

DOI: 10.26896/1028-6861-2017-83-11-41-46

УДК (UDC) 621.7.08

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МАГНИТОМЕТРИЧЕСКОГО МЕТОДА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

© М. Ю. Беломытцев, Е. И. Кузько, П. А. Прокофьев

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия.

Статья поступила 23 июня 2016 г.

Обоснована возможность применения магнитометрического метода анализа (на основе измерения магнитной проницаемости) для определения структурных характеристик образцов ферритно-мартенситных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлажденного аустенита. Структура таких сталей при комнатной температуре состоит из мартенсита и высокотемпературного δ -феррита. Разработана установка, позволяющая измерять магнитную проницаемость и по этим данным определять температуру Кюри образцов при их охлаждении от температур γ -области до комнатной. Основа установки — катушка индуктивности, соединенная параллельно с конденсатором. (Такой колебательный контур был настроен на резонансную частоту в диапазоне 40 – 80 кГц.) В катушку помещали предварительно нагретый до температуры 1100 °С образец. Показано, что относительное изменение индуктивности измерительной катушки вместе с образцом при непрерывном охлаждении зависит от структурного класса испытываемой стали. В случае ферритно-мартенситной стали изменение носит двустадийный характер: вначале (в момент появления ферромагнетизма в феррите) резкий рост (при более высокой температуре), а затем (при дальнейшем охлаждении из-за образования мартенсита) подъем становится более плавным. Для образцов ферритной стали наблюдается только стадия быстрого изменения (при температуре Кюри феррита). В случае стали аустенитного класса резкое изменение магнитной проницаемости отсутствует вплоть до комнатной температуры. При этом рост магнитной проницаемости пропорционален содержанию δ -феррита в структуре. Это позволяет разделять вклад от двух ферромагнитных структурных составляющих — мартенсита и δ -феррита. Предлагаемая методика дает также возможность определять температуры начала и конца мартенситного превращения. Оценены аппаратные и экспериментальные погрешности разработанного подхода.

Ключевые слова: ферритно-мартенситные стали; магнитная проницаемость; температура Кюри; δ -феррит; мартенсит.

MAGNETOMETRIC METHOD IN ANALYSIS OF FERRITIC-MARTENSITIC STEELS

© M. Yu. Belomytsev, E. I. Kuzko, and P. A. Prokofiev

Submitted June 23, 2016.

The possibility of using magnetometric analysis based on measuring the magnetic permeability of samples for determination of the structural characteristics of ferritic-martensitic steels possessing high stability of undercooled austenite is substantiated. The structure of those steels at room temperature consists of martensite and high-temperature δ -ferrite. A facility has been designed and manufactured that provides measuring the magnetic permeability and, using the data thus obtained, determine the Curie temperature of ferritic-martensitic steel samples upon cooling them from the temperatures of the gamma region to room temperature. The inductance coil connected in parallel with the capacitor is the heart of the installation. The oscillatory circuit is tuned to a resonant frequency in the range 40 – 80 kHz. The test piece is placed in the coil preheated to a temperature of 1100°C and in fact is the inductor core. It is shown that the relative change in the inductance of the coil together with the sample during continuous cooling depends on the structural class of the steel under test. For ferritic-martensitic steel the change is two-staged: the first abrupt change (at a higher temperature) corresponds to the onset of ferromagnetism in the ferrite, the second is smoother occurs upon further cooling due to martensite formation. For ferritic steel samples there is only one sharp change at the Curie temperature of the ferrite. When testing samples of austenitic steel, there is no abrupt change in the magnetic permeability up to room temperature. It is shown that the magnitude of the effect corresponding to the onset of ferromagnetism in ferrite is proportional to the content of δ -ferrite in the structure. This makes it possible to separate the contribution of two ferromagnetic structural components, martensite and δ -ferrite. The developed technique also makes it possible to determine the temperatures of the beginning (M_n) and the end (M_k) of the martensitic transformation. The implementation and experimental errors of the developed installation and measuring technique are estimated.

Keywords: ferritic-martensitic steels; magnetic permeability; Curie temperature; δ -ferrite; martensite.

