

# Исследование структуры и свойств Structure and properties research

**Физические методы  
исследования и контроля**

**Physical methods  
of research and monitoring**

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-1-34-41>

## **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЦЕНТНОГО СООТНОШЕНИЯ ПАРАМАГНИТНАЯ — ФЕРРОМАГНИТНАЯ ФАЗА МАГНИТОМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**

© **Михаил Юрьевич Беломытцев\***, **Евгений Иванович Кузько**

НИТУ «МИСиС», Россия, 119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1; \*e-mail: myubelom@yandex.ru

*Статья поступила 27 марта 2023 г. Поступила после доработки 30 апреля 2023 г.  
Принята к публикации 25 июля 2023 г.*

Измерение магнитных характеристик металлических объектов позволяет исследовать весь объем материала одновременно, тогда как общепотребительные металлографический и рентгенографический (фазовый) методы дают информацию лишь о тонком слое металла около анализируемой поверхности. В работе представлены результаты определения процентного соотношения парамагнитная — ферромагнитная фаза в металлических материалах магнитометрическим методом, приведено уравнение, связывающее параметры образца и показатель его магнитной проницаемости. С помощью регистрации частоты колебаний электрического контура, построенного на цепочке конденсатор — катушка индуктивности (измерительная катушка), в которую помещался образец, определяли относительное изменение магнитной проницаемости, характеризующей фазовые соотношения. Двухфазную структуру (феррит + аустенит) моделировали помещением в измерительную катушку ферро- и неферромагнитных образцов (Fe + Cu или Fe + X19H10T) в разных пропорциях. Исследовали относительную магнитную проницаемость образцов стали 160X12MФ, закаленных от 1030 – 1250 °С. Установлено, что для получения твердости на уровне 62 HRC температура закалки не должна превышать 1120 °С. Полученные результаты могут быть использованы при поиске оптимальных режимов термической обработки в первую очередь быстрорежущих сталей с высокой устойчивостью аустенита.

**Ключевые слова:** магнитная проницаемость; инструментальные стали; мартенсит; аустенит; термическая обработка; твердость.

## **MAGNETOMETRIC DETERMINATION OF THE PERCENTAGE RATIO OF PARAMAGNETIC — FERROMAGNETIC PHASE**

© **Michail Yu. Belomyttcev\***, **Evgeny I. Kuzko**

National University of Science and Technology “MISIS”, 4, str. 1, Leninsky prosp., Moscow, 119049, Russia;  
\*e-mail: myubelom@yandex.ru

*Received March 27, 2023. Revised April 30, 2023. Accepted July 25, 2023.*

Measuring of the magnetic characteristics of metal objects makes it possible to study the entire volume of the material simultaneously, while the commonly used metallographic and X-ray (phase) methods provide information only about a thin subsurface metal layer. The results of determining the percentage ratio of the paramagnetic — ferromagnetic phase in metallic materials by the magnetometric method are presented. An equation that relates the magnetic permeability and the parameters of the sample is derived. A relative change in the magnetic permeability, which characterizes the phase relationships, was determined by recording the oscillation frequency of the electric circuit built on the chain capacitor — inductor (measuring coil), in which the sample was placed. A two-phase structure (ferrite + austenite) was simulated by placing ferro- and non-ferromagnetic samples (Fe + Cu or Fe + X19H10T) in different proportions into the measuring coil. The relative magnetic permeability of 160Cr12MoV steel samples quenched at 1030 – 1250°C was studied. It has been revealed that a quenching temperature should not exceed 1120°C

to provide a hardness value of 62 *HRC*. The results obtained can be used in the search for optimal heat treatment regimes, primarily for high-speed steels with a high austenite stability.

**Keywords:** magnetic permeability; ferritic-martensitic steels; martensite; austenite; heat treatment; hardness.

## Введение

В практике металловедения измерение магнитных характеристик металлических объектов находит значительное применение [1 – 4]. Так, измеряя магнитную проницаемость, можно определить, например, критические температуры сталей ферритно-мартенситного класса с 12 % хрома и кинетику процесса распада переохлажденного аустенита в них [5 – 7]. Кроме того, можно решить задачи, связанные с изменением магнитного состояния металла.

Типовая задача в металловедении — анализ фазового состава сплавов. Для ее решения применяют классические методы исследования — металло- и рентгенографический (фазовый) анализы. Однако их использование имеет свою особенность: исследуется тонкий слой металла около анализируемой поверхности (менее микрометра при металлографическом и доли миллиметра при рентгенографическом методе). Общие размеры используемых в этом случае образцов — от нескольких миллиметров до сантиметров.

При термических обработках итоговая операция, формирующая требуемый комплекс свойств, — охлаждение, и результат фазовых превращений зависит от его скорости. Теплопроводность и внешние условия приводят к неравномерности скорости охлаждения по сечению образца. Такая характеристика, как критический радиус прокаливаемости определяет расстояние от поверхности образца заданных размеров и формы, на котором в зависимости от скорости охлаждения происходит смена механизмов фазовых превращений, их продуктов и уровня требуемых характеристик (для улучшаемых конструкционных и типовых инструментальных сталей — смена зоны мартенситного превращения с высокой твердостью на зону диффузионного и/или смешанного механизма, формирующего пониженную твердость). Отметим, что методы, позволяющие оценить фазовое состояние в больших объемах материала за одно измерение (без разделения объема на части для получения многих сечений), затратны по времени и ресурсам.

