

**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО
ПРОКАТА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ КАЧЕСТВЕННЫХ
СТАЛЕЙ НА ИХ СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ
И ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ
И МАГНИТНЫМИ СВОЙСТВАМИ (обзор)**

*The influence of the flat rolled low-carbon quality steel production
technology on the structural state and the relationship between
mechanical and magnetic properties (review)*

Матюк В.Ф.
Matyuk V.F.

Приведены краткие сведения об особенностях технологии производства листового проката низкоуглеродистых сталей, их технологических и потребительских свойствах. Рассмотрено влияние способа производства, химического состава и режима технологического отжига на связь между механическими и магнитными свойствами этого класса сталей. Даны рекомендации по выбору магнитного параметра для неразрушающего контроля их механических свойств.

The brief information about the features of the rolled sheet of low-carbon steel production technology, their technological and consumer properties is given. The influence of the mode of production, chemical compound and the mode of annealing process on the relationship between mechanical and magnetic properties of this class of steels is considered. Recommendations to choose the magnetic parameter for nondestructive testing of their mechanical properties are offered.

Введение.

Листовой прокат сталей является наиболее экономичным видом металлопродукции. Благодаря своим эксплуатационным и технологическим свойствам, а также по экономическим показателям он широко используется во всех отраслях машиностроения, в производстве бытовой техники, труб, резервуаров, тары и в строительстве. Особенно велика доля стального холоднокатаного листа в автомобилестроении, где до 50 % от массы автомобиля составляют детали, изготовленные методом холодной штамповки. Поэтому особенности его производства и проблемы качества являются постоянной заботой изготовителей и потребителей.

Краткие сведения о технологии производства листового проката

При мартеновском способе производства выплавленную сталь выпускают в сталеразливочный ковш, а из него разливают в изложницы (специальные чугунные формы), где после кристаллизации образуются литые стальные заготовки – слитки. На обжимном стане (блуминге) слитки перекатываются в плоские заготовки прямоугольного сечения (слябы).

При выплавке стали в конвертерах или в электропечах слябы получают на установке непрерывной разливки.

Слябы являются исходным материалом (подкатом) для листопрокатного производства, где происходит их нагрев и горячая прокатка на непрерывных прокатных станах до получения полосы необходимой толщины, которая сматывается в рулоны. Горячекатаные рулоны являются подкатом для производства холоднокатаного листа.

В процессе горячей прокатки и охлаждения металла поверхность горячекатаной полосы вследствие окисления при взаимодействии с окружающей средой покрывается окалиной, которую удаляют травлением горячекатаной полосы на непрерывно-травильных агрегатах. Как правило, отдельные рулоны перед травлением сваривают для увеличения их массы. При непрерывном способе травления неотъемлемой частью травильной линии является стыкосварочный агрегат. Удаление окалины осуществляется сначала механически (перегибая полосу между роликами с одновременным растяжением), а затем пропусканием через ванны с растворами серной или соляной кислот. Затем движущаяся полоса металла промывается, режется на необходимую длину, промасливается и сматывается в рулоны.

Горячекатаные протравленные полосы в рулонах поступают либо на отгрузку потребителю, либо на стан холодной прокатки.

Холодная прокатка горячекатаной полосы после травления необходима для получения точных размеров полосы по толщине и улучшения качества ее поверхности. Она проводится посредством обжатия металла в холодном состоянии между валками. После холодной

прокатки металл обезжиривают в щелочном растворе при температуре 80–90 °С.

Деформация металла при обжати изменяет его структуру, что приводит к изменению свойств металла (возрастают прочность и твердость, снижается пластичность) и делает его непригодным для штамповки.

Упрочнение (наклеп) металла при холодной прокатке устраняется его отжигом – нагревом металла до определенной температуры, выдержкой при этой температуре и последующем охлаждении. При отжиге меняется структура металла и, следовательно, его свойства: снижаются прочность и твердость, и возрастает пластичность.