При назначении параметров термической обработки закаливаемых сталей необходимы данные о температурах их фазовых превращений: температурных границах двухфазных областей при нагреве (A_{c1} и A_{c3}) и охлаждении (A_{r3} , A_{r1}) и характерных температурах мартенситного превращения (M_n и M_s). Методы получения данных разнообразны: это могут быть металлографические наблюдения, измерения механических свойств, дилатометрические и калориметрические измерения. Применяют и магнитометрический анализ [1, 2], который проводят по данным о коэрцитивной силе [3 – 9], максимальной магнитной проницаемости [3 – 5, 9, 10], удельной намагниченности образцов [8, 11 – 15], остаточной индукции [3 – 5], магнитной восприимчивости [9, 16], особенностям петли магнитного гистерезиса [7], намагниченности насыщения [9, 17], точках Кюри [7, 13, 14] и других более тонких эффектах [18, 19]. Выбор метода зависит от используемого оборудования, особенностей исследуемого материала, возможности интерпретации получаемых результатов.

При стандартизованном способе анализа магнитных свойств сталей для определения содержания магнитной составляющей (феррита и мартенсита) в аустенитной матрице [20] используют приборы (ферритометры), основанные на измерении либо силы отрыва постоянного магнита стандартной формы от поверхности анализируемого образца с определением «ферритного числа», либо удельной намагниченности насыщения образца исследуемой стали заданной формы с определением содержания ферритной фазы в процентах. Однако эти методики не позволяют разделять вклад от различных структурных ферромагнитных составляющих (например, феррита и мартенсита) в общий эффект от магнитного состояния.

Цель работы — применение магнитометрического метода для анализа структурного состояния сталей ферритно-мартенситного класса и определения температур их фазовых превращений.

Исследовали стали с содержанием ~13 % масс. хрома и 0,1 – 0,2 % масс. углерода, легированные Ni, Mn, Si, Mo, W, Nb, V, Ta, B (их прототипы: стали ЭП450 — 15X13МФБР и ЭП823 — 18X13С2МВФБР). В зависимости от количественного содержания легирующих элементов стали имеют различное соотношение двух базовых структурных составляющих — мартенсита и высокотемпературного феррита (δ -феррита, не участвующего в фазово-структурных превращениях при температурах термообработки). Кроме того, в структуре присутствует незначительное количество карбидов. Общая особенность сталей — высокая устойчивость аустенита при охлаждении от температур γ -области (даже при охлаждении вместе с печью распад аустенита идет только по мартенситному механизму), что позволяет использовать калориметрический и дилатометрический методы анализа для оп-

ределения A_{r3} , A_{r1} . Метод закалки от последовательно повышающихся температур с последующим металлографическим анализом структуры также исключен, поскольку исходный мартенсит — структура, получающаяся после закалки от температуры, превышающей границу ($\gamma + \alpha$)-области, — это отпущенный исходный и «новый» мартенсит, образовавшийся из той части структуры, которая превратилась в аустенит при нагреве. Металлографически оба мартенсита в ферритно-мартенситных сталях неразличимы. Методы измерения механических свойств (твердости, растяжения, сжатия) затратны по времени и ресурсам.

При измерении магнитной проницаемости исследуемых сталей в качестве критических температур T_c (температура Кюри ферромагнитных фаз) и M_n (начало мартенситного превращения) принимали значения, соответствующие моментам резкого роста магнитной проницаемости при охлаждении. Точность измерений составляла $\pm 5^\circ\text{C}$. Относительная ошибка магнитометрического определения количества δ -феррита не превышала 12 %. В металлографических исследованиях объемные доли фаз определяли точечным методом с погрешностью 5 %. Магнитные свойства карбидов не анализировали вследствие их малой объемной доли в исследуемых образцах. Определяли также температуры A_{c1} и A_{c3} .

