

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУР ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА
НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**
*The influence of hardening and tempering temperatures on the
structure and magnetic characteristics of tool carbon steels*

Матюк В.Ф., Бурак В.А., Короткевич З.М., Осипов А.А.
Matyuk V.F., Burak V.A., Korotkevich Z.M., Osipov A.A.

Проанализировано влияние температур закалки и отпуска на структуру и магнитные свойства инструментальных углеродистых сталей при квазистатическом режиме перемагничивания в замкнутой магнитной цепи. Определены магнитные характеристики основной кривой намагничивания и петли магнитного гистерезиса, чувствительные к изменению температурного режима закалки или отпуска данного класса сталей. Даны рекомендации по выбору магнитного параметра для неразрушающего контроля их структурного состояния.

The influence of hardening and tempering temperatures on the structure and magnetic characteristics of tool carbon steels during quasistatic remagnetization in closed magnetic circuit is discussed. The magnetic characteristics of normal magnetization curve and magnetic hysteresis loop depending on hardening or tempering temperature variation of given steels are determined. The recommendations for choosing magnetic parameters for non-destructive testing of tool carbon steel structure are given.

Введение

Инструментальные стали предназначены для изготовления режущего и измерительного инструмента, а также штампов холодного и горячего деформирования и подразделяются на инструментальные углеродистые стали, инструментальные низколегированные стали и инструментальные быстрорежущие стали [1].

Режущий инструмент после закалки и низкотемпературного отпуска должен обладать [2]:

- твердостью режущей кромки (60–65 HRC), значительно превышающей твердость обрабатываемого материала;
- высокой износостойкостью, необходимой для сохранения размеров и формы режущей кромки при резании;

- высокой прочностью и достаточной вязкостью для сопротивления разрушению при изгибающих (резцы) и крутящих (сверла) моментах и при динамических нагрузках в процессе работы.

Поскольку в процессе резания происходит нагрев режущей кромки инструмента, то он должен сохранять твердость и режущие свойства при длительном нагреве в процессе работы, то есть обладать высокой *теплостойкостью* (*красностойкостью*). От этой характеристики материала режущего инструмента зависит производительность резания [2].

По теплостойкости инструментальные стали подразделяются на [3]:

- *нетеплостойкие* (углеродистые и низколегированные стали с теплостойкостью до 200 °С);
- *полутеплостойкие* (среднелегированные стали с теплостойкостью до 400–500 °С);
- *теплостойкие* (высоколегированные быстрорежущие стали с теплостойкостью до 600–640 °С).

Важными характеристиками инструментальных сталей являются также их технологические свойства: прокаливаемость, изменение объема при закалке, обрабатываемость резанием и давлением, шлифуемость [1].

Эксплуатационные свойства инструментальных сталей (высокая твердость режущей кромки, износостойкость, прочность, достаточная вязкость и теплостойкость) определяются их назначением и зависят как от химического состава, так и от соблюдения режима термической обработки – закалки и последующего низкотемпературного отпуска, снимающего большую часть закалочных напряжений [3].

Среди методов неразрушающего контроля структурного состояния ферромагнитных материалов и изделий после различных видов термообработки широкое распространение получили магнитные методы [4–8]. В основе этих методов лежит взаимосвязь между структурным состоянием металла после термообработки и его магнитными характеристиками.

Измерения магнитных свойств изделий в статическом режиме весьма трудоемки, особенно в условиях массового контроля. В связи с этим более перспективными являются измерения магнитных свойств при квазистатическом режиме перемагничивания изделий [9].

Использование замкнутой магнитной цепи позволяет определять магнитные характеристики материала изделия, которые несут наиболее достоверную информацию о структуре и физико-механических свойствах контролируемых изделий независимо от их

формы и размеров [10].

В настоящей работе приводятся результаты анализа влияния температур закалки и отпуска на структурное состояние и магнитные свойства инструментальных углеродистых сталей разных марок при квазистатическом режиме перемагничивания в замкнутой магнитной цепи. Особое внимание уделено сталям У8А и У10А.

1 Состав, назначение и режимы термообработки

Состав. В соответствии с ГОСТ 1435–99 [11] инструментальные углеродистые стали маркируют буквой «У» и числом, указывающим среднее содержание углерода в десятых долях процента. Для изготовления инструмента применяют качественные стали марок У7–У12 и высококачественные стали марок У7А–У12А. Их химический состав приведен в таблице 1. Буква «Г» означает повышенную массовую долю марганца.

Высококачественные инструментальные углеродистые стали отличаются от качественных только несколько лучшей вязкостью. Поэтому их чаще используют для изготовления инструмента с более тонкой режущей кромкой.

Помимо перечисленных в таблице 1 химических элементов, инструментальные углеродистые стали могут содержать до 0,40% Cr, до 0,25 % Ni и до 0,25 % Cu.

Высокое содержание углерода в инструментальных углеродистых сталях (от 0,65 до 1,29 %) обеспечивает после соответствующей термической обработки их высокую твердость и износостойкость [12].

Назначение. Металлопродукцию из инструментальных углеродистых сталей выпускают в прутках, полосах и мотках (проволока). Эти стали поставляются после отжига на зернистый перлит, что позволяет применять накатку, насечку и другие высокопроизводительные технологические процессы изготовления инструмента благодаря их невысокой твердости в отожженном состоянии и получать при последующей термообработке наиболее однородные свойства.

Таблица 1. Марки и химический состав инструментальных углеродистых сталей (ГОСТ 1435-99)

Марка стали	Массовая доля элемента, %				
	Углерода	Кремния	Марганца	не более	
				Серы	Фосфора
У7	0,65-0,74	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,030
У8	0,75-0,84	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,030
У8Г	0,80-0,90	0,17-0,33	0,33-0,58	0,028	0,030
У9	0,85-0,94	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,030
У10	0,95-1,09	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,030
У12	1,10-1,29	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,030
У7А	0,65-0,74	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У8А	0,75-0,84	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У8ГА	0,80-0,90	0,17-0,33	0,33-0,58	0,018	0,025
У9А	0,85-0,94	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У10А	0,95-1,09	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У12А	1,10-1,29	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025

Инструментальные углеродистые стали являются наиболее дешевыми из инструментальных сталей и применяются в основном для изготовления малоответственного режущего инструмента, работающего при температурах резания до 200 °С, и штампово-инструментальной оснастки. Эти стали имеют низкую твердость в отожженном состоянии (НВ 187-207), что обеспечивает хорошую обрабатываемость резанием и давлением, и обладают высокой твердостью после закалки (HRC 62-64). Недостатком инструментальных углеродистых сталей является их чувствительность к перегреву и низкая теплостойкость (200-250 °С). Поэтому изготовленный из них инструмент используется лишь для резания с малой скоростью [13].

По механическим свойствам и назначению инструментальные углеродистые стали подразделяются на [14]:

- *стали повышенной вязкости (У7-У9)* для изготовления инструмента с умеренной твердостью, подвергающегося ударным нагрузкам (зубила, кернеры и т. д.);
- *стали высокой твердости (У10-У12А)* для изготовления режущего инструмента, не подвергающегося ударным нагрузкам (напильники, шаберы и т. д.).

В таблице 2 дано примерное назначение инструментальной углеродистой стали различных марок.

Таблица 2. Назначение инструментальной углеродистой стали [11]

Марка стали	Область применения
У7, У7А	<p>обработка дерева: топоров, колунов, стамесок, долот; пневматические инструментов небольших размеров: зубила, обжимы, бойки; кузнечные штампы; игольная проволока; слесарно-монтажные инструменты: молотки, кувалды, бородки, отвертки, комбинированные плоскогубцы, острогубцы, боковые кусачки и др.</p>
У8, У8А, У8Г, У8ГА,У 9, У9А	<p>инструменты, работающие в условиях, не вызывающих разогрев режущей кромки; обработка дерева: фрезы, зенковки, цековки, топоры, стамески, долота, пилы продольные и дисковые; накатные ролики, плиты и стержни для форм литья под давлением оловянно-свинцовистых сплавов; калибры простой формы и пониженных классов прочности; холоднокатаная термообработанная лента толщиной от 2,5 до 0,02 мм, предназначенная для изготовления плоских и витых пружин и пружинящих деталей сложной конфигурации, клапанов, щупов, берд, ламелей двойных ножей, конструкционно-мелких деталей, в том числе для часов и т.д. (лента выпускается по ГОСТ 2283 и ГОСТ 21996 и ряду специальных технических условий)</p>
У10А, У12А	сердечники
У10, У10А,	<p>игольная проволока; инструменты, работающих в условиях, не вызывающих разогрев режущей кромки; обработка дерева: ручные, поперечные и столярные пилы, машинные столярные, спиральные сверла; штампы холодной штамповки (вытяжные, высадочные, обрезные и вырубные) небольших размеров и без резких переходов по сечению; калибры простой формы и пониженных классов точности; накатные ролики, напильники, слесарные шаберы и др.; напильники, шаберы; холоднокатаная термообработанная лента толщиной от 2,5 до 0,02 мм, предназначенная для изготовления плоских и витых пружин и пружинящих деталей сложной конфигурации, клапанов, щупов, берд, ламелей двойных ножей, конструкционно-мелких деталей, в том числе для часов и т.д. (лента выпускается по ГОСТ 2283 и ГОСТ 21996 и ряду технических условий)</p>
У12, У12А	<p>метчики ручные, напильники, шаберы слесарные; штампы для холодной штамповки обрезные и вырубные небольших размеров и без переходов по сечению, холодновысадочные пуансоны и штемпели мелких размеров, калибры простой формы и пониженных классов точности; инструмент с пониженной износостойкостью при умеренных и значительных удельных давлениях (без разогрева режущей кромки): напильники, бритвенные лезвия и ножи, острые хирургические инструменты, шаберы, гравировальные инструменты</p>

Термическая обработка. Упрочняющая термическая обработка изделий из инструментальных углеродистых сталей заключается в закалке и низкотемпературном отпуске (для снятия внутренних напряжений), режимы которых указаны в таблице 3 [2, 11, 13].