Помещение образца в однородное (в первом приближении) магнитное поле и измерение тех или иных его магнитных характеристик дают возможность исследовать весь объем материала одновременно. Подобные методы используются давно и широко. Особенность предлагаемого подхода заключается в том, что регистрируемая фи-

зическая характеристика — магнитная проницаемость, а техническая — поля очень малой напряженности, далекой от насыщения, и высокой частоты, позволяющей снизить потери на перемагничивание и повысить точность измерений.

Цель работы — определение процентного соотношения парамагнитная — ферромагнитная фаза магнитометрическим методом.

## Материалы, методика, оборудование

Использовали установку, включающую измерительную, электрическую питающую и одновременно регистрирующую (электронную) и программно-компьютерную части.

Основа измерительной части — катушка индуктивности, намотанная на кварцевую трубку виток к витку медным проводом диаметром 0,7 мм в изоляции (количество витков — 40, общая длина измерительной катушки — ~28 мм, диаметр витков (наружный диаметр кварцевой трубки) — 18 мм). Внутренний диаметр кварцевой трубки — 14 мм, это определяло предельные размеры исследуемых образцов (максимальный размер поперечного сечения образцов не превышал 12 мм).

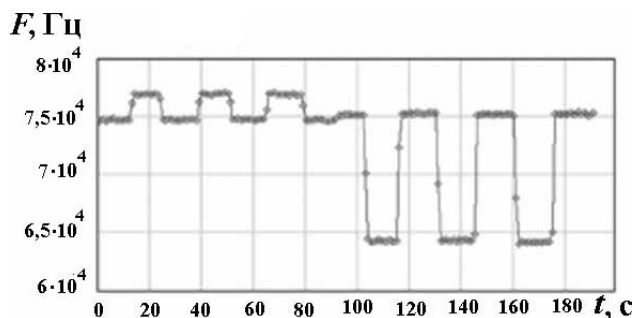
Измерительная катушка, соединенная параллельно с конденсатором, составляла колебательный контур, настроенный на резонансную частоту (~50 кГц). При помещении в катушку металлического образца он начинал играть роль сердечника. При этом менялась индуктивность катушки в целом, что приводило к изменению частоты колебаний контура. Электронная схема, основанная на микропроцессоре ATmega, включала несколько каналов измерения и давала возможность синхронно записывать в виде электронных таблиц данные об изменении частоты колебательного контура и текущее время. Значения параметров отображались на экране компьютера в режиме реального времени.

Относительную магнитную проницаемость рассчитывали в процентах по формуле

$$\mu = \frac{F_0^2 - F^2}{F_0^2} \cdot 100\%,$$

где  $F_0$ ,  $F$  — частоты колебательного контура без образца и с образцом.

В катушку помещали металлы с разным типом магнетизма: медь электротехническая марки М1 (диамагнетик), аустенитная сталь мар-



**Рис. 1.** Магнитограммы при последовательном тестировании медного (первые три «ступеньки» вверх) и стального (последние три «ступеньки» вниз) образцов

**Fig. 1.** Magnetograms during sequential testing of copper (the first three “steps” up) and steel (the last three “steps” down) samples

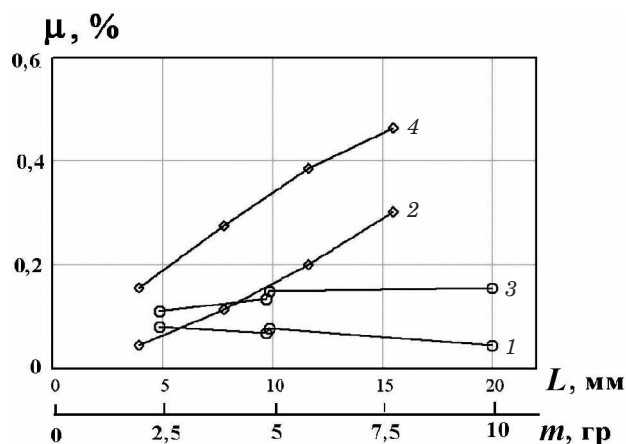
ки 08X18H10T (антиферромагнетик), ферритная сталь марки ст. 3 (ферромагнетик). Фиксировали, что относительное изменение магнитной проницаемости уменьшалось на 1–4 % при введении любого из неферромагнитных сердечников и увеличивалось на 15–25 % при введении ферромагнитного сердечника. На рис. 1 приведены магнитограммы при последовательном тестировании медного и стального (ст. 3) образцов.

Эксперименты с ферромагнитными образцами при последовательном уменьшении их размеров показали, что чувствительность схемы составляет 0,02 % от начального значения индуктивности катушки. Результат измерений зависит от массы образца  $m$  и его геометрических параметров  $L$ ,  $d$ ,  $S$ ,  $V$  (длины — размера вдоль магнитного поля; толщины — размера поперек магнитного поля (в случае цилиндра — его диаметра); площади поперечного сечения; объема). Безусловно, перечисленные геометрические показатели и масса взаимосвязаны.