Основу установки составляла катушка индуктивности, намотанная на кварцевую трубку виток к витку (диаметр медного провода в тефлоновой изоляции — 0,3 мм, количество витков — 20, общая длина катушки — ~15 мм, диаметр витков (наружный диаметр кварцевой трубки) — 18 мм) (рис. 1). Длина кварцевой трубки составляла 70 см. Длинная ее часть (~45 см) через теплоизоляционную футеровку проходила в печь нагрева (СНОЛ 12/13), короткая (~25 см) вместе с измерительной катушкой находилась вне печи. При этом катушка располагалась на расстоянии ~120 мм от внешней поверхности теплоизоляционной футеровки. Внутренний диаметр кварцевой трубки (14 мм) определял предельные размеры исследуемых образцов (максимальный размер поперечного сечения — не более 10 мм, размеры образцов в форме цилиндров или кубиков выдерживали в диапазоне 6 – 8 мм).

Принцип действия измерительной части состоял в следующем. Измерительная катушка, соединенная параллельно с конденсатором, составляла колебательный контур, настроенный на резонансную частоту (~50 кГц). При помещении в катушку металлический образец играл роль сердечника. Индуктивность катушки менялась, что приводило к изменению частоты колебаний контура. Электронная схема, основанная на микропроцессоре ATmega, включала три канала измерения и позволяла фиксировать данные об изменении частоты колебательного контура, температурах образца, измерительной катушки, окружающей среде

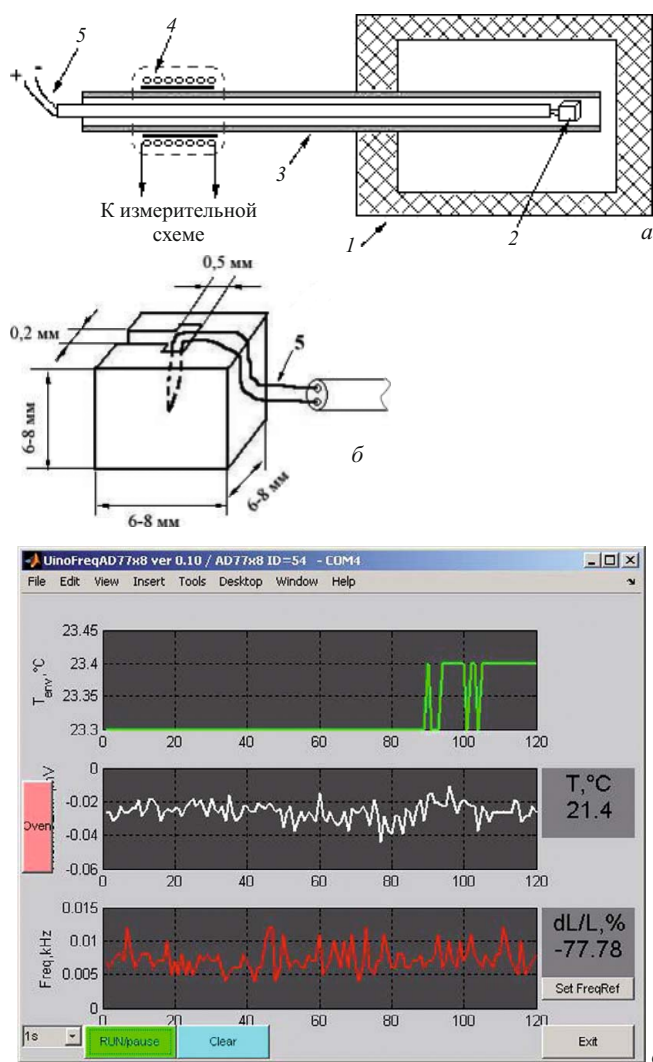


Рис. 1. Схема установки (а), эскиз образца с термопарой (б), интерфейс программы регистрации данных (в): 1 — печь нагрева; 2 — образец; 3 — кварцевая трубка; 4 — измерительная катушка; 5 — термопара в алундовом чехле для измерения температуры образца

и текущем времени. Значения параметров выводились на экран компьютера в режиме реального времени. В качестве программного обеспечения использовали LabVIEW и GNU Octave/MATLAB. Рабочую термопару из проволоки диаметром 0,15 мм класса ХА (хромель-алюмель) горячим спаем помещали в вырез в образце с таким расчетом, чтобы ее «шарик» находился в середине (см. рис. 1, б).