Отжиг рулонов холоднокатаного металла происходит в колпаковых печах или печах агрегатов непрерывного отжига в атмосфере защитного газа – обычно азота, который предохраняет металл от окисления.

В колпаковую печь помещается обычно стопа из 3–5 рулонов одной плавки, марки стали, толщины и ширины, называемая садкой. Отжиг проводят в одну (нагрев, выдержка, охлаждение) или две (нагрев до определенной температуры, выдержка, нагрев до другой температуры, выдержка при этой температуре, охлаждение) стадии. Температуру нагрева металла, время выдержки и скорость охлаждения устанавливают в зависимости от марки стали.

Линии непрерывного отжига более экономичны и производительны (скорость полосы достигает 10–12 м/с). Так как линии непрерывного отжига сложно перестроить с одного режима на другой, то их используют при выпуске большого количества однотипного проката. Кроме того, скорость охлаждения металла в печах непрерывного отжига выше, чем в колпаковых. Это приводит к повышению его твердости. Поэтому листы для глубокой и весьма глубокой вытяжки (автолист) предпочтительнее отжигать в колпаковых печах.

Так как холоднокатаная сталь после отжига становится слишком мягкой, то такой материал подвержен быстрому старению, а при штамповке на его поверхности образуются линии скольжения. Эти

отрицательные свойства мягкой стали устраняются прокаткой полосы с небольшим обжатием, которая называется дрессировкой.

При дрессировке происходит упрочнение поверхностного слоя металла при сохранении пластичности сердцевины, что обеспечивает ровную поверхность изделий при штамповке. Дрессировка металла устраняет также волнистость и коробоватость полосы.

После дрессировки металл в рулонах поставляется потребителю или поступает на агрегаты резки.

Процессы холодной прокатки, по сравнению с горячей, являются более энергоемкими, включают большое число переделов и требуют применения сложного и многообразного оборудования, так как при холодной деформации металл упрочняется (наклепывается) и для восстановления его пластических свойств приходится проводить отжиг.

Несмотря на это, холодная прокатка по сравнению с горячей имеет существенные преимущества. Во-первых, она позволяет производить листы и полосы толщиной менее 0,8–1 мм (до нескольких микрон), что недостижимо при горячей прокатке. Во-вторых, холодная прокатка обеспечивает более высокое качество продукции по точности размеров, качеству поверхности и физико-механическим свойствам. Поэтому доля холоднокатаных листов в общей массе тонколистового проката в развитых странах составляет в настоящее время около 50 % и продолжает увеличиваться [1].

Основную массу холоднокатаных листов составляет низкоуглеродистая конструкционная сталь толщиной 0,5–2,5 мм, шириной до 2300 мм, которую часто называют автолистом из-за ее широко использования в автомобилестроении.

В больших количествах методом холодной прокатки производится жечь, которая чаще всего выпускается в виде покрытых оловом полос толщиной 0,07–0,5 мм и шириной до 1300 мм и используется для изготовления консервных банок и другой пищевой тары.

Методом холодной прокатки производится также декапир – травленая и отожженная сталь, применяемая при производстве эма-

лированной посуды и других изделий с покрытиями, кровельный лист (часто оцинкованный).

Химический состав и свойства сталей для листового проката

Эксплуатационные и технологические свойства сталей определяются их химическим составом, степенью раскисления, способом производства и структурой.

Низкоуглеродистыми называются стали с содержанием углерода до 0,3 %. Качественные низкоуглеродистые стали от сталей обыкновенного качества отличает низкое содержание вредных примесей и неметаллических включений. Содержание серы и фосфора в этих сталях не должно превышать 0,03–0,04 %.

В зависимости от химического состава низкоуглеродистые качественные стали делят на марки (табл. 1), каждая из которых строго регламентируется по содержанию химических элементов. Маркировка этих сталей состоит из двухзначных чисел (05, 08, 10, 11, 15, 18, 20, 25), обозначающих среднее содержание углерода в сотых долях процента, букву русского алфавита, обозначающую раскисляющий элемент (Ю – для алюминия и Ф – для ванадия) и индекс, обозначающий степень раскисления. Буква «А» в конце марки стали указывает, что она относится к категории высококачественной.