В измерительную катушку одновременно помещали различное число исследуемых образцов — цилиндров диаметром 3,9–4,2 и длиной 4,9–20 мм, чем добивались изменения показателей  $L$ ,  $d$ ,  $S$ ,  $V$ ,  $m$ . Каждый опыт состоял из трех последовательных измерений с вдвиганием и выдвиганием образца из измерительной катушки.

На основе массива экспериментальных данных для величины  $F$  для каждого материала разрабатывали математическую модель (формулу), связывающую показатели  $L$ ,  $d$ ,  $S$ ,  $V$ ,  $m$  с изменением частоты  $F$ , а через нее и относительной магнитной проницаемости  $\mu$ .

Испытания проводили при различной (не только резонансной  $\sim 50$  кГц) частоте  $F$  в колебательном контуре в диапазоне 48–350 кГц. Эксперименты показали сложную зависимость  $\mu$  от  $F$  с максимумом при 75 кГц, поэтому дальнейшие испытания проводили при частотах  $F =$



**Рис. 2.** Зависимости  $\mu$  от массы  $m$  (2, 4) и длины  $L$  (1, 3) стального образца (опорная частота — 60 (1, 2) и 80 кГц (3, 4))

**Fig. 2.** Dependences of  $\mu$  on the mass  $m$  (2, 4) and length  $L$  (1, 3) of steel samples [the reference frequency was 60 (1, 2) and 80 kHz (3, 4)]

$= 74,6 - 75,4$  кГц, на которых вариация величины  $\Delta\mu/\Delta F$  была минимальной.

## Обсуждение результатов

Опыты на всех типах материалов показали линейную (в первом приближении) связь геометрических параметров с магнитной проницаемостью образца (под образцом понимали сумму всех кусочков металла, помещенных одновременно в измерительную катушку). Линейность резко нарушалась при приближении (или превышении) длины образца к длине измерительной катушки, поэтому предельную длину образцов  $L$  ограничили 20 мм.

На рис. 2 для стального образца (ст. 3) приведены зависимости регистрируемой относительной индуктивности  $\mu$  от длины  $L$  и массы  $m$  при постоянстве остальных параметров. Отметим, что термин «опорная частота» применяется для указания на частоту колебательного контура без образца.

Обобщенную зависимость относительной магнитной проницаемости от параметров образца искали в аддитивной форме вида

$$\mu = A + Bm + CL + Dd + ES + FV,$$

где  $A, B, C, D, E, F$  — искомые коэффициенты.

Для решения задачи использовали программу Mathcad. Качество математической модели оценивали на основе принципа максимального правдоподобия. Для этого рассчитывали коэффициент вариации  $\mu$  как сумму квадратов отклонений экспериментальных значений  $\mu_{\text{эксп}}$  от расчетных  $\mu_{\text{расч}}$ , полученных по регрессионным уравнениям, нормировали на объем вы-

борки  $(n - \nu)$  и среднее значение величины  $\mu_{\text{ср}} = \Sigma(\mu_{\text{эксп}})/n$  ( $n$  — число опытов,  $\nu$  — число степеней свободы, равное количеству определяемых коэффициентов):

$$Q = \sqrt{\frac{1}{n - \nu} \sum (\mu_{\text{эксп}} - \mu_{\text{расч}})^2} \cdot \frac{100\%}{\mu_{\text{ср}}}$$

Анализ показателя  $Q$  показал, что качество модели существенно улучшается при учете не только индивидуальных характеристик образцов, но и их «перекрестных» сомножителей, что, по-видимому, следствие наличия слабой нелинейности соответствующих парных зависимостей.

Минимальные значения  $Q$  (4 – 5 %) на ст. 3 и меди были получены при использовании уравнений вида

$$\mu = \frac{F_0^2 - F^2}{F_0^2} = A_1 + A_2L + A_3V + A_4dV$$

На рис. 3 для образцов ст. 3 и меди представлены зависимости экспериментальных и рассчитанных по таким уравнениям значений. Заметим, чем ближе точки расположены к линии биссектрисы, выходящей из начала координат, тем меньше  $Q$  и лучше математическая модель.

Получили:

$$\mu = 0,024 + 1,04 \cdot 10^{-3}L - 2,317 \cdot 10^{-4}V - 8,936 \cdot 10^{-6}dV \text{ — для Cu,}$$

$$\mu = -0,013 - 1,162 \cdot 10^{-3}L + 9,061 \cdot 10^{-4}V - 2,122 \cdot 10^{-5}dV \text{ — для ст. 3.}$$

Двухфазную структуру (феррит + аустенит) моделировали, помещая в измерительную катушку смеси образцов Fe + Cu или Fe + X19H10T. Выявили, что по мере увеличения доли ферритных образцов относительная магнитная проницаемость растет, меняя знак с «минуса» (характерного для смеси с преобладанием объема неферромагнитных образцов) на «плюс» (в противоположной ситуации).

Анализ взаимосвязи  $\mu$  и (% Ауст) (под таким обозначением понимали долю неферромагнитных кусочков) показал наличие зависимости, близкой к линейной, поэтому обобщенную формулу искали также в аддитивной линейной форме в виде

$$\mu = a_1 + b_1m + c_1L + d_1d + e_1S + g_1(\% \text{ Ауст}),$$

где  $a_1, b_1, c_1, d_1, e_1, g_1$  — искомые коэффициенты.