Таблица 3. Рекомендуемые режимы термообработки инструментальных углеродистых сталей различных марок [11]

Марка стали	Состояние поставки	Закалка		Отпуск	
	Твердость НВ, не более	$T_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC	$T_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC
У7, У7А	187	800–820	63–65	250–325	48–55
У8, У8А, У8Г, У8ГА	187	780–800	63–65	275–350	48–51
У9, У9А	192	770–800	64–66	275–350	48–51
У10, У10А	212	770–800	64–66	150–180	62–64
У12, У12А	217	760–790	64–66	150–180	62–64

Примечание. Закалочная среда — вода, отпуск проводится на воздухе. При закалке в масле $T_{\text{зак}}$ повышают на 20 °С.

Высокая твердость изделий из инструментальных углеродистых сталей достигается только за счет мартенситного превращения при закалке.

Доэвтектоидную У7 (У7А), эвтектоидную У8 (У8А, У8Г, У8ГА) и заэвтектоидную У9 (У9А) стали подвергают полной закалке с нагревом на 30–50 °С выше критической точки A_{c3} (770, 765 и 760 °С соответственно) и отпускают при 250–325 °С (275–350 °С) на троостит для получения твердости 48–55 HRC (48–51 HRC). Эти стали применяют для изготовления инструментов, подвергающихся ударам и толчками и требующих достаточной вязкости при умеренной твердости (зубил, клейм, кузнечного оборудования) [2, 13].

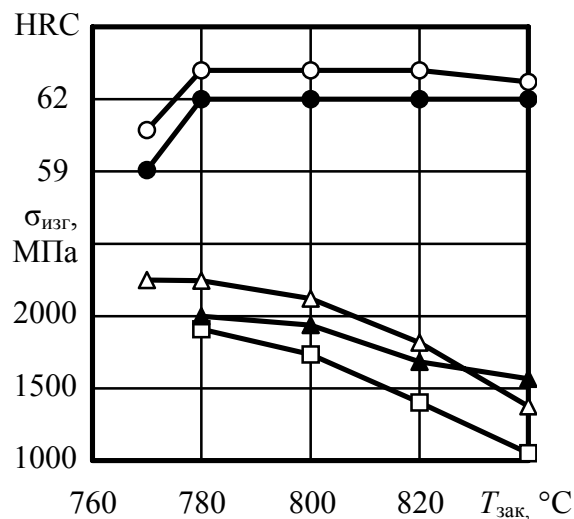
Заэвтектоидные стали У10 (У10А) и У12 (У12А) подвергают неполной закалке на 50–70 °С выше критической точки A_{c1} (730 °С), но ниже критической точки A_{cm} (800 и 820 °С) и низкому отпуску (150–180 °С) для получения мартенситной структуры с включениями вторичного цементита и остаточного аустенита. Низкотемпературный отпуск снимает внутренние напряжения и сохраняет высокую твердость. При более высоких температурах отпуска происходит заметное

разупрочнение стали, связанное с коагуляцией цементита [13].

Сравнительно низкая температура нагрева под закалку инструмента из данного класса сталей легко реализуема технологически, вызывает малое окисление и обезуглероживание [15].

Большим недостатком инструментальных углеродистых сталей является узкий интервал рекомендуемых закалочных температур в связи с чувствительностью этих сталей к перегреву вследствие растворения избыточных карбидов в аустените. Превышение температуры закалки сверх оптимальной (790–800 °С) на 10–15 °С существенно снижает прочность стали, хотя при этом ее твердость остается постоянной (рис. 1) [3].

Для защиты мелкого инструмента от окисления и обезуглероживания (диаметр до 120 и длина до 250 мм) нагрев под закалку целесообразно проводить в соляных ваннах (70 % BaCl₂ + 30 % NaCl). При нагреве более крупного инструмента в камерных печах без защитной атмосферы необходимо применять упаковочные материалы. Для сталей с температурой закалки до 900 °С в качестве упаковочного материала используется древесный уголь + карбюризатор или смесь свежей и пережженной чугушной стружки. Время выдержки под закалку на 1 мм диаметра (толщины) составляет: 20–35 с при нагреве в ванне и 50–80 с при нагреве в печи [14].



○, ● – HRC; Δ, ▲, □ – σ_{изг}; ○, Δ – Y7; □ – Y8; ●, ▲ – Y11

Рисунок 1. Прочность на изгиб (σ_{изг}) и твердость (HRC) некоторых марок сталей от температуры закалки (охлаждение в воде, отпуск 150 °С, 1 ч) [3]

Для получения мартенситной структуры металла охлаждение изделия должно вестись со скоростью, превышающей критическую скорость закалки (скорость охлаждения, при которой наблюдается образование полностью мартенситной структуры). Если быстрое охлаждение не будет обеспечено, то в стали получатся иные структуры (троостит, сорбит или перлит, и она не приобретет желаемую твердость и прочность), следствием чего является появление на изделии мягких пятен.

Критическая скорость закалки инструментальных углеродистых сталей довольно высока (порядка 200–300 °С/с). Поэтому инструмент из данного класса сталей при закалке охлаждают в воде (вода охлаждает быстрее, чем масло в 6 раз при 550–650 °С и в 28 раз при 200 °С) или в водных растворах солей [3]. Последнее усиливает деформацию и коробление инструмента и приводит к образованию трещин. Для уменьшения деформации и коробления изделия из инструментальных углеродистых сталей рекомендуется охлаждать до 200–250 °С в воде, а затем в масле. По этой же причине данные марки сталей не применяют для изготовления режущего инструмента сложной формы с резкими переходами и с большим отношением длины к диаметру [14].

Вследствие малой устойчивости переохлажденного аустенита инструментальные углеродистые стали характеризуются низкой прокаливаемостью – способностью закаливаться на определенную глубину (10–12 мм даже при охлаждении в воде). Особенно быстро протекает распад аустенита при температурах 500–550 °С, где этот процесс начинается почти мгновенно, протекает чрезвычайно интенсивно и полностью заканчивается в течение нескольких секунд [3]. Поэтому только инструменты малого диаметра могут после закалки в воде прокаливаться насквозь.

Из-за низкой прокаливаемости инструментальные углеродистые стали применяют для изготовления мелкого инструмента, а также инструмента с поперечным сечением до 25 мм с незакаленной сердцевиной, в которой режущая часть приходится на поверхностный слой (метчики, напильники, развертки). При несквозной закалке инструмента уменьшается его деформация и повышается (вследствие вязкой сердцевины) устойчивость к ударам и вибрациям, смягчая деформацию при эксплуатации. Для уменьшения деформаций и опасности образования трещин инструмента с незакаленной сердцевиной меньшего поперечного сечения применяют охлаждение в масле или в расплавах солей при температурах 160–200 °С [13].

Инструменты крупных размеров при закалке в воде и водных

растворах солей, кислот и щелочей, охлаждающая способность которых ниже, чем воды, закаливаются на мартенсит лишь в тонком поверхностном слое, а структура их сердцевины представляет собой продукты распада аустенита и является менее хрупкой по сравнению с мартенситной структурой. Поэтому инструменты с такой сердцевиной лучше выдерживают толчки и удары по сравнению с инструментами, закаленными насквозь на мартенсит [14].

Твердость инструмента из инструментальных углеродистых сталей после окончания термообработки обычно лежит в интервале 57–63 HRC, а прочность при изгибе составляет примерно 1800–2700 МПа [14].

2. Зависимости магнитных и электрических свойств и твердости от температуры закалки и отпуска

Так как закалка и отпуск изделий из инструментальных углеродистых сталей определяют их потребительские качества, то представляет практический интерес установление зависимостей между температурой закалки или отпуска и магнитными характеристиками этих марок сталей с целью установления магнитных параметров, которые можно положить в основу построения того или иного магнитного метода неразрушающего контроля. Установлению этих зависимостей посвящен ряд работ [17–27]. В значительной степени их результаты обобщены в монографиях [5, 6].

Так как магнитные испытания ранее проводили на стандартной баллистической установке БУ–3 [28], то измерялись только основные магнитные характеристики (μ_n , μ_m , H_{cs} , B_{rs}). Современные магнитоизмерительные установки (например, установка УИМХ [29]) позволяют существенно увеличить число измеряемых характеристик и, тем самым, расширить возможности магнитного контроля температуры, при которой проводилась термообработка инструмента. Такие измерения были проведены нами на кольцевых образцах из сталей У8А и У10А.