По степени раскисления (процесс удаления из жидкого металла кислорода, проводимый с целью предотвращения хрупкого разрушения стали при горячей деформации) стали подразделяют на кипящие (индекс кп), спокойные (индекс сп) и полуспокойные (без индекса).

Спокойной называют сталь, выдержанную некоторое время в ковшах вместе с раскислителями (марганцем, кремнием и алюминием). Она содержит мало кислорода и затвердевает спокойно без газовой выделения.

Кипящие стали перед разливкой содержат повышенное количество растворенного кислорода, который при застывании металла в изложницах продолжает окисление содержащегося в нем углерода, сопровождающееся выделением пузырьков CO, что создает впечатление кипения. Эти стали раскисляют только марганцем.

Табл. 1. Химический состав марок низкоуглеродистых сталей
(08Ю по ГОСТ 9045-93, 18ЮА по ГОСТ 803-81,
остальные – по ГОСТ 1050-88) [2–4]

Марка стали	Химический состав, %									Примечания
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	S	P	Cu	
05кп	≤0,06	≤0,03	≤0,40	≤0,10	≤0,3	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,30	As≤0,080 N≤0,008
08	0,15– 0,12	0,17– 0,37	0,35– 0,65	≤0,10	≤0,30	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,30	As≤0,080 N≤0,008
08Ю	≤0,07	≤0,10	0,20– 0,35	≤0,03	≤0,06	–	≤ 0,025	≤0,02	≤0,06	Al = 0,020– 0,070
08сп	≤0,09	≤0,04	0,20– 0,40	≤0,10	≤0,10	–	≤0,03	≤ 0,025	≤0,15	–
08Фкп	≤0,08	≤0,01	0,20– 0,40	≤0,03	0,20– 0,40	0,02– 0,04	≤ 0,025	≤0,02	≤0,10	–
08кп	≤0,10	≤0,03	0,25– 0,45	≤0,1	≤0,01	≤0,03	≤0,03	≤ 0,025	≤0,15	–
10	0,07– 0,14	0,17– 0,37	0,35– 0,65	≤0,15	≤0,30	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,30	As≤0,080 N≤0,008
10сп	0,07– 0,14	0,35– 0,65	0,05– 0,17	≤0,15	≤0,25	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,25	As≤0,080
10кп	0,07– 0,14	0,25– 0,50	≤0,07	≤0,15	≤0,25	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,25	As≤0,080
11ЮА	0,08– 0,13	≤0,13	0,30– 0,50	≤0,15	≤0,20	–	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,025	Al = 0,020– 0,070
15	0,12– 0,19	0,17– 0,37	0,35– 0,65	≤0,25	≤0,30	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,30	As≤0,080 N≤0,008
15сп	0,12– 0,19	0,25– 0,65	0,05– 0,17	≤0,25	≤0,25	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,25	As≤0,080 N≤0,008
15кп	0,12– 0,19	0,25– 0,50	≤0,07	≤0,25	≤0,25	–	≤0,04	≤ 0,035	≤0,25	As≤0,080 N≤0,08
18кп	0,12– 0,20	0≤ 0,06	0,3– 0,5	≤0,15	≤0,2	–	≤ 0,035	≤ 0,03	≤0,25	As≤0,080 N –
18ЮА	0,16– 0,22	≤0,13	0,20– 0,40	≤0,15	≤0,20	–	≤ 0,025	≤ 0,025	≤0,20	Al = 0,020– 0,070
20	0,17– 0,24	0,17– 0,37	0,35– 0,65	≤0,25	≤0,30	–	≤ 0,040	≤ 0,035	≤0,30	As≤0,080 N≤0,008
20сп	0,17– 0,24	0,05– 0,17	0,35– 0,65	≤0,25	≤0,25	–	≤ 0,040	≤ 0,035	≤0,25	As≤0,080
20кп	0,17– 0,24	≤0,07	0,35– 0,65	≤0,25	≤0,25	–	≤ 0,040	≤ 0,035	≤0,25	As≤0,080
25	0,22– 0,30	0,17– 0,37	0,50– 0,80	≤0,25	≤0,30	–	≤ 0,040	≤ 0,035	≤0,30	As≤0,080 N≤0,008