Результат значительно улучшался при введении в модель сомножителей, учитывающих со-

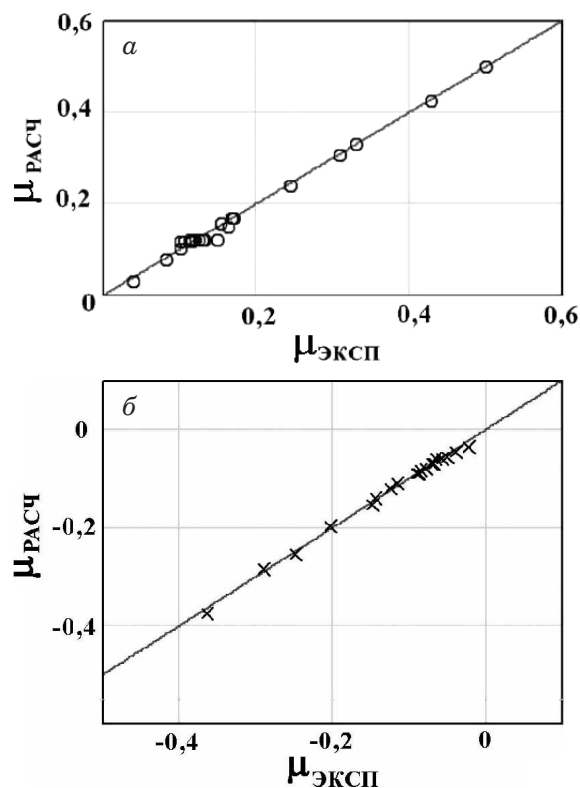


Рис. 3. Зависимости расчетных ( $\mu_{\text{расч}}$ ) и экспериментальных ( $\mu_{\text{эксп}}$ ) значений относительной магнитной проницаемости для образцов стали (а) и меди (б)

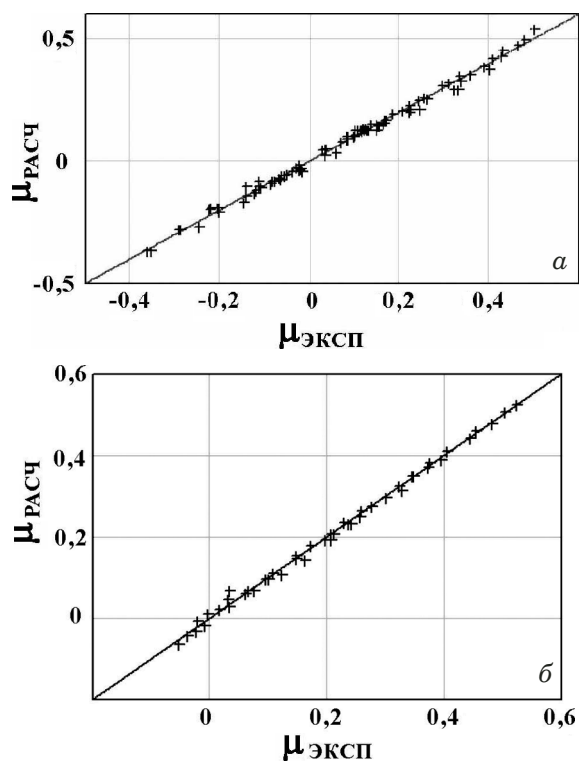
Fig. 3. Dependences of the calculated ( $\mu_{\text{calc}}$ ) and experimental ( $\mu_{\text{exp}}$ ) values of the relative magnetic permeability for steel (a) and copper (b) samples

вместное влияние факторов (при этом некоторые коэффициенты при непарных слагаемых оказались равными нулю). Уравнения с найденными коэффициентами имели вид:

$$\begin{aligned} \mu = & 9,728 \cdot 10^{-3} + 0,014L + 0,026m - \\ & - 5,571 \cdot 10^{-4}(\% \text{ Ауст}) - 1,255 \cdot 10^{-4}L(\% \text{ Ауст}) - \\ & - 6,639 \cdot 10^{-6}m(\% \text{ Ауст})^2 \text{ — для Fe + Cu,} \\ \mu = & - 0,017 + 0,021L + 0,015m + \\ & + 5,606 \cdot 10^{-5}(\% \text{ Ауст}) - 1,426 \cdot 10^{-4}L(\% \text{ Ауст}) - \\ & - 3,891 \cdot 10^{-6}m(\% \text{ Ауст})^2 \text{ — для Fe + X18H10T,} \end{aligned}$$

где  $L$  — длина образца (в случае нескольких образцов они располагались параллельно оси магнитного поля так, чтобы длина каждого «слоя» была одинакова (измерения проводили для  $L = 5, 10, 15$  и  $20$  мм));  $m$  — масса (суммарная) образцов; (% Ауст) — доля (объемная) парамагнитной фазы в общей массе образцов в измерительной катушке во время опыта.