Размеры кольцевых образцов из сталей У8А и У10А составляли: внешний диаметр 17 мм; внутренний диаметр 13,2 мм; высота 10 мм. Параметры намагничивающей и измерительной обмотки выбирались в соответствии с рекомендациями, изложенными в [30].

Для получения при закалке кольцевых образцов из стали У8А разной структуры металла (недогрев под закалку, рекомендуемая

температура нагрева по ГОСТ и перегрев под закалку) их нагрев проводился при температурах $T_{\text{зак}}$, равных 710, 740, 770, 790, 820, 850 и 880 °С, в среде, защищающей металл от обезуглероживания. Время выдержки образцов при каждой из перечисленных температур составляло 10 минут, а их охлаждение проводилось в воде.

Разную структуру кольцевых образцов из стали У10А получали их нагревом под закалку в защитной среде при температурах $T_{\text{зак}}$, равных 680, 710, 740, 770, 790, 820 и 850 °С, а при отпуске закаленных от 790 °С образцов – выдержке при температурах $T_{\text{отп}}$, равных 100, 175, 200, 225, 250, 275, 300, 350, 400, 450, 500, 550 и 600 °С. Время выдержки в печи при отпуске составляло 1 час. Охлаждение проводилось на воздухе.

На установке УИМХ для исследуемых образцов по основной кривой намагничивания определялись: максимальная намагниченность M_m ; начальная μ_n и максимальная μ_m магнитные проницаемости; напряженности $H_{\mu m}$ намагничивающего поля, при котором достигается μ_m ; намагниченности $M_{\mu m}$, M_{H_c} и M_{2H_c} при магнитном поле, равном $H_{\mu m}$, коэрцитивной силе H_c и двум коэрцитивным силам $2H_c$ соответственно.

По предельной петле магнитного гистерезиса определялись: остаточная намагниченность M_r ; коэрцитивная сила H_c ; релаксационная коэрцитивная сила H_r ; релаксационная намагниченность M_{Hr} ; остаточная намагниченность M_{rc} после снятия поля, равного H_c ; максимальная дифференциальная магнитная проницаемость μ_{dm} и дифференциальная магнитная проницаемость μ_{dH_c} при намагничивающем поле, равном коэрцитивной силе H_c ; напряженность намагничивающего поля $H_{\mu dm}$, соответствующая максимуму дифференциальной магнитной проницаемости.

По результатам измерений рассчитывались намагниченность насыщения M_s (по закону подхода к насыщению), релаксационная магнитная проницаемость $\mu_r = M_{Hr}/H_r + 1$ и магнитная проницаемость на кривой возврата от коэрцитивного поля $\mu_{rc} = M_{rc}/H_c + 1$.

2.1. Влияние температуры нагрева под закалку

В зависимости от структурного состояния инструментальной углеродистой стали, в ней могут присутствовать феррит, мартенсит, карбиды и остаточный аустенит. Количественное соотношение этих фаз и обуславливает свойства стали.

Свойства феррита близки к свойствам технического железа, мартенсит является самой жесткой в магнитном отношении фазой и имеет более низкую по сравнению с железом намагниченность насыщения и более высокую коэрцитивную силу. Карбиды также обладают ферромагнитными свойствами, но их намагниченность насыщения почти в два раза меньше, чем намагниченность железа, а остаточный аустенит является парамагнитной фазой. Удельное электрическое сопротивление фаз стали минимальное у феррита и максимальное у аустенита [17].

Изменение магнитных и электрических свойств и твердости инструментальной углеродистой стали при закалке обусловлено мартенситным превращением, происходящем при быстром охлаждении стали от температур выше точки A_{c1} (температуры превращения аустенита в перлит, равной $723\text{ }^{\circ}\text{C}$). Степень этого изменения определяется температурой нагрева под закалку и скоростью охлаждения.

Влияние температуры нагрева инструментальных углеродистых сталей под закалку на их магнитные и электрические свойства и твердость в закаленном состоянии представлено на рисунках 2–6.

Закалка инструментальных углеродистых сталей от температур до $710\text{ }^{\circ}\text{C}$ включительно существенных структурных изменений и фазовых превращений в стали (по сравнению с исходным состоянием) не вызывает [6]. Поэтому большинство ее магнитных характеристик и твердость при закалке от температур нагрева в данном диапазоне изменяются незначительно.

Увеличение температуры нагрева под закалку свыше точки A_{c1} приводит к значительным изменениям магнитных свойств исследуемых сталей (рис. 2–6).

Изменения намагниченности насыщения M_s эвтектоидной стали У8А при увеличении температуры закалки до $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ находятся в пределах ошибки измерения. Однако по мере роста содержания углерода (в заэвтектоидных сталях) M_s начинает уменьшаться (рис. 2, а). Максимальная намагниченность M_m для сталей У8А и У10А в данном диапазоне изменения температуры закалки уменьшается на 5–10 % (рис. 2, б), а для остаточной намагниченности M_r наблюдается некоторый рост (рис. 2, в). Более чувствительными к изменению магнитной жесткости материала являются намагниченности $M_{\text{вм}}$ (30 %), $M_{\text{Нс}}$ (60 %), $M_{2\text{Нс}}$ (40 %), M_{rc} (1,5–2 раза) и M_{Hr} (2–2,5 раза) (для стали У8 по данным [26] рост параметра M_{Hr} смещается в область более высоких температур, что, вероятно, связано с качеством проведенной закалки) (рис. 3, в).

