуры при отпуске. Высокие коэффициенты корреляции линейных отношений между значениями ПВС и долей аустенита показали способность предлагаемого метода количественно характеризовать микроструктуру.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Srivastava A.K., Das K.* Microstructural Characterization of Hadfield Austenitic Manganese Steel // *J. Mater. Sci.* 2008. V. 43. № 16. P. 5654—5658.
2. *Moghaddam E., Varahram N., Davami P.* On the Comparison of Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of High-Vanadium Austenitic Manganese Steels With the Hadfield Steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 532. P. 260—266.
3. *Curiel-Reyna E., Contreras J., Rangel-Ortiz T., Herrera A., Banos L., Real A.D., Rodriguez M.* Effect of Carbide Precipitation on the Structure and Hardness in the Heat-Affected Zone of Hadfield Steel After Post-Cooling Treatments // *Mater. Manuf. Process.* 2007. V. 23. № 1. P. 14—20.
4. *Bayraktar E., Khalid F.A., Levaillant C.* Deformation and Fracture Behaviour of High Manganese Austenitic Steel // *J. Mater. Process. Technol.* 2004. V. 147. № 2. P. 145—154.
5. *Hutchinson B., Ridley N.* On Dislocation Accumulation and Work Hardening in Hadfield Steel // *Scripta Mater.* 2006. V. 55. № 4. P. 299—302.
6. *Karaman I., Sehitoglu H., Beaudoin A., Chumlyakov Y.I., Maier H., Tome C.* Modeling the Deformation Behavior of Hadfield Steel Single and Polycrystals Due to Twinning and Slip // *Acta Mater.* 2000. V. 48. № 9. P. 2031—2047.
7. *Sant S., Smith R.* A Study in the Work-Hardening Behaviour of Austenitic Manganese Steels // *J. Mater. Sci.* 1987. V. 22. № 5. P. 1808—1814.
8. *Smith R., DeMonte A., Mackay W.* RETRACTED: Development of High-Manganese Steels for Heavy Duty Cast-to-shape Applications // *J. Mater. Process. Technol.* 2004. V. 153—154. P. 589—595
9. *Martin M., Raposo M., Druker A., Sobrero C., Malarría J.* Influence of Pearlite Formation on the Ductility Response of Commercial Hadfield Steel // *Metall., Microstruct. Anal.* 2016. V. 5. № 6. P. 505—511.
10. *Ding Z., Liang B., Zhao R., Chen C.* Precipitation of Carbides in Early Aging Stages and Their Crystallographic Orientations in Hadfield Steel Mn13 // *Met. Sci. Heat Treat.* 2015. V. 57. № 1—2. P. 18—21.
11. *Osorio G.B., Shepa H.S., Ramos J., Durán J., Alcázar G.P.* Comparative Study of the Mechanical and Tribological Properties of a Hadfield and a Fermanal Steel // *Hyperfine Interact.* 2017. V. 238. № 1. P. 56—67.
12. *Gruzin P., Grigorkin V., Moskaleva L.* Transformations in Austenitic Manganese Steel // *Met. Sci. Heat Treat.* 1969. V. 11. № 1. P. 5—8.
13. *Hutchinson C., Shiflet G.* The formation of Partitioned Pearlite at Temperatures Above the Upper Ael in an Fe—C—Mn Steel // *Scripta Mater.* 2004. V. 50. № 1. P. 1—5.
14. *Batista L., Rabe U., Altpeter I., Hirsekorn S., Dobmann G.* On the Mechanism of Nondestructive Evaluation of Cementite Content in Steels Using a Combination of Magnetic Barkhausen Noise and Magnetic Force Microscopy Techniques // *J. Magn. Magn. Mater.* 2014. V. 354. P. 248—256.
15. *Donald J.H.* Fundamentals of Eddy Current Testing // *American Society for Non destructive Testing.* 1990.
16. *Khan S., Ali F., Khan A.N., Iqbal M.* Pearlite Determination in Plain Carbon Steel by Eddy Current Method // *J. Mater. Process. Technol.* 2008. V. 200. № 1—3. P. 316—318.
17. *Konoplyuk S.* Estimation of pearlite fraction in ductile cast irons by eddy current method // *NDT & E International.* 2010. V. 43. № 4. P. 360—364.
18. *Kashefi M., Kahrobaee S., Nateq M.H.* On the Relationship of Magnetic Response to Microstructure in Cast Iron and Steel Parts // *J. Mater. Eng. Perform.* 2012. V. 21. № 7. P. 1520—1525.