Одинаковые пропорциональные отношения атомных масс Fe и Cu ( $A_{\text{Fe}}/A_{\text{Cu}} = 56/64 = 0,875$ ) и



**Рис. 4.** Зависимости расчетных ( $\mu_{\text{расч}}$ ) и экспериментальных ( $\mu_{\text{эксп}}$ ) значений относительной магнитной проницаемости для смесей Fe + Cu (а) и Fe + сталь 08X18H10T (б)

**Fig. 4.** Dependences of the calculated ( $\mu_{\text{calc}}$ ) and experimental ( $\mu_{\text{exp}}$ ) values of the relative magnetic permeability for Fe + Cu (a) and Fe + steel 08Cr18Ni10Ti (b) mixtures

плотностей ( $\rho_{\text{Fe}}/\rho_{\text{Cu}} = 7,8/8,9 = 0,876$ ) в экспериментах Fe + Cu, а также одинаковая основа материалов в опытах Fe + сталь 08X18H10T (там и там Fe) позволили оперировать объемными содержаниями вместо требуемых атомных. Результаты расчетов приведены на рис. 4 (показатель  $Q$ , по которому оценивали коэффициент вариации  $\mu$ , составил 4 – 6 %).

Контроль фазового состояния инструментальной нержавеющей стали 160X12MФ после термических обработок, применяемых для получения заданного уровня твердости осуществляли с помощью магнитометрического анализа [5]. Отметим, что изделия из данной стали, в частности, применяются как режущие элементы для раскроя материалов на основе бумаги на полиграфических предприятиях, как обкатные ролики при контактном упрочнении поверхности, как штампы горячего деформирования [8 – 17].

Предварительно определяли критические температуры начала образования аустенита при нагреве ( $A_{c1}$ ), завершении этого процесса ( $A_{c3}$ ) и начале мартенситного превращения при охлаждении ( $M_n$ ). Определенные магнитометрическим анализом температуры составили 790, 870 и 392 °С соответственно.

Заметим, что содержание Cr + Mo + V в 160X12MФ характерно для жаропрочных сталей. Вместе с тем содержание углерода и большое количество хрома сближает эту сталь с быстрорежущими сталями. Типовые термические обработки для данных групп сталей различаются [1]. Стандартная схема для жаропрочных сталей включает нагрев на 1050 – 1100 °С, выдержку на этих температурах, охлаждение в масле или на воздухе и повторные нагревы на 650 – 720 °С с выдержкой 1 – 2 ч с охлаждением на воздухе. Для быстрорежущих сталей типовая схема термической обработки предполагает нагрев на 1250 °С, выдержку при этой температуре, охлаждение в масле или на воздухе, повторные неоднократные нагревы на 550 – 650 °С и выдержку при этих температурах 1 – 4 ч с охлаждением на воздухе.

Термическая обработка стали 160X12MФ по первому варианту показала наличие в структуре (наряду с мартенситом) большого количества крупных (и по этой причине малоэффективных для получения высокой твердости) карбидов размерами 1 – 10 мкм. Такая структура свидетельствует о недостаточно высокой температуре нагрева под закалку, которая не позволяет легирующим элементам (в основном в виде карбидов хрома, молибдена, ванадия) полностью раствориться в аустените. Поэтому в быстрорежущих сталях температуру закалки (~1250 °С) выбирают близкой к температуре солидуса.

Термическая обработка по второй схеме с нагревом до 1250 °С выявила, что аустенит, имеющий гранцентрированную кристаллическую решетку и сформировавшийся при этой температуре, очень устойчив по отношению к превращению в низкотемпературную модификацию с тетрагональной кубической (присущей мартенситу) или кубической (присущей ферриту) кристаллической решеткой.

Подобное явление, но в значительно меньшей степени, характерно и для классических быстрорежущих сталей типа P18 или P6M5. Для решения этой проблемы в практике термической обработки быстрорезов используют некоторое снижение температуры нагрева под закалку, а также последующие отпуска образцов (изделий), закаленных от номинальной температуры. В процессе отпуска нераспавшийся аустенит превращается в мартенсит. Применительно к 160X12MФ отпуск образцов оказался малоэффективным (превращение аустенита в мартенсит протекало с очень низкой скоростью даже при отпуске при самой высокой из принятых температур 650 °С).

Исследуя влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и твердость стали 160X12MФ, влияние карбидов на результаты магнитометрического анализа не выявили (по-