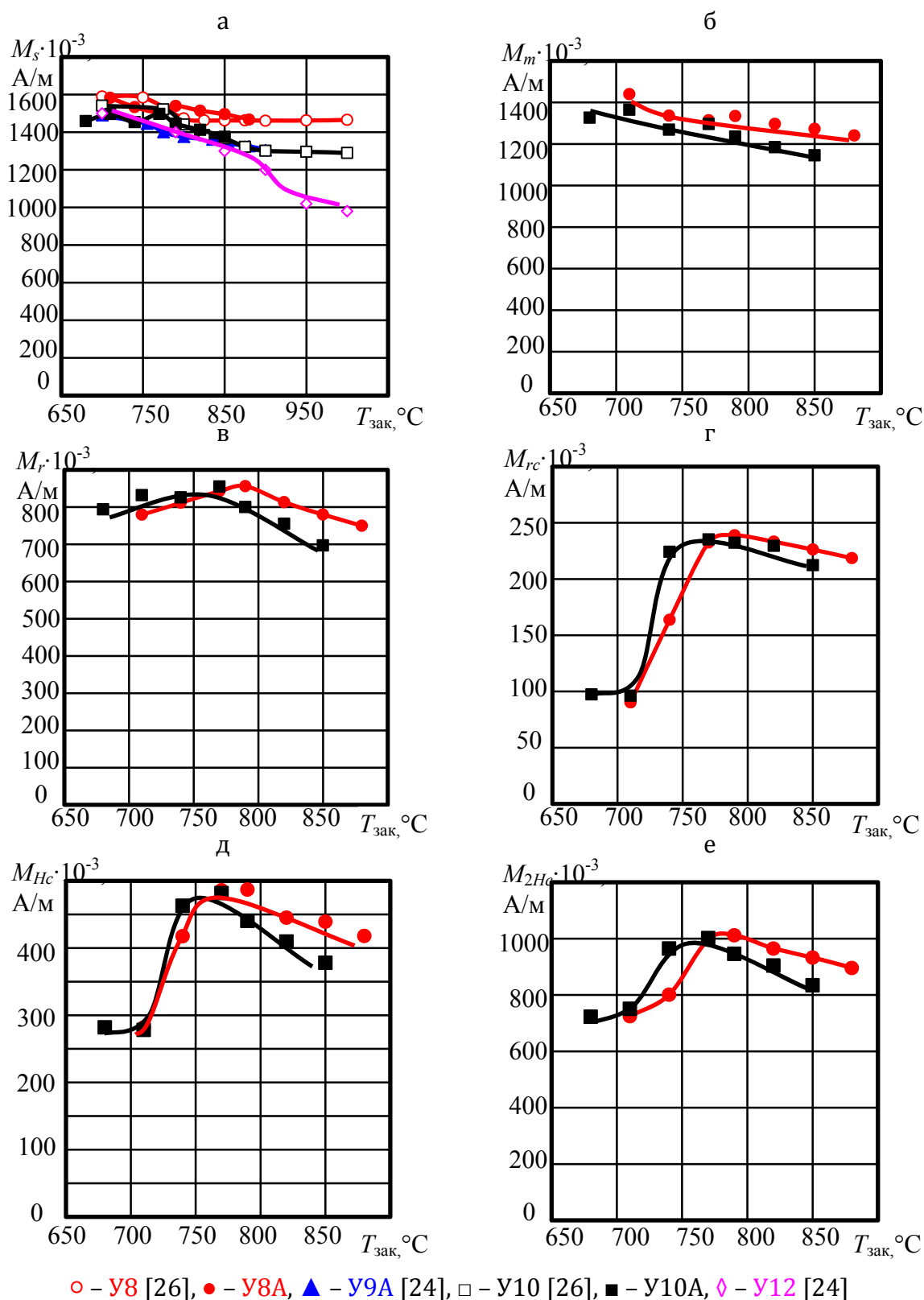


Рисунок 2. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры заковки

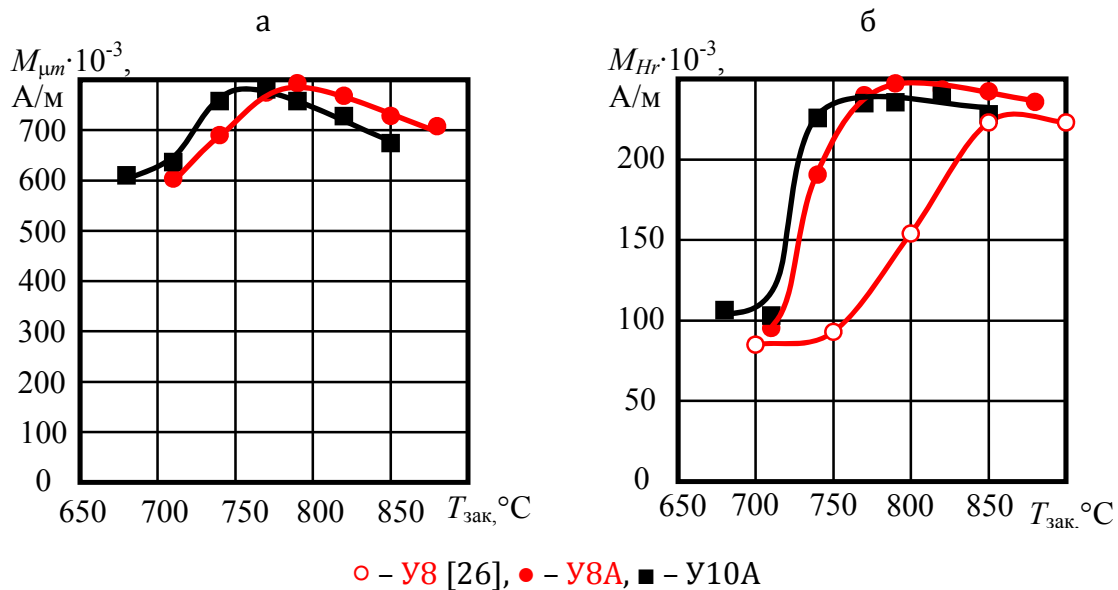


Рисунок 3. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры закалки

намагниченность M_m для сталей У8А и У10А в данном диапазоне изменения температуры закалки уменьшается на 5–10 % (рис. 2, б), а для остаточной намагниченности M_r наблюдается некоторый рост (рис. 2, в). Более чувствительными к изменению магнитной жесткости материала являются намагниченности $M_{\mu m}$ (30 %), M_{Hc} (60 %), M_{2Hc} (40 %), M_{rc} (1,5–2 раза) и M_{Hr} (2–2,5 раза) (для стали У8 по данным [26] рост параметра M_{Hr} смещается в область более высоких температур, что, вероятно, связано с качеством проведенной закалки) (рис. 3, в).

Убыль намагниченности M_s насыщения и максимальной намагниченности M_m при закалке от температуры 740 °C связана с увеличением в структуре закаленной стали немагнитной фазы (остаточного аустенита).

По сравнению с исходным состоянием металла закалка от температуры 740 °C повышает примерно в 3 раза значения коэрцитивной силы H_c , релаксационной коэрцитивной силы H_r , а также величин $H_{\mu m}$ и $H_{\mu dm}$ (рис. 4). С увеличением содержания углерода в стали величины данных параметров возрастают. Резкое увеличение H_c , H_r , $H_{\mu m}$ и $H_{\mu dm}$ при закалке от температуры 740 °C обусловлено появлением мартенсита, который является более жесткой в магнитном отношении фазой по сравнению с исходной структурой (перлит + цементит), причем количество мартенсита увеличивается с ростом содержания углерода в стали [17].

Увеличение намагниченностей M_{Hc} , $M_{\mu m}$, M_{2Hc} , M_{Hr} и M_{rc} при закалке от 740 °С (по сравнению с исходным состоянием) во многом связано со значительным ростом соответствующих им полей (H_c , $H_{\mu m}$, $2H_c$, H_r).

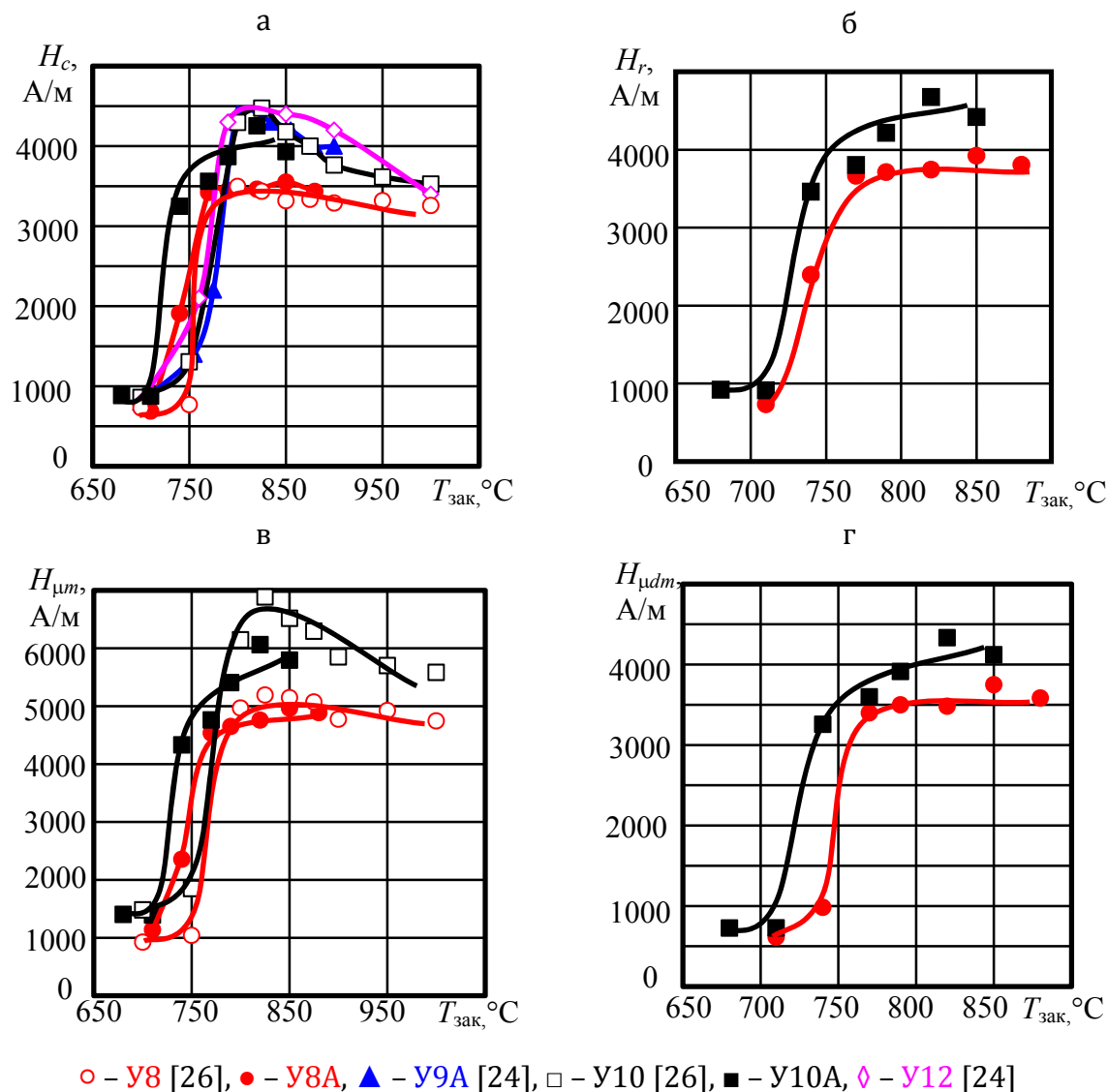
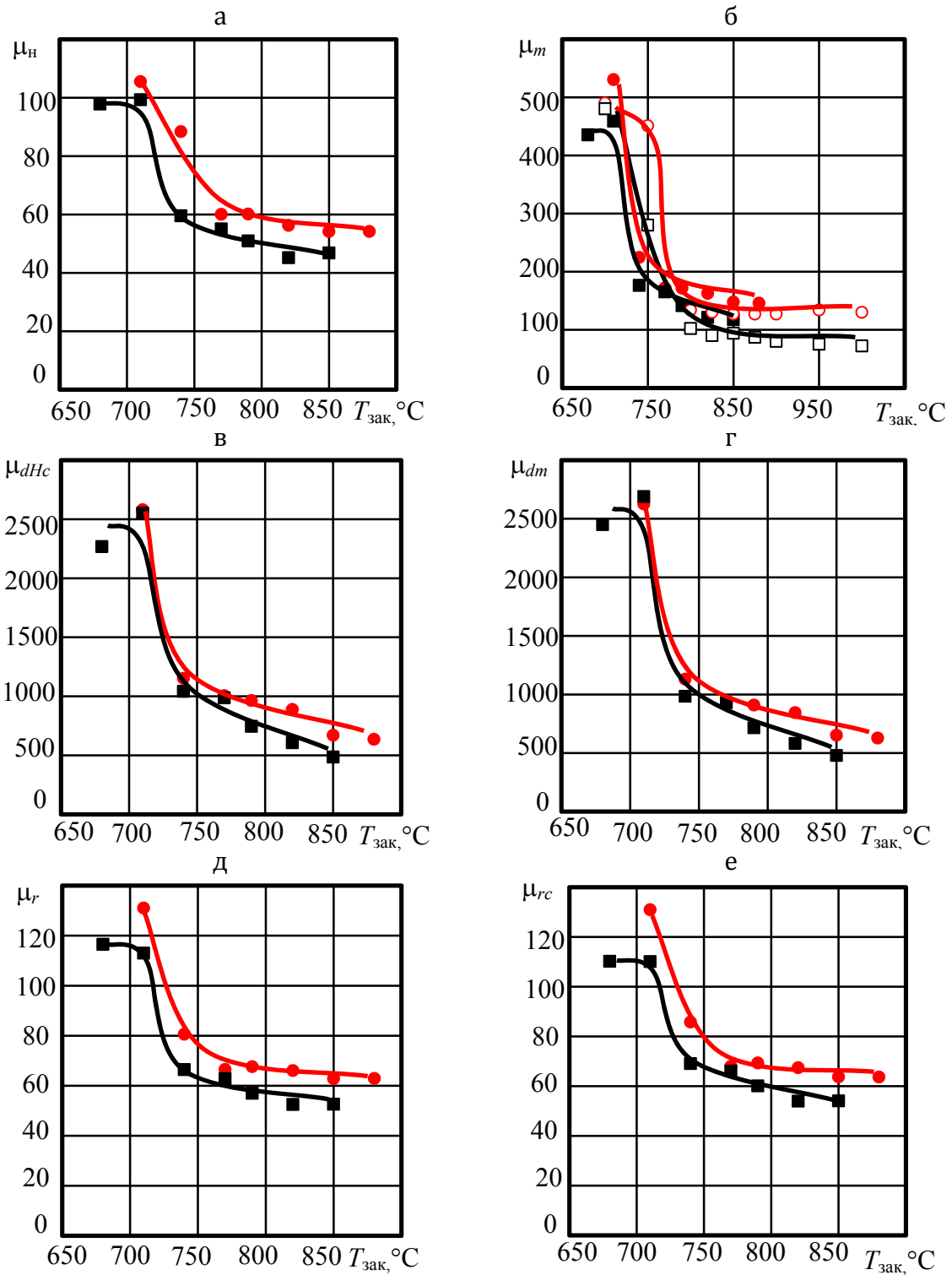