19. *Mansoor M., Ejaz N.* Prediction of In-Service Microstructural Degradation of A106 Steel Using Eddy current Technique // *Mater. Charact.* 2009. V. 60. № 12. P. 1591—1596.
20. *Mercier D., Lesage J., Decoopman X., Chicot D.* Eddy Currents and Hardness Testing for Evaluation of Steel Decarburizing // *NDT & E Int.* 2006. V. 39. № 8. P. 652—660.
21. *Hao X., Yin W., Strangwood M., Peyton A., Morris P. and Davis C.* Off-line Measurement of Decarburization of Steels Using a Multifrequency Electromagnetic Sensor // *Scripta Mater.* 2008. V. 58. № 11. P. 1033—1036.

22. *Kahrobaee S., Kashefi M., Alam A.S.* Magnetic NDT Technology for Characterization of Decarburizing Depth // *Surf. Coat. Technol.* 2011. V. 205. № 16. P. 4083—4088.
23. *Kashefi M., Kahrobaee S.* Dual-Frequency Approach to Assess Surface Hardened Layer Using NDE Technology // *J. Mater. Eng. Perform.* 2013. V. 22. № 4. P. 1108—1112.
24. *Kahrobaee S., Kashefi M.* Hardness Profile Plotting Using Multi-Frequency Multi-Output Electromagnetic Sensor // *NDT & E Int.* 2011. V. 44. № 4. P. 335—338.
25. *Amiri M.S., Kashefi M.* Application of Eddy Current Nondestructive Method for Determination of Surface Carbon Content in Carburized Steels // *NDT & E Int.* 2009. V. 42. № 7. P. 618—621.
26. *Rajkumar K., Rao B., Sasi B., Kumar A., Jayakumar T., Raj B., Ray K.* Characterization of Aging Behaviour in M250 Grade Maraging Steel Using Eddy Current Non-Destructive Methodology // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. V. 464. № 1—2. P. 233—240.
27. *Kahrobaee S., Kashefi M.* Microstructural Characterization of Quenched AISI D2 Tool Steel Using Magnetic/Electromagnetic Nondestructive Techniques // *IEEE Trans. Magn.* 2015. V. 51. № 9. P. 1—7.
28. *Kahrobaee S., Kashefi M.* Electromagnetic Nondestructive Evaluation of Tempering Process in AISI D2 Tool Steel // *J. Magn. Magn. Mater.* 2015. V. 382. P. 359—365.
29. *Ghanei S., Kashefi M., Mazinani M.* Eddy Current Nondestructive Evaluation of Dual Phase Steel // *Mater. Des.* 2013. V. 50. P. 491—496.
30. *Ontman A.Y., Shiflet G.* Thermodynamic Mapping of Austenite Decomposition's Approach Toward Equilibrium in Fe–C–Mn at 700 C // *Acta Mater.* 2015. V. 89. P. 98—108.
31. *Dierkes H., Dronskowski R.* High-Resolution Powder Neutron Diffraction on Mn₃C // *Z. Anorg. Allg. Chem.* 2014. V. 640. № 15. P. 3148—3152.
32. *Shull P.J.* Nondestructive Evaluation: Theory, Techniques, and Applications / CRC press, 2016.
33. *Sahebalam A., Kashefi M., Kahrobaee S.* Comparative Study of Eddy Current and Barkhausen Noise Methods in Microstructural Assessment of Heat Treated Steel Parts // *Nondestr. Test. Eval.* 2014. V. 29. № 3. P. 208—218.
34. *Kashefi M. Torbati, Kahrobaee S.* On the Application of Non-Destructive Eddy Current Method for Quality Control of Heat Treated Parts / 18th Congress IFHTSE-International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, 2010.
35. *Rumiche F., Indacochea J., Wang M.* Assessment of the Effect of Microstructure on the Magnetic Behavior of Structural Carbon Steels Using an Electromagnetic Sensor // *J. Mater. Eng. Perform.* 2008. V. 17. № 4. P. 586—593.
36. *Batista L., Rabe U., Hirsekorn S.* Magnetic Micro- and Nanostructures of Unalloyed Steels: Domain Wall Interactions With Cementite Precipitates Observed by MFM // *Ndt & E Int.* 2013. V. 57. P. 58—68.
37. *Amiri M.S., Kashefi M.* Investigation of Variables Affecting Impedance Plane in Eddy Current Testing of Carburized Steels // *J. Mater. Eng. Perform.* 2011. V. 20. № 3. P. 476—480.