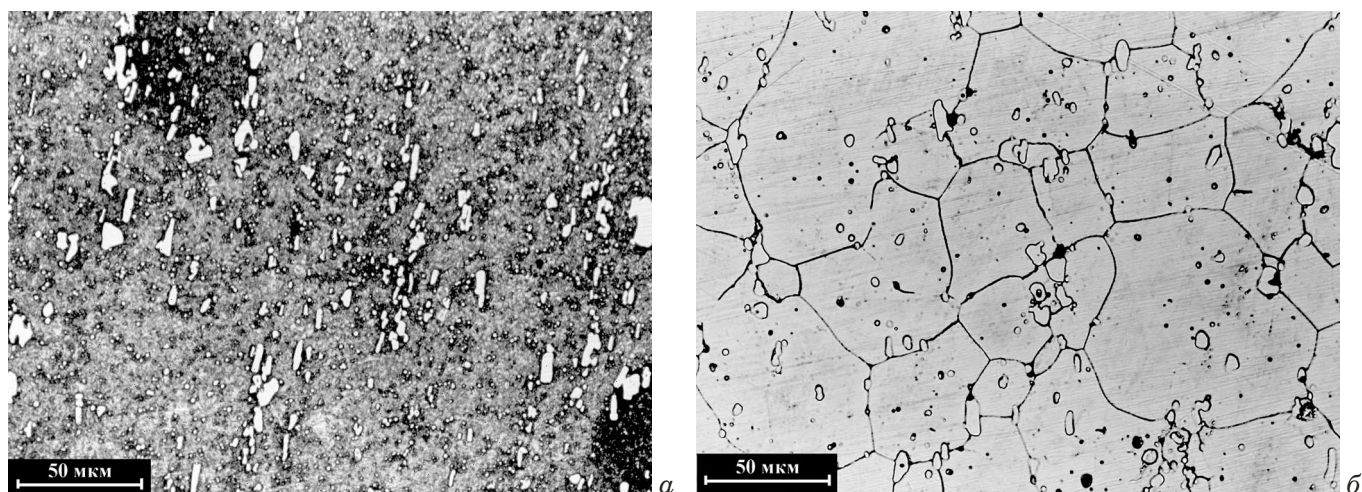


Рис. 5. Структура стали 160Х12МФ после закалки от 1080 (а) и 1250 °С (б)

Fig. 5. The structure of 160Cr12MoV steel after quenching from 1080 (a) and 1250 °C (b)

видимому, из-за относительно малого их количества и слабого влияния на магнитную проницаемость). Сталь 160Х12МФ после закалок от высокой температуры сохраняет аустенитную структуру, что позволяет для нахождения уравнения связи относительной магнитной проницаемости образцов с их фазовым составом применять тот же подход.

В качестве образцов с условно 100 %-м содержанием аустенита и мартенсита использовали образцы после закалки от 1250 и 1080 °С без каких-либо последующих термических воздействий. Структура образцов представлена на рис. 5. И для первых, и для вторых фазовый состав был подтвержден контрольными съемками на рентгеновском дифрактометре.

Исходная форма уравнения зависимости относительной магнитной проницаемости  $\mu$  от характеристик образцов была принята такой же, как и для экспериментов при совместном анализе Fe + Cu и Fe + X18Н10Т. Однако наилучший (из числа опробованных) результат получили при использовании большего числа «перекрестных» сомножителей в аддитивной зависимости.

Минимальный коэффициент вариации  $\mu$  ( $Q = 8 - 10\%$ ) был получен для зависимости

$$\begin{aligned} \mu = & 0,146 - 4,561 \cdot 10^{-3}L^2 - 1,245 \cdot 10^{-6}V^2 - \\ & - 2,868 \cdot 10^{-3}(\% \text{ Ауст}) + 1,534 \cdot 10^{-4}LV + \\ & + 3,933 \cdot 10^{-4}L(\% \text{ Ауст}) - 8,301 \cdot 10^{-4}m(\% \text{ Ауст}). \end{aligned}$$

На рис. 6 представлены результаты расчетов.

С использованием полученной зависимости анализировали результаты измерений магнитной проницаемости на образцах стали 160Х12МФ, подвергнутых закалке от 1040 – 1250 °С (среда нагрева — аргон, выдержка перед

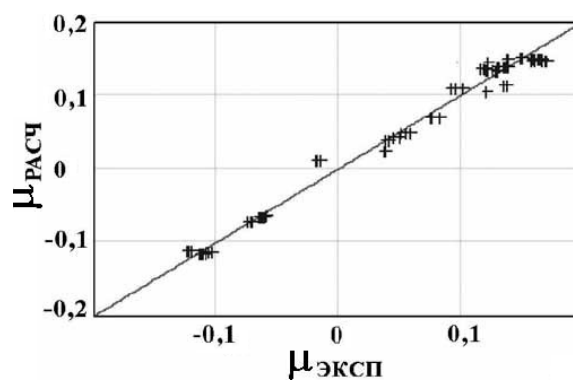


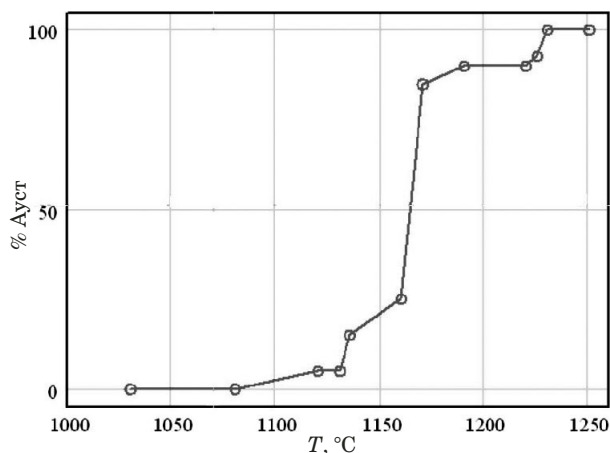
Рис. 6. Зависимость расчетных ( $\mu_{\text{расч}}$ ) и экспериментальных ( $\mu_{\text{эксп}}$ ) значений относительной магнитной проницаемости образцов стали 160Х12МФ при анализе одновременно аустенитных и мартенситных образцов

Fig. 6. Dependence of the calculated ( $\mu_{\text{calc}}$ ) and experimental ( $\mu_{\text{exp}}$ ) values of the relative magnetic permeability of 160Cr12MoV steel samples (simultaneous analysis of austenitic and martensitic samples)

закалкой в масло — 15 мин, после закалки отпуск не проводили). Значения  $\mu$ ,  $m$ ,  $V$ ,  $L$ ,  $d$ ,  $S$  принимали заданными. Нахождение (% Ауст) осуществляли последовательной подстановкой в формулу значений (% Ауст) от 0 до 100 % (шаг — 2,5), затем определяли разницу между расчетной и измеренной величинами  $\mu$ . Значение (% Ауст), при котором эта разница была минимальной, принимали за искомое.