Рисунок 4. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры закалки

Появление в стали мартенсита приводит также к уменьшению на 45–55 % магнитных проницаемостей μ_n , μ_r и μ_{rc} , в 3,7 раза максимальной магнитной проницаемости μ_m , и в 4-5 раз магнитных проницаемостей μ_{dm} и μ_{dHc} соответственно (рис. 5).

Рост удельного сопротивления ρ (рис. 6, а) и твердости НРС (рис. 6, б) обусловлен более высоким удельным сопротивлением и твердостью появляющегося мартенсита [17].



○ - У8 [26], ● - У8А, □ - У10 [26], ■ - У10А

Рисунок 5. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры заковки

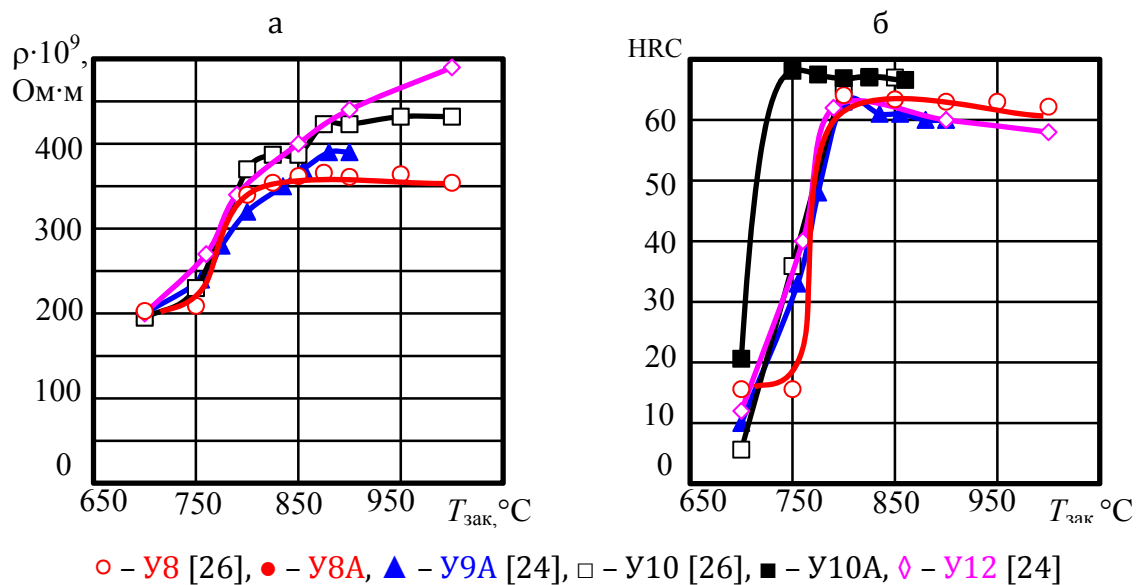


Рисунок 6. Зависимости электрического сопротивления и твердости инструментальных углеродистых сталей от температуры закалки

При нагреве под закалку свыше 740 °С намагниченность M_s насыщения и максимальная намагниченность M_m продолжают убывать. Наибольшая скорость уменьшения M_s по [24] наблюдается для заэвтектоидной стали У12. Последнее обусловлено тем, что если для доэвтектоидных и эвтектоидных сталей содержание остаточного аустенита при температурах закалки от 850 до 1000 °С практически не меняется, то для заэвтектоидных сталей оно продолжает возрастать, снижая при этом намагниченность насыщения, а, следовательно, и максимальную намагниченность [17].

Для других видов намагниченности (M_r , M_{rc} , M_{Hc} , M_{2Hc} , $M_{\mu m}$ и M_{Hr}) в области температур свыше 740 °С наблюдается максимум. Аналогичные неоднозначности характерны для коэрцитивной силы H_c и величины $H_{\mu m}$, для релаксационной коэрцитивной силы H_r и величины $H_{\mu dm}$ эти неоднозначности выражены слабо.

Анализ представленных закономерностей показывает, что к недогреву под закалку изделий из инструментальных углеродистых сталей чувствительны коэрцитивная сила H_c , релаксационная коэрцитивная сила H_r , напряженности $H_{\mu m}$ и $H_{\mu dm}$, дифференциальные магнитные проницаемости μ_{dm} и μ_{dHc} . Другие магнитные характеристики либо слабо чувствительны к недогреву под закалку (M_m , M_s и M_r), либо по ним трудно определить структурное состояние металла, закаленного в рекомендуемом интервале температур, от его состояния при

температуре нагрева под закалку 740 °С (M_{Hc} , M_{2Hc} , $M_{\mu m}$, M_{Hr} , M_{rc} , μ_n , μ_m , μ_r и μ_{rc}). Недогрев под закалку в рекомендуемой [11] области невозможно определить и по твердости [25].

Перегрев под закалку изделий из инструментальных углеродистых сталей можно установить по результатам измерения намагниченности M_s насыщения (для заэвтектоидных сталей), максимальной намагниченности M_m , максимуму дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dm} , а также по магнитной проницаемости μ_{dHc} при напряженности внешнего поля, равного коэрцитивной силе. Другие магнитные характеристики либо нечувствительны к перегреву образцов под закалку (M_{Hr} , $H_{\mu dm}$, μ_n , μ_m , μ_r и μ_{rc}), либо по ним трудно отличить структурное состояние металла, перегретого под закалку, от недогретого (M_r , M_{rc} , M_{Hc} , M_{2Hc} , $M_{\mu m}$, H_c , H_r и $H_{\mu m}$). Твердость инструментальных углеродистых сталей также не чувствительна к перегреву под закалку [25].

Однозначно определять как недогрев, так и перегрев под закалку инструментальных углеродистых сталей можно только по напряженности $H_{\mu m}$ намагничивающего поля (для стали У10А), максимальному значению дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dm} и магнитной проницаемости μ_{dHc} . Однако чувствительность данных характеристик к перегреву этих сталей невысока.

Поэтому для повышения чувствительности контроля перегрева под закалку изделий из инструментальных углеродистых сталей необходимо использовать несколько магнитных параметров.

2.2. Влияние температуры отпуска после закалки

Изменение магнитных и электрических свойств и твердости разных марок инструментальной углеродистой стали, закаленных от температуры в соответствии с таблицей 3 и отпущенных в интервале температур 100–650 °С, имеет одинаковый характер.

Отпуск при температуре 100 °С структурных изменений в стали не вызывает, поэтому ее магнитные характеристики и твердость не меняются. Некоторое уменьшение претерпевает удельное электрическое сопротивление стали У9А (по данным [24]).

Увеличение температуры отпуска в интервале 100–250 °С приводит к росту намагниченности M_s насыщения, максимальной намагниченности M_m , остаточной намагниченности M_r , а также намагни-

ченностей M_{Hc} , M_{2Hc} , $M_{\mu m}$, M_{Hr} и M_{rc} (рис. 7 и рис. 8) всех рассматриваемых марок инструментальной углеродистой стали.