При тестировании установки в «холодном» состоянии в катушку вводили образцы металлов с разным типом магнетизма: меди (диамагнетика), алюминия (парамагнетика), аустенитной и ферритной сталей (ферромагнетика). В случае неферромагнитных сердечников (кривая 1, рис. 2) индуктивность уменьшалась на 1–4 % и, напротив, увеличивалась на 15–25 % при введении ферромагнитного сердечника (кривая 2).

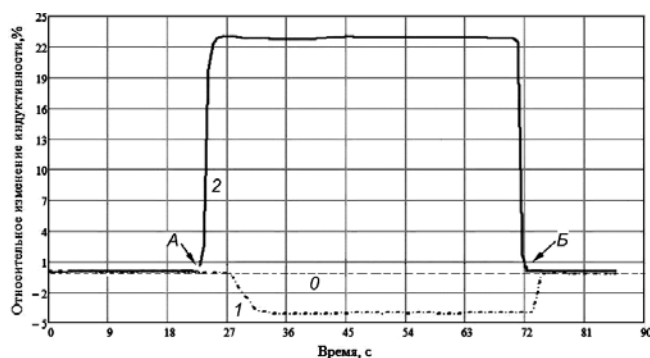


Рис. 2. Влияние типа магнетизма сердечника (образца) на изменение индуктивности измерительной катушки: 0 — начальный уровень индуктивности; 1 и 2 — отклики измерительной системы на введение диамагнитного (медь) и ферромагнитного (сталь 10) образцов (А и Б — моменты ввода и вывода тестового образца соответственно)

Эксперименты с ферромагнитными образцами при последовательном уменьшении их размеров показали, что чувствительность установки составляет 0,02 %.

Нагревая и охлаждая образцы в измерительной катушке определяли структурные и термические характеристики материалов. Алгоритм эксперимента следующий. Образец исследуемой стали со вставленной в него термопарой сначала вводили в измерительную катушку для определения уровня начальной (базовой) частоты, а затем его помещали в печь, предварительно разогретую до 1100 °С. Разброс температур в зоне нагрева на длине 100 мм не превышал 3 °С. Образец выдерживали в печи в течение 2–4 мин. За это время его температура увеличивалась до ~1095 °С (контролировали по показаниям на дисплее компьютера) и далее переставала расти. (Для всех исследуемых сталей ферритно-мартенситного класса эта температура заведомо находится в γ -области.) Прогретый образец быстро (~2 с) помещали в измерительную катушку. Во время этой операции его температура успевала снизиться до 950 °С. Затем образец остывал в катушке до температуры 100 °С (иногда и ниже). В процессе остывания фиксировали магнитное состояние системы катушка — образец. Исследовали по три образца каждого материала.

Если в структуре наряду с аустенитом присутствовал δ -феррит, то при охлаждении образца до температуры, равной или чуть ниже его точки Кюри, он условно одномоментно переходил в ферромагнитное состояние, что резко увеличивало индуктивность катушки и фиксировалось по изменению частоты колебательного контура (кривые 2 и 4, рис. 3, а). При дальнейшем остывании образца от T_c до M_n наблюдалось плавное уменьшение индуктивности измерительного контура, но при достижении температуры начала мартенситного превращения индуктивность опять сильно возрастала (кривые 3 и 4).