Из-за пониженного содержания кремния и марганца кипящая сталь, по сравнению со спокойной, имеет большую пластичность, но меньшую прочность. Существенным недостатком спокойной стали

является и гораздо большая неоднородность химического состава по длине слитка, поэтому прокат из кипящей стали характеризуется неоднородностью структуры и механических свойств даже для металла одной плавки.

При затвердевании спокойной стали в изложницах в слитке образуется большая усадочная раковина, для удаления которой необходимо обрезать часть слитка (до 12–16 % по массе). Поэтому кипящая сталь является более дешевой, чем спокойная, из-за меньшего расхода специальных добавок и максимального выхода готового продукта.

Полуспокойная сталь занимает промежуточное положение между спокойной и кипящей.

Помимо основных химических элементов (железо и углерод), низкоуглеродистые стали содержат постоянные примеси (марганец, кремний, фосфор, сера, алюминий), случайные примеси и газы (водород, азот, кислород).

Углерод оказывает определяющее влияние на свойства сталей. Степень этого влияния зависит от структуры стали и режима ее термической обработки.

Углеродистые конструкционные стали имеют ферритно-перлитную структуру, которая состоит из двух фаз – феррита и цементита. Феррит имеет низкую прочность при хорошей пластичности. Цементит отличается высокой твердостью и хрупкостью, и его содержание в стали увеличивается пропорционально концентрации углерода. Поэтому с повышением содержания углерода в стали возрастают ее прочность и твердость и снижаются пластичность и вязкость.

Марганец, кремний и алюминий являются полезными примесями. Их вводят в сталь в процессе выплавки для раскисления.

После раскисления в стали остается от 0,3 до 0,8 % марганца, который уменьшает вредное действие серы и кислорода. Он повышает прочность стали, увеличивает ее способность к глубокой вытяжке, но при превышении нормы ухудшает условия кипения стали в изложнице, приводит к излишнему увеличению прочности и к образованию на

горячем металле рваных кромок.

Кремний хорошо раскисляет сталь и, вследствие полного растворения в феррите, упрочняет его. Он также ухудшает штампуемость стали и увеличивает ее жесткость. Поэтому в стали для глубокой вытяжки содержание кремния ограничено величиной 0,01 % и только в случае необходимости получения повышенной жесткости изделий при удовлетворительной штампуемости может быть увеличено до 0,1–0,3 %.

Алюминий является активным раскислителем, резко увеличивает устойчивость стали к окислению при высоких температурах, способствует ее обезуглероживанию и несколько увеличивает прокаливаемость.

Сера является вредной примесью. Она присутствует в стали в виде сульфидов железа, образующих с ним эвтектику, характеризующуюся низкой температурой плавления (988 °C) и располагающуюся по границам зерен. При горячей деформации стали границы зерен оплавляются, приводя к ее разрушению (красноломкость). Для перевода серы в пластически деформируемые соединения в сталь вводят марганец не менее чем в восьмикратном количестве по сравнению с серой.

Фосфор также является вредной примесью. Он растворяется в феррите, упрочняя его, но обуславливает снижение вязкости металла при понижении температуры (хладноломкость), что делает сталь хрупкой. Современные способы выплавки стали не обеспечивают полного удаления фосфора, поэтому основным путем снижения его содержания в стали является повышение качества шихты.

Азот, кислород, водород и другие газы попадают в сталь из окружающей атмосферы в процессе ее выплавки и разлива. Они могут присутствовать в свободном газообразном состоянии в дефектных участках металла (раковины, трещины), в виде твердого раствора или образовывать хрупкие неметаллические включения (нитриды, оксиды). Эти примеси называют ещё скрытыми, так как не выявляются

обычным химическим анализом. В углеродистой стали обычно содержится до 0,01 % азота, 0,01 % кислорода и 0,001 % водорода.