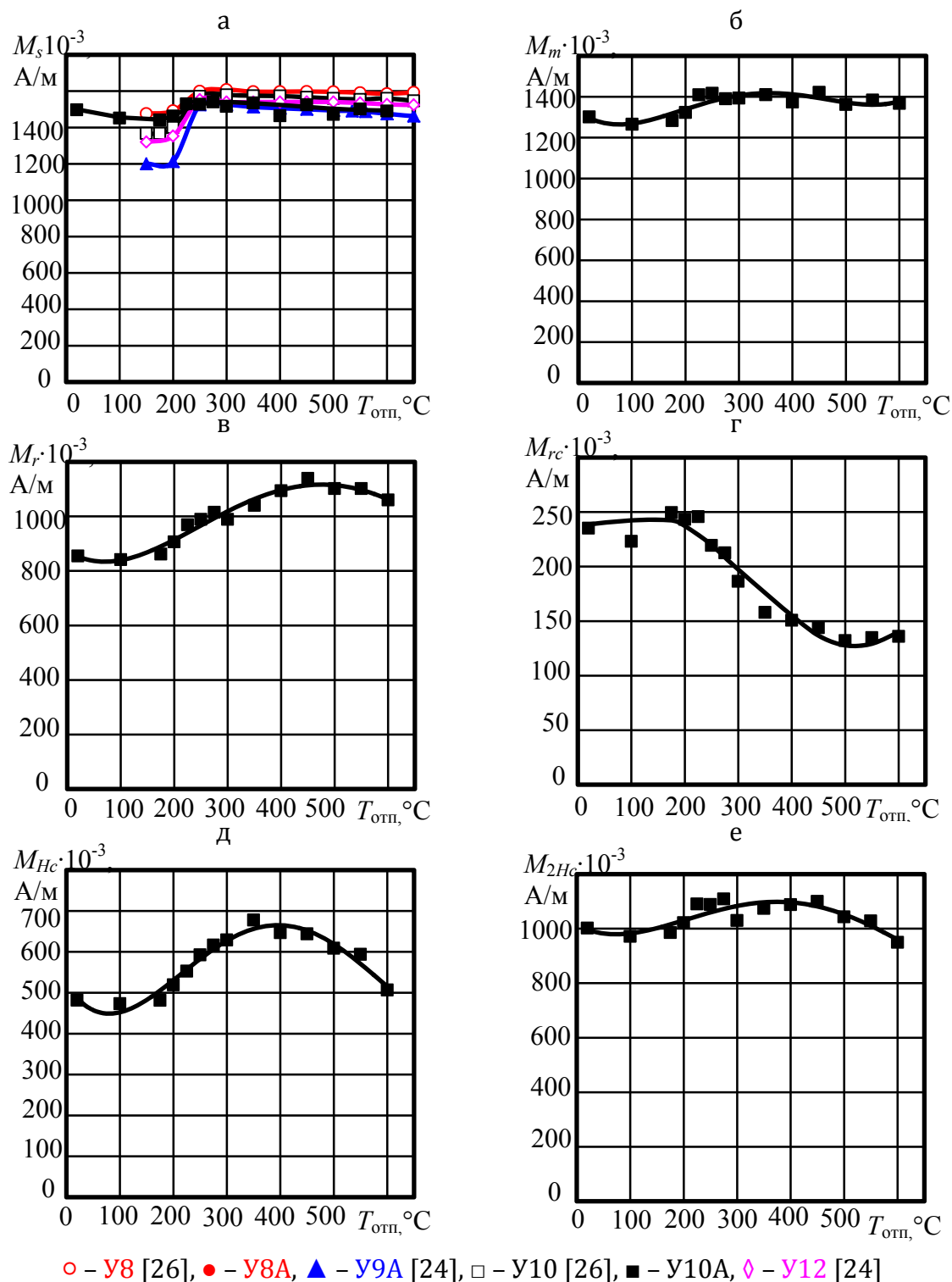


Рисунок 7. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры отпуска

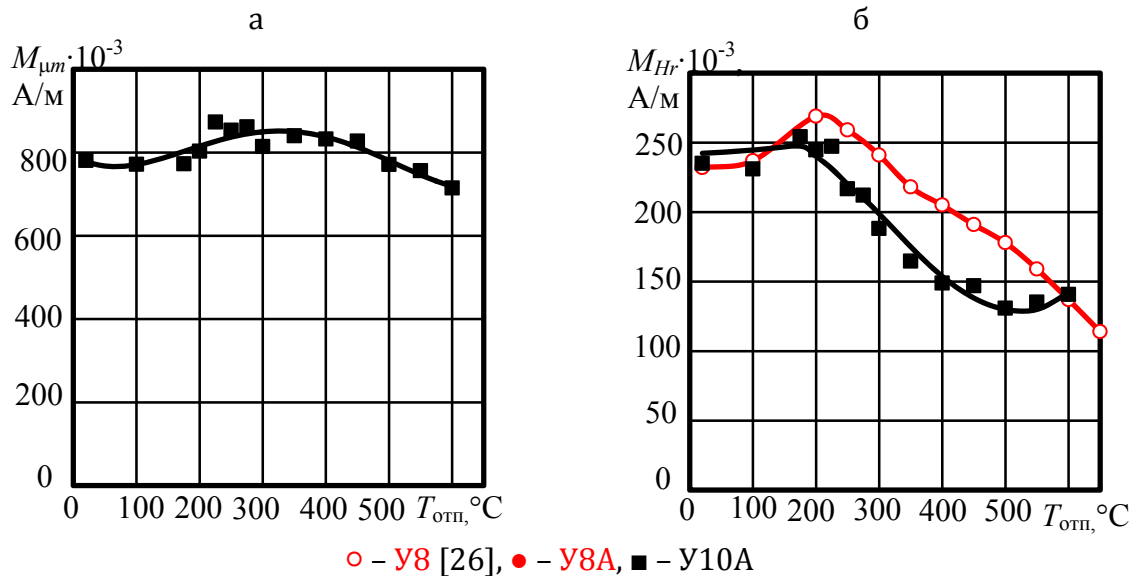
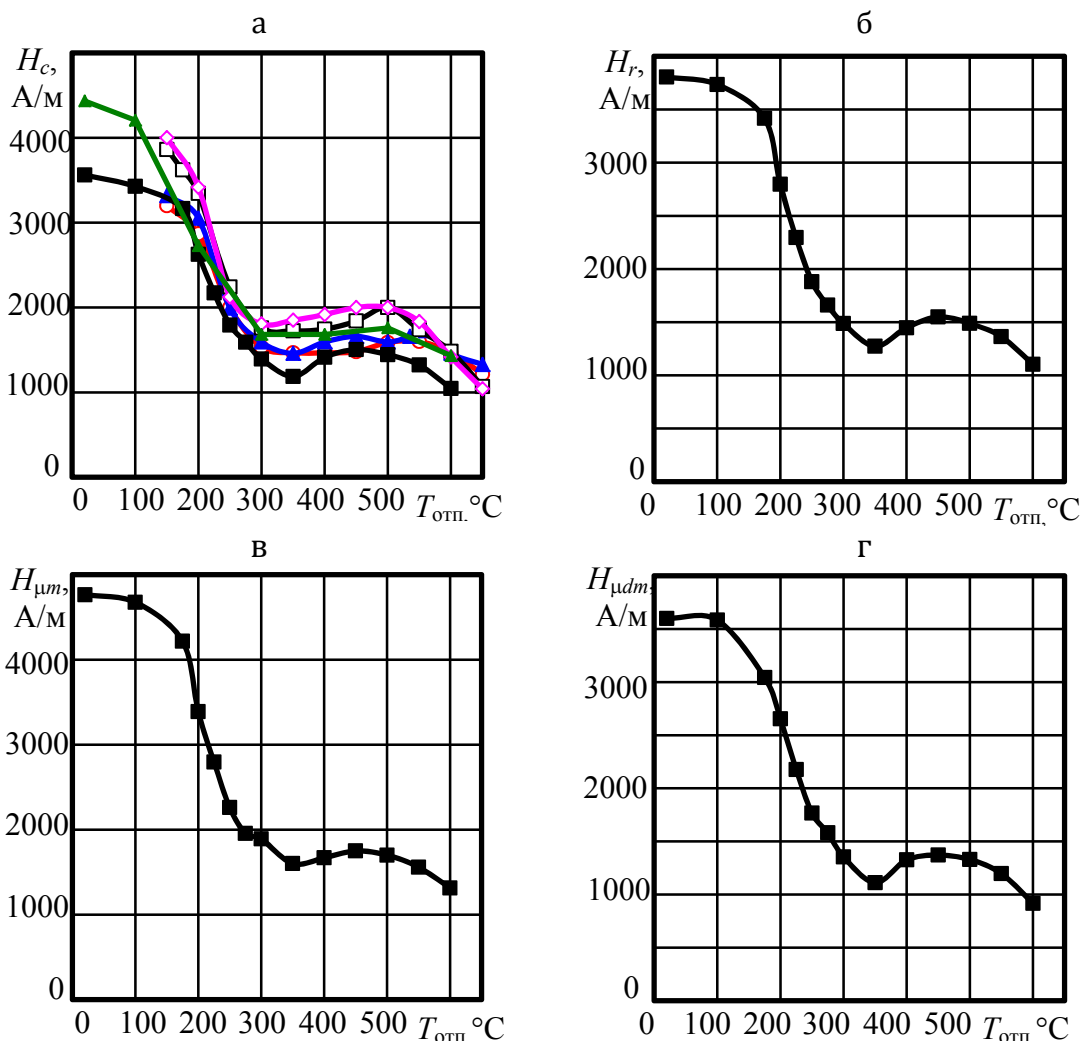


Рисунок 8. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры отпуска

В интервале температур отпуска 250–650 °C намагниченность M_s насыщения и максимальная намагниченность M_m уменьшаются, хотя их спад весьма незначителен. Остаточная намагниченность M_r , а также намагниченности M_{Hc} и M_{2Hc} продолжают рост до температур порядка 400–450 °C, а затем начинают уменьшаться, причем наиболее резко уменьшается намагниченность M_{Hc} . Намагниченности $M_{\mu m}$, M_{Hr} и M_{rc} уменьшаются при температуре отпуска свыше 200–250 °C.