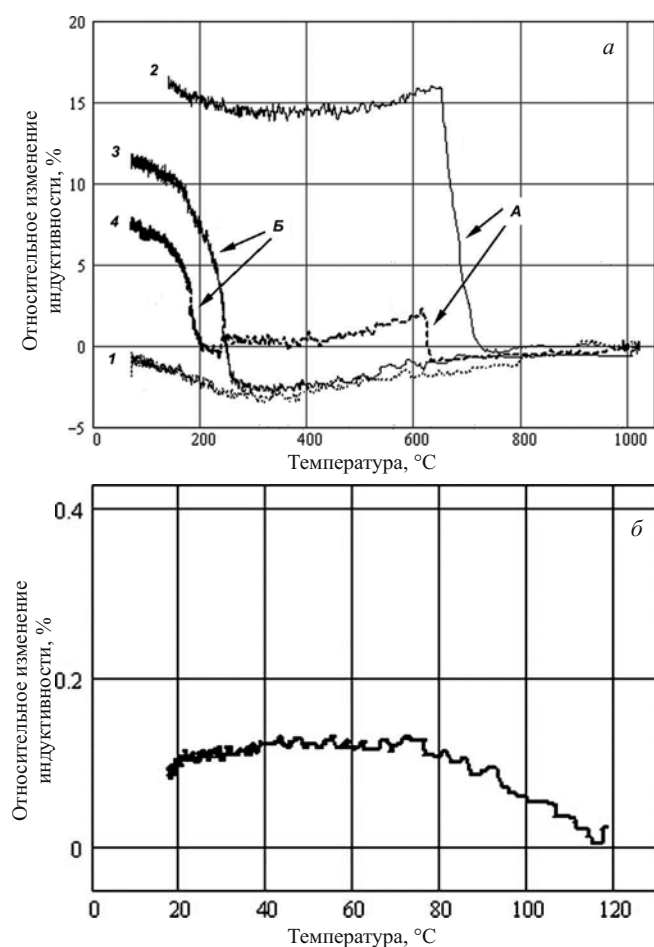


Рис. 3. Зависимость относительной индуктивности измерительной катушки с образцом (а) и без него (б) от температуры: 1 — аустенитная сталь 08X18H10T; 2–4 — 13%-я хромистая сталь со 100 % δ -феррита, 100 % мартенсита и присутствием в структуре мартенсита и δ -феррита одновременно (А и Б — эффекты от появления ферромагнетизма в δ -феррите и мартенситного превращения)

Если сталь относилась к мартенситному классу и δ -феррит отсутствовал, то резкое изменение магнитных свойств фиксировали только в интервале температур мартенситного превращения (кривая 3). В случае стали ферритного класса изменение магнитных свойств происходило при ее температуре Кюри, что соответствовало переходу парамагнитного δ -феррита в ферромагнитное состояние. Однако в области температур мартенситного превращения значимого изменения магнитных свойств не наблюдали (кривая 2). Для стали аустенитного класса (08X18H10T) оба этих эффекта отсутствовали (кривая 1).

Каждый эксперимент начинали с определения базового уровня частоты, для чего образец в сборе с термодатчиком вводили в катушку и фиксировали начальную частоту колебаний контура (дальнейшие изменения анализировали относительно этого уровня).

Общая особенность кривых, полученных при записи частоты в процессе охлаждения образцов —

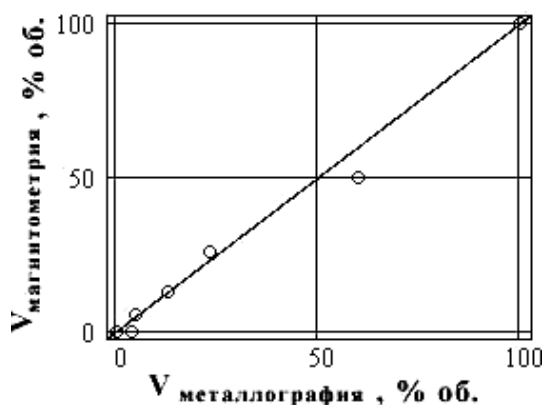


Рис. 4. Взаимозависимость объемной доли δ -феррита в 13 % масс. Cr ферритно-мартенситной стали, определенной металлографическим ($V_{\text{металлография}}$) и магнитометрическим ($V_{\text{магнитометрия}}$) методами

плавное уменьшение частоты колебания контура по мере снижения температуры от исходной (~950 °C либо от T_c для сталей с δ -ферритом) до 300 °C, затем повышение ее при дальнейшем остывании (в интервале 300–100 °C для сталей без мартенситного превращения).

В опытах с нагревом образцов наблюдали только плавный рост частоты с увеличением температуры от 20 °C вплоть до T_c , что невозможно объяснить одним только изменением температуры измерительной катушки (см. рис. 3, б). Тестовые испытания с определением температуры витков измерительной катушки при нагреве как от помещенного внутрь нее горячего образца, так и от внешнего источника (до ~180 °C) показали, что индуктивность меняется на величину менее 0,2 % (много ниже эффектов, связанных с магнитными переходами).