Азот в небольших количествах растворяется в феррите, одновременно упрочняя и охрупчивая его. Нитриды, располагаясь в стали в виде включений, являются концентраторами напряжений и также охрупчивают металл.

Кислород не растворяется в кристаллической решетке железа. Он присутствует в стали в виде зерен оксидов железа (FeO , Fe_2O_3) и других элементов. Оксиды снижают прочностные и пластические свойства стали.

Водород, поглощенный при выплавке стали, не образует с железом гидридов и поэтому при охлаждении может выделяться из металла. При медленном охлаждении водород успевает продиффундировать из раствора и совсем удалиться из стали. При большой скорости охлаждения он создает сильные внутренние напряжения, которые приводят к образованию трещин (флокенов). Водородное охрупчивание часто наблюдается при сварке стали. Насыщение поверхности металла водородом происходит также при нанесении на его поверхность гальванических покрытий и при контакте металла с водородом, особенно при высоком давлении.

Процесс постепенного выделения водорода и других газов из стали при нормальной или повышенной температуре называется старением (этот процесс может продолжаться от нескольких дней до нескольких месяцев).

В состав углеродистой стали из шихты, содержащей отходы легированной стали, а также из чугуна и руды могут попадать хром, никель, медь. В углеродистой стали эти элементы называют случайными примесями. Их допустимое количество составляет: 0,25 % хрома, 0,3–0,4 % никеля и 0,3 % меди.

Потребительские свойства сталей.

Исходя из своего предназначения, листовой прокат сталей для холодной штамповки должен обладать способностью к глубокой вы-

тяжке и иметь хорошее качество поверхности для последующего нанесения защитного покрытия.

По способности к вытяжке материалы делятся на четыре категории: ВГ – весьма глубокая, СВ – сложная, ОСВ – особо сложная и ВОСВ – весьма особо сложная. Способность стали к вытяжке определяется многими факторами: химическим составом и содержанием углерода, структурой и механическими свойствами. Качество вытяжки улучшается с уменьшением содержания углерода. Поэтому для глубокой вытяжки пригодны только стали с содержанием углерода не более 0,1 %, то есть низкоуглеродистые стали [5].

Универсального метода определения штампуемости не существует. Пригодность листовой холоднокатаной стали к глубокой вытяжке определяется ее химическим составом, микроструктурой, механическими свойствами, глубиной лунки по Эриксену и чистотой отделки поверхности [6].

Для пригодности к глубокой вытяжке сталь должна иметь микроструктуру, состоящую из феррита и небольшого количества перлита. Во избежание разрывов при штамповке в предназначенных для этого сталях должно быть ограничено выделение по границам зерен структурно свободного (третичного) цементита. Лучше всего деформируются стали с мелкозернистой структурой (7–8 балл по ГОСТ 5639-82). При меньшем размере зерна сталь является слишком жесткой и упругой, а при более крупном зерне при штамповке получается шероховатая поверхность в виде апельсиновой корки. Разная зернистость структуры стали способствует неравномерности деформации и образованию трещин [5].

Важным показателем качества листовой стали является отсутствие у нее склонности к деформационному старению. Следствием этого свойства является появление на поверхности изделия своеобразных складок – полос скольжения, которые исключают качественную отделку поверхности. Причиной деформационного старения стали является закрепление дислокаций твердого раствора атомами

внедрения – азотом и углеродом, в результате чего происходит упрочнение металла, приводящая к неоднородной пластической деформации и образованию дефектов на его поверхности. Склонность стали к деформационному старению определяют по диаграмме кривой растяжения. Эта диаграмма должна быть гладкой и не иметь площадки или зуба текучести. Для исключения этого явления в сталь вводят добавки ванадия и алюминия, связывающие углерод и остаточный азот в карбиды и нитриды и выводят примеси внедрения из твердого раствора.