Коэрцитивная сила H_c , релаксационная коэрцитивная сила H_r , а также величины $H_{\mu m}$ и $H_{\mu dm}$ с изменением температуры отпуска ведут себя идентично (рис. 9). В интервале температур отпуска 100–350 °C эти магнитные характеристики стали довольно интенсивно убывают и при температуре отпуска примерно 300–350 °C достигают минимума. Дальнейший рост температуры отпуска приводит к появлению локального максимума величин H_c , H_r , $H_{\mu m}$ и $H_{\mu dm}$ в области от 450 °C для стали Y10A до 500 °C для сталей с меньшим содержанием углерода.

Магнитные проницаемости μ_n , μ_r и μ_{rc} при изменении температуры отпуска от 100 до 300 °C интенсивно растут, достигают максимума при $T_{отп} = 300$ °C, затем резко уменьшаются до температур порядка 500 °C и снова возрастают. Максимумы проницаемостей μ_m и μ_{dm} достигаются при температуре 400 °C, а минимум μ_{dm} выражен незначительно.



▲ - У7А [19], ○ - У8 [26], ● - У8А, ▲ - У9А [24], □ - У10 [26], ■ - У10А, ◇ - У12 [24]

Рисунок 9. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры отпуска

Удельное электрическое сопротивление всех рассмотренных сталей убывает сравнительно равномерно при изменении температуры отпуска в интервале 100–650 °C более чем в 1,5 раза.

Увеличение температуры отпуска до 150 °C не влияет на твердость инструментальных углеродистых сталей. В то же время изменение температуры отпуска от 150 до 650 °C твердость уменьшается более чем в 3 раза.

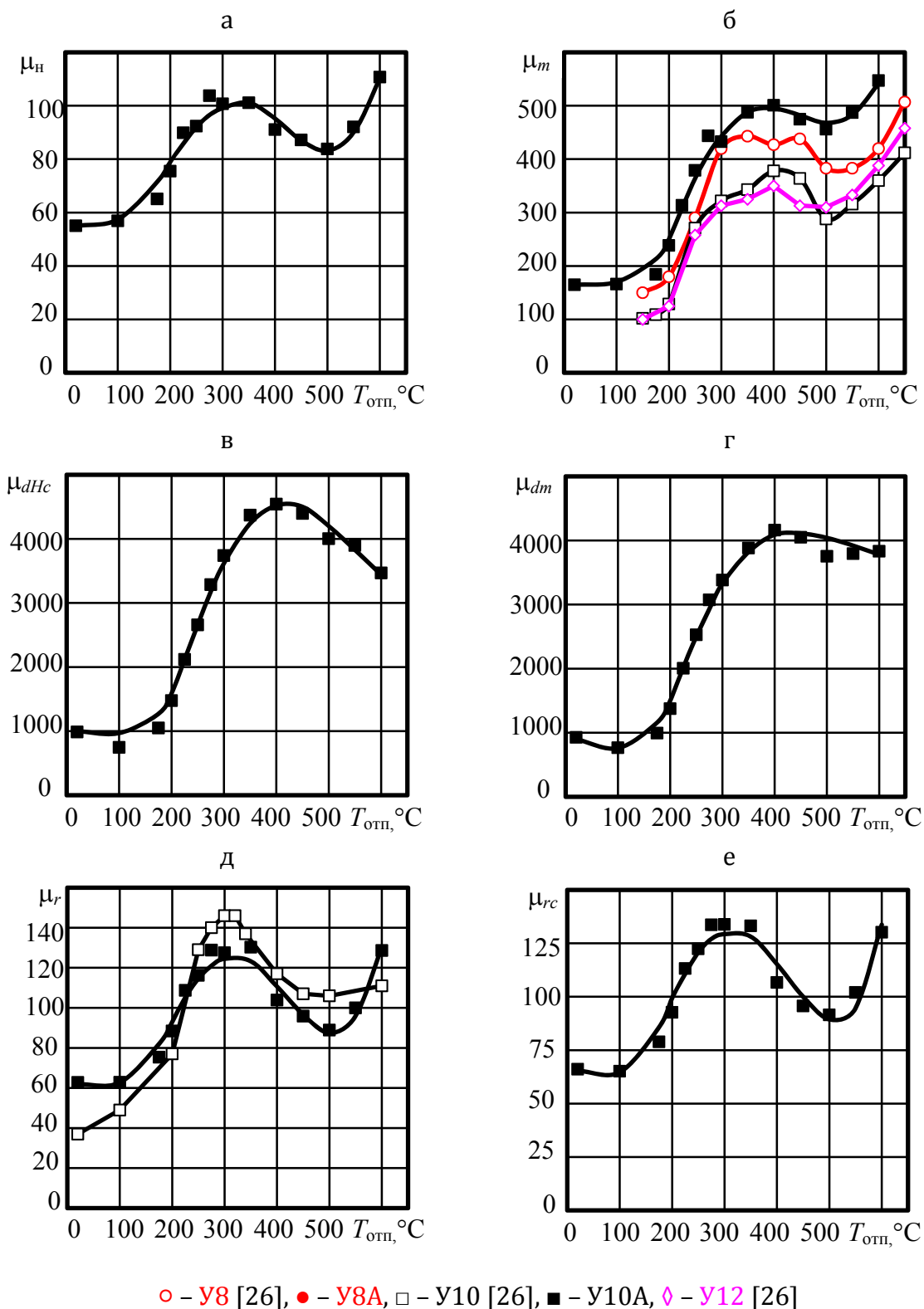
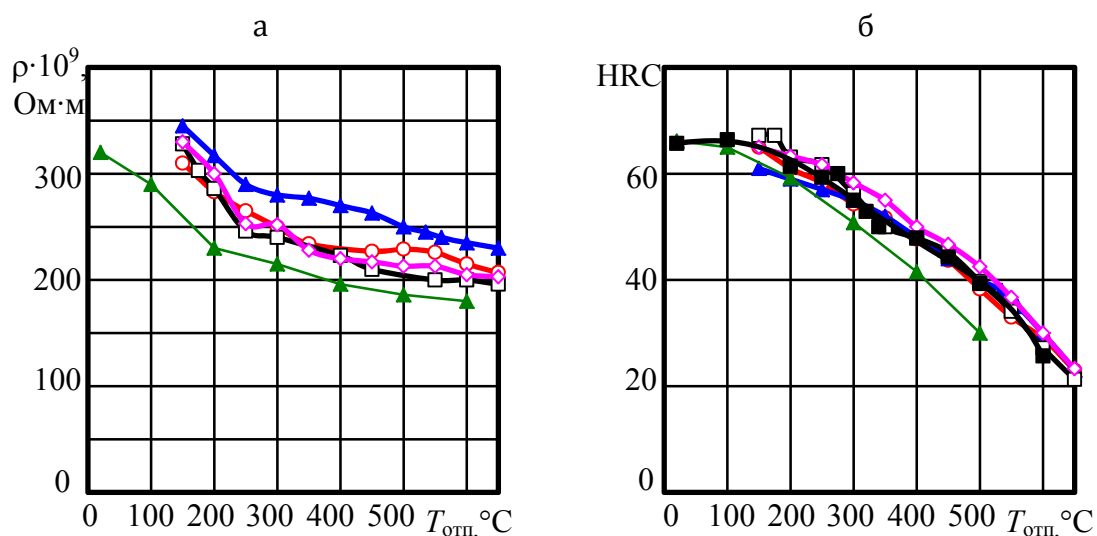


Рисунок 10. Зависимости магнитных свойств инструментальных углеродистых сталей от температуры отпуска



▲ – У7А [19], ○ – У8 [26], ● – У8А, ▲ – У9А [24], □ – У10 [26], ■ – У10А, ◇ – У12 [24]

Рисунок 11. Зависимости электрического сопротивления и твердости инструментальных углеродистых сталей от температуры отпуска

Возрастание намагниченности M_s насыщения и максимальной намагниченности M_m в интервале температур отпуска 200–250 °С обусловлено распадом парамагнитного остаточного аустенита на ферромагнитные отпущенный мартенсит и карбиды [17]. Некоторое уменьшение намагниченности M_s насыщения и максимальной намагниченности M_m в интервале температур отпуска 250–650 °С авторы [17] связывают с превращениями низкотемпературных ферромагнитных карбидов ϵ и α в слабоферромагнитный цементит.