Полученные результаты по изменению магнитных свойств, проявляемых исследуемыми сталями при охлаждении от температур γ -области, позволили разработать метод определения содержания δ -фазы в структуре металла. Предположили, что относительная высота первой ступени на магнитограммах, связанная с появлением ферромагнетизма в δ -фазе, прямо пропорциональна объемной доле этой фазы. Это подтверждается сопоставлением данных магнитометрического анализа и металлографических наблюдений (рис. 4).

Таким образом, применение разработанной методики определения структурно-температурных характеристик магнитометрическим методом возможно только для сталей, в которых аустенит, с одной стороны, обладает большой устойчивостью по отношению к процессам распада по диффузионному механизму при его переохлаждении, а с другой — претерпевает полное превращение по мартенситному механизму по достижении точек M_n и M_s . Для остальных сталей,

в том числе аустенитных, аустенитно-ферритных, аустенитно-мартенситных, углеродистых и типичных малолегированных машиностроительных сталей, данный подход неприменим.

Разработанные установка и методика магнитометрического анализа основаны на измерении относительного изменения частоты колебательного контура измерительной катушки в зависимости от магнитной проницаемости исследуемого образца при его нагреве либо охлаждении. Полученные данные показали, что относительное изменение индуктивности измерительной катушки в области температуры Кюри пропорционально содержанию δ -феррита в образце.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лифшиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
2. Металловедение и термическая обработка стали. Т. 1. Методы испытаний и исследований / Под ред. Бернштейна М. Л. и Рахштада А. Г. — М.: Металлургия, 1985. — 352 с.
3. Горкунов Э. С., Якушенко Е. И., Задворкин С. М., Мушников А. Н. Влияние упругих деформаций на магнитные характеристики хромоникелевых сталей / Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 2. С. 156 – 162.
4. Горкунов Э. С., Путилова Е. А., Задворкин С. М., Макаров А. В., Печеркина Н. Л., Калинин Г. Ю., Мушникова С. Ю., Фомина О. В. Особенности поведения магнитных характеристик перспективных азотсодержащих сталей при упругопластической деформации / Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 8. С. 884 – 890.
5. Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Путилова Е. А., Саврай Р. А. Влияние структуры и напряженного состояния на магнитные свойства металла в различных зонах сварных труб большого диаметра / Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 10. С. 1011 – 1018.
6. Уваров А. И., Вильданова Н. Ф., Ничипурук А. П., Сомова В. М., Сажина Е. Ю., Ануфриева Е. И., Филиппов Ю. И. Влияние термомеханических обработок на твердость и коэрцитивную силу стареющего аустенитного сплава инварного состава / Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 10. С. 1064 – 1069.
7. Ульянов А. И., Баранова И. А., Чулкина А. А., Загайнов А. В., Волков В. А. О температурных измерениях коэрцитивной силы в анализе структурно-фазовых изменений, происходящих при отпуске легированных углеродистых сталей / Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 5. С. 467 – 473.
8. Чукалкин Ю. Г., Гошицкий Б. Н., Леонтьева-Смирнова М. В., Чернов В. М. Влияние термообработки и облучения нейтронами на магнитные свойства ферритно-мартенситных 12 %-ных хромистых сталей / Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 4. С. 368 – 373.
9. Сандомирский С. Г. Анализ структурной и фазовой максимальной дифференциальной магнитной восприимчивости сталей / Металлы. 2016. № 4. С. 45 – 51.
10. Анциферов В. Н., Буланов В. Я., Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Цыганова М. С. Изучение распада переохлажденного аустенита порошковых сталей новым цифровым магнитометром / Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 4. С. 24 – 29.
11. Максимкин О. П., Цай К. В. Магнитометрическое исследование особенностей мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$ в облученной нейтронами стали 12X18H10T / Металлы. 2008. № 5. С. 39 – 47.
12. Казанцева Н. В., Степанова Н. Н., Ригмант М. Б., Давыдов Д. И., Шишкин Д. А., Демаков С. Л., Рыжков М. А., Романов Е. П. Исследование магнитных свойств и структурно-фазовых превращений в сплаве Co – 19 % ат. Al – 6 % ат. W / Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 6. С. 563 – 569.
13. Корниенков Б. А., Либман М. А., Эстрин Э. И. О зависимости точки Кюри аморфных сплавов от температуры отжига / Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 2. С. 132 – 133.