Для косвенной оценки штампуемости металла используют следующие механические характеристики: временное сопротивление разрыву σ_B , предел текучести σ_T , отношение предела текучести к временному сопротивлению σ_T/σ_B , твердость, полное относительное удлинение $\delta_{10(5)}$ при разрыве, равномерное относительное удлинение δ_r , относительное сужение ψ , коэффициент нормальной анизотропии R , показатель деформационного упрочнения n , интенсивность напряжений σ_e [5, 6]. Гостируемые механические свойства стали являются средними по результатам измерений в продольном и поперечном направлениях относительно направления прокатки полосы металла.

Предел текучести σ_T является одной из важнейших характеристик, определяющих способность стали к штамповке. Чем меньше σ_T при постоянном значении σ_B , тем больше упрочняется сталь в начальный момент деформации. Показателем способности листовой стали к глубокой вытяжке является отношение σ_T/σ_B (рекомендуется 0,55–0,66) [7]. Предел текучести σ_T характеризует также склонность стали к образованию при штамповке линий сдвига. Чем ниже величина σ_T , тем меньше площадка текучести на кривой растяжения и менее вероятно образование линий сдвига.

Способность низкоуглеродистых сталей к вытяжке возрастает также с уменьшением относительного удлинения δ стали и с уменьшением твердости.

На основании опыта работы автомобильных предприятий в [5]

утверждается, что качественные листы должны иметь $\sigma_T < 206$ МПа, $\sigma_B < 324$ МПа, $\delta_{10} > 45$ и твердость НВВ 38–48 (в зависимости от того, находится лист в отожженном состоянии или после дренсировки).

Механические свойства некоторых марок низкоуглеродистой качественной конструкционной стали представлены в таблице 2.

Испытание на **вытяжку сферической лунки (по Эриксену)** заключается в вытяжке с постоянным усилием (10–11 кН) пуансоном с шаровым наконечником сферической лунки в зажатом по контуру между матрицей и зажимным кольцом образце. Критерием окончания испытания является момент уменьшения усилия вытяжки или образование на выдавливаемой лунке сквозной трещины, видимой на просвет. Мерой способности металла к вытяжке является глубина вытянутой лунки (в мм), обозначаемой **IE**. В таблице 3 представлены допустимые для тонколистовой стали значения этого параметра.

Табл. 2. Механические свойства некоторых марок низкоуглеродистых сталей (по ГОСТ 1050-88)

Марка стали	σ_T , МПа не более	σ_B , МПа не более	δ_5 , %	ψ , %	НВ*, не более
05кп	–	255-370	30-34	–	–
08	196	320	33	60	131
10	205	330	31	55	143
15	225	370	25	55	149
20	245	410	25	55	163
25	275	450	23	50	170

* для горячекатаной стали после отжига

Табл. 3. Допустимые значения глубины лунки по Эриксену для тонколистовой стали.

Толщина листа, мм		0,8	0,9	1,0	1,1	1,2	1,3	1,4	1,5
IE, мм не менее	ОСВ	10,6	10,8	11,2	11,3	11,5	11,7	11,8	12,0
	СВ	10,5	10,7	10,8	11,0	11,2	11,3	11,4	11,5

Способность металла к деформации в том или ином направлении во многом зависит от анизотропии его свойств.

За меру анизотропии механических свойств листовых металлов принят коэффициент нормальной пластической анизотропии R [6], представляющий собой отношение логарифмической деформации по ширине к логарифмической деформации по толщине образца при испытаниях на растяжение

$$R = \ln(b/b_0)/\ln(c/c_0), \quad (1)$$

где b и b_0 – текущая и первоначальная ширина образца, c и c_0 – текущая и первоначальная толщина образца.

Измерение толщины в процессе деформации связано с возможностью относительно больших ошибок. Поэтому, исходя из постоянства объема металла (условия несжимаемости), вместо (1) для определения коэффициента пластической анизотропии используют выражение

$$R = \ln(b/b_0)/\ln(l_0 b_0 / lb), \quad (2)$$

где l и l_0 – текущая и исходная длина образца.