Спад коэрцитивной силы H_c , релаксационной силы H_r , и коррелирующих с ними величин H_{um} и H_{udm} в интервале температур отпуска 150–350 °С обусловлен уменьшением суммарной магнитной анизотропией мартенсита в связи с выделением из него углерода, что приводит к снижению внутренних напряжений, а также исчезновением магнитных полей рассеяния по мере распада остаточного аустенита. Неоднозначное поведение данных магнитных параметров в интервале температур отпуска 350–650 °С связано с количеством и дисперсностью слабомагнитной карбидной фазы. Эти же причины обуславливают и поведение магнитных проницаемостей [17].

Анализ изменения магнитных параметров основной кривой намагничивания и предельной петли магнитного гистерезиса инструментальных углеродистых сталей от температуры их отпуска по-

сле закалки в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1435-99, показал, что контроль низкотемпературного отпуска (100–250 °С) этих сталей можно вести по коэрцитивной силе H_c , релаксационной коэрцитивной силе H_r , а также по величинам $H_{\mu m}$, $H_{\mu dm}$, μ_n , μ_m , μ_r , μ_{rc} , ρ и HRC.

Контроль качества высокотемпературного отпуска (550–650 °С) возможен только по релаксационной намагниченности M_{Hr} , ρ и HRC.

Однозначно контролировать отпуск после закалки инструментальных углеродистых сталей во всем возможном диапазоне изменения температур отпуска можно только по ρ и HRC.

Магнитные параметры можно использовать только для многопараметрового контроля.

Заключение

1. Недогрев под закалку изделий из инструментальных углеродистых сталей надежно выявляется по коэрцитивной силе H_c , релаксационной коэрцитивной силе H_r , величинам напряженности магнитного поля $H_{\mu m}$ и $H_{\mu dm}$, при которых достигаются соответственно максимальное значение магнитной проницаемости μ_m по основной кривой намагничивания и максимальное значение дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dm} по петле магнитного гистерезиса, а также по максимальному значению дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dm} , по дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dHc} при напряженности внешнего поля, равного коэрцитивной силе, измеренным в замкнутой магнитной цепи при квазистатическом перемагничивании.

2. На перегрев под закалку реагируют намагниченность M_s насыщения (для заэвтектоидных сталей), максимальная намагниченность M_m , максимальная дифференциальная магнитная проницаемость μ_{dm} , а также дифференциальная магнитная проницаемость μ_{dHc} при напряженности внешнего поля, равного коэрцитивной силе.

3. Однозначно определять как недогрев, так и перегрев под закалку инструментальных углеродистых сталей можно только по напряженности $H_{\mu m}$ намагничивающего поля (для стали У10А), максимальному значению дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dm} и магнитной проницаемости μ_{dHc} .

4. Контроль низкотемпературного отпуска (100–250 °С) инструментальных углеродистых сталей можно вести по коэрцитивной силе H_c , релаксационной коэрцитивной силе H_r , а также по величинам $H_{\mu m}$,

$H_{\mu dm}$, μ_n , μ_m , μ_r , μ_{rc} , ρ и HRC, а высокотемпературного отпуска (550–650 °С) – по релаксационной намагниченности M_{Hr} , ρ и HRC. Однозначно контролировать отпуск поле закалки инструментальных углеродистых сталей во всем возможном диапазоне изменения температур отпуска можно только по ρ и HRC.

5. Магнитные параметры, измеренные в квазистатическом режиме перемагничивания в замкнутой магнитной цепи, целесообразно использовать для многопараметрового контроля.

Литература

1. Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А. Материаловедение и технология металлов. – М.: Изд-во Оникс, 2008. – 624 с.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Металловедение. – М.: Машиностроение. 1980. – 493 с.
3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1968. – 568 с.
4. Янус Р.И. Магнитная дефектоскопия. М. – Л.: ОГИЗ, 1946. – 171 с.
5. Мельгуй М.А. Магнитный контроль механических свойств сталей. – Минск: Наука и техника, 1980. – 184 с.
6. Михеев М.Н., Горкунов Э.С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М.: Наука, 1993. – 252 с.
7. Щербинин В.Е., Горкунов Э.С. Магнитный контроль качества металлов. – Екатеринбург: УрО РАН, 1996. – 266 с.
8. Бида В.Г., Горкунов Э.С., Шевнин В.М. Магнитный контроль механических свойств проката. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 252 с.
9. Матюк В.Ф., Осипов А.А. Установка УИМХ для измерения магнитных характеристик магнитомягких материалов и изделий. – Дефектоскопия, 2007, № 3, с. 12–25.
10. Костин В.Н., Осинцев А.А., Сташков А.Н., Царькова Т.П. Многопараметровые методы структуроскопии стальных изделий с использованием магнитных свойств вещества. – Дефектоскопия, 2004, № 3, с. 69–82.
11. Прутки, полосы и мотки из инструментальной нелегированной стали. Обще-технические технические условия: ГОСТ 1435-99. – Введ. 01.09.2001. – Минск.: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 2001. – 21 с.
12. Мозберг Р.К. Материаловедение. – М.: Высш. шк., 1990. – 448 с.
13. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов [и др.]; под ред. Г.П. Фетисова. – М.: Высшая школа, 2005. – 864 с.
14. Металлы и сплавы. Справочник. / В.К. Афонин [и др.]; под ред. Ю.П. Солнцева – М.: НПО "Профессионал", НПО "Мир и Семья", 2006. – 1092 с.
15. Ильин С.И., Корягин Ю.Д. Технология термической обработки сталей. – Челябинск: Издательский центр ЮурГУ, 2009. – 120 с.
16. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия. 1969. – 448 с.
17. Морозова В., Михеев М.Н. Магнитные и электрические свойства закаленных и отпущенных углеродистых сталей. – Труды Института физики металлов, 1965, вып. 24, с. 26–35.

18. Кузнецов И.А., Михеев М.Н. Влияние процесса карбидообразования на магнитные свойства углеродистой стали. – Труды ИФМ АН СССР. Свердловск, 1965, вып. 24, с. 36–46.
19. Белов Н.Я., Вишнякова Е.М., Лаврентьев Л.С., Лифшиц В.М., Найденов Г.С. Магнитные и электрические свойства конструкционных и низколегированных сталей. – Ленинград, Ленинградский дом научно-техн. пропаганды, 1969. – 36 с.
20. Горкунов Э.С., Михеев М.Н., Дунаев Ф.Н. Магнитные и электрические свойства сталей 18ХНВА, 34ХНЗМ, У9А в зависимости от режима термообработки. – Дефектоскопия, 1975, № 3, с. 119–126.
21. Михеев М.Н., Горкунов Э.С., Дунаев Ф.Н. Неразрушающий магнитный контроль закаленных и отпущенных изделий из низколегированных конструкционных и простых углеродистых сталей. I. – Дефектоскопия, 1977, № 6, с. 7–13.
22. Михеев М.Н., Горкунов Э.С., Дунаев Ф.Н. Неразрушающий магнитный контроль закаленных и отпущенных изделий из низколегированных конструкционных и простых углеродистых сталей. II. – Дефектоскопия, 1977, № 6, с. 14–18.
23. Михеев М.Н., Бида Г.В., Царькова Т.П., Костин В.Н. Исследование режимов перемгничивания при контроле качества закаленных и отпущенных изделий по величине остаточной магнитной индукции. – Дефектоскопия, 1982, № 8, с. 69–79.
24. Михеев М.Н., Горкунов Э.С. Магнитные методы неразрушающего контроля структурного состояния и прочностных характеристик термически обработанных изделий (обзор). – Дефектоскопия, 1985, № 3, с. 3–21.
25. Горкунов Э.С., Костин В.Н., Тартачная М.В., Глазистов А.Г., Шалаев В.Н. Магнитный контроль изделий из сталей 7ХЗ, 9ХФ, 50ХНМ, У10А после низко- и среднетемпературного отпуска. – Дефектоскопия, 1990, № 1, с. 70–76.
26. Морозова В.М., Гаврилова Л.Д., Захарова Г.Н., Сингер К.Е., Ничипурук А.П., Коган Л.Х. Возможности магнитных методов контроля закалки и отпуска изделий из углеродистых сталей. – Дефектоскопия, 1991, № 5, с. 79–91.
27. Бида Г.В., Царькова Т.П., Сажина Е.Ю. Влияние структурных изменений при закалке и отпуске на релаксационные намагниченность и магнитную восприимчивость углеродистых низколегированных сталей. – Дефектоскопия, 1995, № 2, с. 72–81.
28. Кифер И.И. Испытания ферромагнитных материалов. М.: Энергия, 1969. – 360 с.
29. Матюк В.Ф., Осипов А.А. Установка УИМХ для измерения магнитных характеристик магнитомягких материалов и изделий. – Дефектоскопия, 2007, № 3, с. 12–25.
30. Матюк В.Ф., Осипов А.А. Измерение характеристик магнитомягких материалов и изделий при квазистатическом перемгничивании. – Неразрушающий контроль и диагностика, 2011, № 4, с. 3–34.

Статья поступила в редакцию 08.02.12