14. Корниенков Б. А., Либман М. А., Молотиллов Б. В., Эстрин Э. И. Ферропарамагнитный переход в сплаве Fe-Ni-Si-B в аморфном и кристаллическом состоянии / Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 3. С. 237 – 240.
15. Чеканова Л. А., Денисова Е. А., Гончарова О. А., Комогорцев С. В., Исхаков Р. С. Анализ фазового состава порошков сплава Co-P на основе магнитометрических измерений / Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 2. С. 136 – 144.
16. Степанова Н. Н., Давыдов Д. И., Ничипурук А. П., Ригмант М. Б., Казанцева Н. В., Виноградова Н. И., Пирогов А. Н., Романов Е. П. Структура и магнитные свойства никелевого жаропрочного сплава после высокотемпературной деформации / Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 3. С. 328 – 336.
17. Меринов П. Е., Корнеев А. У., Цикунов Н. С. Стандартизация контроля содержания ферритной фазы в хромоникелевых сталях аустенитного и аустенитно-ферритного классов магнитным методом / Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 7. С. 53 – 59.
18. Moorthy V., Vaidyanathan S., Raj B., Jayakumar T., Kashyap B. Insight into the microstructural characterization of ferritic steels using micromagnetic parameters / Metallurgical Materials Transactions. A. 2000. Vol. 31A. P. 1053 – 1065.
19. Byeon J. W., Kwun S. I. Magnetic nondestructive evaluation of thermally degraded 2.25Cr-1Mo steel / Material Letters. 2003. Vol. 58. P. 94 – 98.
20. ГОСТ Р 53686–2009. Сварка. Определение содержания ферритной фазы в металле сварного шва аустенитных и двухфазных феррито-аустенитных хромоникелевых коррозионно-стойких сталей. — М.: Стандартинформ, 2011. — 39 с.

REFERENCES

1. Lifshits B. G., Kraposhin V. S., Linetskii Ya. L. Physical properties of metals and alloys. — Moscow: Metallurgiya, 1980. — 320 p. [in Russian].
2. Bernshhtein M. L., Rakhshadt A. G. (eds.). Metallurgy and heat treatment of steel. Vol. 1. Methods of testing and research. — Moscow: Metallurgiya, 1985. — 352 p. [in Russian].
3. Gorkunov É. S., Yakushenko E. I., Zadvorkin S. M., Mushnikov A. N. Effect of elastic deformations on magnetic characteristics of chromium-nickel steels / Fiz. Met. Metalloved. 2015. Vol. 116. N 2. P. 156 – 162 [in Russian].
4. Gorkunov É. S., Putilova E. A., Zadvorkin S. M., Makarov A. V., Pecherikina N. L., Kalinin G. Yu., Mushnikova S. Yu., Fomina O. V. Behavior of magnetic characteristics in promising nitrogen-containing steels upon elastoplastic deformation / Fiz. Met. Metalloved. 2015. Vol. 116. N 8. P. 884 – 890 [in Russian].
5. Gorkunov É. S., Zadvorkin S. M., Putilova E. A., Savrai R. A. Effect of the structure and stress state on the magnetic properties of metal in different zones of welded pipes of large diameter / Fiz. Met. Metalloved. 2014. Vol. 115. N 10. P. 1011 – 1018 [in Russian].
6. Uvarov A. I., Vil'danova N. F., Nichipuruk A. P., Somova V. M., Sazhina E. Yu., Anufrieva E. I., Filippov Yu. I. Effect of thermomechanical treatments on hardness and coercive force of aged austenitic alloy of invar composition / Fiz. Met. Metalloved. 2014. Vol. 115. N 10. P. 1064 – 1069 [in Russian].
7. Ul'yanov A. I., Baranova I. A., Chulкина A. A., Zagainov A. V., Volkov V. A. On the use of temperature dependences of the coercive force for an analysis of structural and phase changes that occur upon tempering of alloy carbon steels / Fiz. Met. Metalloved. 2014. Vol. 115. N 5. P. 467 – 473 [in Russian].
8. Chukalkin Yu. G., Goshchitskii B. N., Leont'eva-Smirnova M. V., Chernov V. M. Effect of heat treatment and neutron irradiation on magnetic properties of ferritic-martensitic steels containing 12% Cr / Fiz. Met. Metalloved. 2014. Vol. 115. N 4. P. 368 – 373 [in Russian].
9. Sandomirskii S. G. Analysis of the structural and phase maximum differential magnetic susceptibility of steels / Metall. 2016. N 4. P. 45 – 51 [in Russian].
10. Antsiferov V. N., Bulanov V. Ya., Gurevich Yu. G., Ivashko A. G., Tsyganova M. S. Study of decomposition of supercooled austenite of powder steels with the help of a novel digital magnetometer / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2005. N 4. P. 24 – 29 [in Russian].