На рис. 7 приведена зависимость содержания аустенита в стали 160Х12МФ от температуры нагрева под закалку, полученная данным способом.

Видно, что для получения не менее 95 % мартенсита температура закалки не должна превышать 1120 °С (при использовании описанной схемы термической обработки). Твердость стали составила требуемое значение 62 HRC. Отметим,



**Рис. 7.** Температурная зависимость количества аустенита в стали 160X12MФ после закалки

**Fig. 7.** Temperature dependence of the austenite content in 160Cr12MoV steel after quenching

что полученный результат не отменяет поиска других схем термической обработки стали с таким необычным поведением по отношению к нагревам в высокотемпературную область для получения лучших режущих свойств.

## Заключение

Таким образом, предложена методика определения процентного соотношения парамагнитная — ферромагнитная фаза в металлических материалах магнитометрическим методом, включающая нахождение уравнения связи параметров образца и показателя его магнитной проницаемости. Методика позволяет анализировать результаты магнитометрических испытаний и прогнозировать изменение относительной магнитной проницаемости однородных материалов и материалов со структурой из смеси неферромагнитных и ферромагнитных фаз с точностью 8–10% в зависимости от геометрических параметров образцов, их массы и соотношения фазовых составляющих. Магнитометрический анализ образцов стали 160X12MФ после закалки от 1030–1250 °C (структура стали — аустенит) показал, что для получения высокого (не менее 95%) содержания мартенсита температура закалки не должна превышать 1120 °C. Методика как собственно магнитометрического анализа, так и способа поиска уравнений связи независимых (геометрических показателей образцов, долей фаз с различными магнитными свойствами) и зависимых (относительной магнитной проницаемости) величин может применяться в первую очередь к быстрорежущим сталям с высокой устойчивостью аустенита для поиска оптимальных режимов термической обработки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Металловедение и термическая обработка стали*. Т. 1. Методы испытаний и исследований / Под ред. Бернштейна М. Л., Рахштадта А. Г. — М.: Металлургия, 1985. — 352 с.
2. **Бабич Н. Г., Захаренко Н. И.** Магнитометрические исследования твёрдых растворов на основе хрома в тройной системе Cr – Co – Mn / Физика металлов и металлосcience. 2003. Т. 96. № 5. С. 28 – 31.
3. **Уваров А. И., Сандовский Н. Ф., Вильданова Н. Ф., Ануфриева Е. И.** Влияние структуры стареющих инваров с метастабильным аустенитом на частотную зависимость магнитной проницаемости / *Металлы*. 2008. № 4. С. 92 – 99.
4. **Корнилова А. В., Селищев А. И., Идармачёв И. М.** Применение магнитных видов неразрушающего контроля для изделий из инструментальных штамповых сталей / *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 10(724). С. 56 – 62.
5. **Кузько Е. И., Беломытцев М. Ю., Белов В. А.** Исследование фазовых превращений в высокохромистых ферритно-мартенситных сталях магнитометрическим методом / *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 4. С. 57 – 63.
6. **Беломытцев М. Ю., Кузько Е. И., Прокофьев П. А.** Использование магнитометрического метода для исследования ферритно-мартенситных сталей / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2017. Т. 83. № 11. С. 41 – 46.
7. **Беломытцев М. Ю., Кузько Е. И., Прокофьев П. А., Суляев Т. Д.** Определение критических температур и структурного состояния 13%-х хромистых сталей магнитометрическим методом / *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017. Т. 60. № 9. С. 732 – 738.
8. **Wei Gong, Zhouhua Jiang, Lixiang Zhang, Changyong Chen, Yanwu Dong.** Influence of Mg addition on inclusions and mechanical properties of Cr12Mo1V1 steel under high pressure / *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 791. N 139410. P 1 – 11. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139410
9. **Швейкин В. П., Кузнецов В. П., Каманцев И. С. и др.** Влияние термической обработки на структуру и механические свойства инструментальной стали 1,6% С – 12% Cr – 0,8% Мо – 0,9% V / *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2022. № 8(806). С. 21 – 26. DOI: 10.30906/mitom.2022.8.21-26
10. **Мордасов Д. М., Зотов С. В.** Термоциклическая обработка штампов для работы в условиях горячего деформирования из стали X12MФ / *Вестник ТГТУ*. 2016. Т. 22. № 3. С. 481 – 490.
11. **Pirtovšeka T., Kuglera G., Godecb M., Terčelja M.** Microstructural characterization during the hot deformation of 1.17 C – 11.3 Cr – 1.48 V – 2.24 W – 1.35 Mo ledeburitic tool steel / *Materials characterization*. 2011. N 62. P 189 – 197. DOI: 10.1016/j.matchar.2010.11.016
12. **Di H., Zhang X., Wang G., Liu X.** Spheroidizing kinetics of eutectic carbide in the twin roll-casting of M2 high speed steel / *J. Mater. Process. Technol.* 2005. Vol. 166. P. 359 – 363. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.07.085
13. **Kugler G., Knap M., Palkowski H., Turk R.** Estimation of activation energy for calculating the hot workability properties of metals / *Metallurgiya*. 2004. Vol. 43. N 4. P. 267 – 272.
14. **Imbert C. A. C., McQueen H. J.** Dynamic recrystallisation of A2 and M2 tool steels / *Materials Science and Engineering, A*. 2001. Vol. 313. P. 104 – 116.
15. **Rodenburg C., Krzyzanowski M., Beynon J., Rainforth W.** Hot workability of spray-formed AISI M3-2 high-speed steel / *Materials Science and Engineering, A*. 2004. Vol. 386. P. 420 – 427. DOI: 10.1016/j.msea.2004.07.056
16. **Hetzner D. W.** Refining carbide size distributions in M1 high speed steel by processing and alloying / *Materials characterization*. 2001. N 46. P. 175 – 182.
17. **Ghomashchi M. R.** Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment / *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. N 14. P. 5207 – 5220.