11. Maksimkin O. P., Tsai K. V. Magnetometric study of the $\gamma \rightarrow \alpha'$ martensite transformation in a neutron-irradiated 12Kh18N10T steel / *Metally*. 2008. N 5. P. 39 – 47 [in Russian].
12. Kazantseva N. V., Stepanova N. N., Rigmant M. B., Davydov D. I., Shishkin D. A., Demakov S. L., Ryzhkov M. A., Romanov E. P. Study of magnetic properties and structural and phase transformations in the Co 19 % at. – Al 6 % at. – W alloy / *Fiz. Met. Metalloved.* 2015. Vol. 116. N 6. P. 563 – 569 [in Russian].
13. Kornienkov B. A., Libman M. A., Éstrin É. I. On the effect of annealing temperature on Curie point in amorphous alloys / *Fiz. Met. Metalloved.* 2014. Vol. 115. N 2. P. 132 – 133 [in Russian].
14. Kornienkov B. A., Libman M. A., Molotilov B. V., Éstrin É. I. Ferro-paramagnetic transition in a Fe-Ni-Si-B alloy in amorphous and crystalline states / *Fiz. Met. Metalloved.* 2013. Vol. 114. N 3. P. 237 – 240 [in Russian].
15. Chekanova L. A., Denisova E. A., Goncharova O. A., Komogortsev S. V., Iskhakov R. S. Analysis of phase composition of Co-P alloy powders using magnetometric data / *Fiz. Met. Metalloved.* 2013. Vol. 114. N 2. P. 136 – 144 [in Russian].
16. Stepanova N. N., Davydov D. I., Nichipuruk A. P., Rigmant M. B., Kazantseva N. V., Vinogradova N. I., Pirogov A. N., Romanov E. P. The structure and magnetic properties of a heat-resistant nickel-base alloy after a high-temperature deformation / *Fiz. Met. Metalloved.* 2011. Vol. 112. N 3. P. 328 – 336 [in Russian].
17. Merinov P. E., Korneev A. U., Tsikunov N. S. Standardization of control of the content of ferrite phase in chromium-nickel austenitic and austenitic-ferritic steels by magnetic method / *Metalloved. Term. Obrab. Met.* 2006. N 7. P. 53 – 59 [in Russian].
18. Moorthy V., Vaidyanathan S., Raj B., Jayakumar T., Kashyap B. Insight into the microstructural characterization of ferritic steels using micromagnetic parameters / *Metallurgical Materials Transactions. A.* 2000. Vol. 31A. P. 1053 – 1065.
19. Byeon J. W., Kwun S. I. Magnetic nondestructive evaluation of thermally degraded 2.25Cr-1Mo steel / *Material Letters*. 2003. Vol. 58. P. 94 – 98.
20. State Standard GOST R 53686–2009. Welding. Determination of the content of the ferrite phase in the weld metal of austenitic and two-phase ferrite-austenitic chromium-nickel corrosion-resistant steels. — Moscow: Standartinform, 2011. — 39 p. [in Russian].