## REFERENCES

1. Metal science and heat treatment of steel. Vol. 1. Methods of testing and research. — Moscow: Metallurgiya, 1985. — 352 p. [in Russian].
2. Babich N. G., Zakharenko N. I. Magnetometric studies of chromium-based solid solutions in the Cr – Co – Mn ternary system / Fiz. Met. Metalloved. 2003. Vol. 96. N 5. P. 28 – 31 [in Russian].
3. Uvarov A. I., Sandovsky N. F., Vildanova N. F., Anufrieva E. I. Influence of the structure of aging invars with metastable austenite on the frequency dependence of magnetic permeability / Metally. 2008. N 4. P. 92 – 99 [in Russian].
4. Kornilova A. V., Selishchev A. I., Idarmachev I. M. The use of magnetic types of non-destructive testing for products from tool die steels / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2015. N 10(724). P. 56 – 62 [in Russian].
5. Kuzko E. I., Belomyttsev M. Yu., Belov V. A. Investigation of phase transformations in high-chromium ferritic-martensitic steels by the magnetometric method / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2018. N 4. P. 57 – 63 [in Russian].
6. Belomyttsev M. Yu., Kuzko E. I., Prokofiev P. A. Using the magnetometric method for the study of ferritic-martensitic steels / Industr. Lab. Mater. Diagn. 2017. Vol. 83. N 11. P. 41 – 46 [in Russian].
7. Belomyttsev M. Yu., Kuzko E. I., Prokofiev P. A., Sulyaev T. D. Determination of critical temperatures and structural state of 13 % chromium steels by the magnetometric method / Izv. Vuzov. Cher. Met. 2017. Vol. 60. N 9. P. 732 – 738 [in Russian].
8. Wei Gong, Zhouhua Jiang, Lixiang Zhang, Changyong Chen, Yanwu Dong. Influence of Mg addition on inclusions and mechanical properties of Cr12Mo1V1 steel under high pressure / Materials Science and Engineering A. 2020. Vol. 791. N 139410. P. 1 – 11. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139410
9. Shveikin V. P., Kuznetsov V. P., Kamantsev I. S., et al. Influence of heat treatment on the structure and mechanical properties of tool steel 1.6% C – 12% Cr – 0.8% Mo – 0.9% V / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2022. N 8(806). P. 21 – 26 [in Russian]. DOI: 10.30906/mitom.2022.8.21-26
10. Mordasov D. M., Zotov S. V. Thermal cycling treatment of dies for operation under conditions for hot deformation from 12CrMoV steel / Vestn. TGTU. 2016. Vol. 22. N 3. P. 481 – 490 [in Russian].
11. Pirtovška T., Kuglera G., Godecb M., Terčelja M. Microstructural characterization during the hot deformation of 1.17 C – 11.3 Cr – 1.48 V – 2.24 W – 1.35 Mo ledeburitic tool steel / Materials characterization. 2011. N 62. P. 189 – 197. DOI: 10.1016/j.matchar.2010.11.016
12. Di H., Zhang X., Wang G., Liu X. Spheroidizing kinetics of eutectic carbide in the twin roll-casting of M2 high speed steel / J. Mater. Process. Technol. 2005. Vol. 166. P. 359 – 363. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.07.085
13. Kugler G., Knap M., Palkowski H., Turk R. Estimation of activation energy for calculating the hot workability properties of metals / Metallurgiya. 2004. Vol. 43. N 4. P. 267 – 272.
14. Imbert C. A. C., McQueen H. J. Dynamic recrystallisation of A2 and M2 tool steels / Materials Science and Engineering, A. 2001. Vol. 313. P. 104 – 116.
15. Rodenburg C., Krzyzanowski M., Beynon J., Rainforth W. Hot workability of spray-formed AISI M3-2 high-speed steel / Materials Science and Engineering, A. 2004. Vol. 386. P. 420 – 427. DOI: 10.1016/j.msea.2004.07.056
16. Hetzner D. W. Refining carbide size distributions in M1 high speed steel by processing and alloying / Materials characterization. 2001. N 46. P. 175 – 182.
17. Ghomashchi M. R. Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment / Acta Materialia. 1998. Vol. 46. N 14. P. 5207 – 5220.