Для изотропного материала $R = 1$. При $R > 1$ листовой материал больше деформируется по ширине, чем по толщине, т. е. обладает большей прочностью в направлении толщины, чем в плоскости листа, что благоприятно сказывается при глубокой вытяжке.

Различают плоскостную и нормальную анизотропию.

Среднее значение коэффициента плоскостной анизотропии определяется выражением

$$\bar{r} = 0,5(R_0 - R_{45} + R_{90}), \quad (3)$$

где R_0 , R_{45} и R_{90} – коэффициенты пластической анизотропии, измеренные на образцах, вырезанных соответственно вдоль, под углом 45° и перпендикулярно направлению прокатки.

Плоскостная анизотропия характеризует изменение свойств металла в плоскости листа и влияет на образование фестонов (выступов). Чем меньше величина $\bar{r}$, тем пригоднее металл для глубокой

вытяжки.

Нормальная анизотропия характеризует изменение свойств металла в направлении, перпендикулярном к плоскости листа, в зависимости от его свойств в этой плоскости. Средний коэффициент нормальной анизотропии

$$\bar{R} = 0,25(R_0 + 2R_{45} + R_{90}). \quad (4)$$

В процессе деформации металла выше предела текучести происходит его упрочнение. Интенсивность роста предела текучести при этом характеризуется показателем деформационного упрочнения

$$n = \ln(1 + \delta_p), \quad (5)$$

где δ_p – равномерное относительное удлинение.

Для защиты стальных полос от коррозии их покрывают слоем цинка (цинкование), алюминия (алюминирование) или полимера. Металл для нанесения покрытия катают с минусовым допуском по толщине, чтобы после нанесения покрытия уложится в допуск по толщине.

Большой интерес для потребителей представляют высокопрочные стали, которые позволяют снизить массу деталей (за счет уменьшения толщины) по сравнению с обычными сталями примерно на 25 % [8]. В настоящее время разрабатываются или применяются несколько типов высокопрочных сталей:

- «повышенной штампуемости» IF-сталь с очень низким содержанием углерода и азота и с примесью марганца, фосфора, кремния и бора;

- «термоупрочненная» ВН-сталь (свойства IF-стали и ВН-стали частично совпадают, так как IF-сталь и обычная мягкая сталь также могут быть термоупрочненными, эти стали различаются между собой только по составу и технологии изготовления);

- «трансформируемые повышенной пластичности» TRIP-стали, в состав которых входят углерод, кремний и марганец (находятся на

стадии разработки, имеют хорошую штампуемость, но низкое качество поверхности).

IF листовые стали дегазируются в вакууме и имеют очень высокую способность к вытяжке. Эта способность связана с уменьшением содержания элементов междоузлий (углерода и азота) до ультранизкого уровня и введением стабилизирующих элементов (титана, ниобия и др.), позволяющим связывать остаточный азот и углерод. Обычно для полной фиксации внедренных атомов углерода и азота используется титан и ниобий в комбинации с алюминием. В результате IF-сталь имеет свободную от дефектов внедрения (атомов междоузлий) объемно-центрированную кубическую ферритовую матрицу. После холодной прокатки с высокой степенью деформации и отжига эта матрица преобразуется в структуру с интенсивной {111} текстурой. Такая текстура является причиной высоких значений коэффициента средней пластической деформации $\bar{\epsilon}$, который и обуславливает хорошую вытяжку IF-сталей. Типичным для IF-сталей является следующий химический состав: 0,002 % C; 0,01 % Si; 0,15 % Mn; 0,01 % P; 0,01 % S; 0,0025 % N; 0,04 % Al; 0,016 % Nb; 0,025 % Ti. Основное отличие в химическом составе IF-сталей от обычных низкоуглеродистых сталей типа 08Ю–08кп состоит в значительном уменьшении содержания углерода и наличии микродобавок титана и ниобия.

Взаимосвязь между механическими и магнитными свойствами низкоуглеродистых качественных сталей

Обеспечение требуемых потребительских свойств листового проката сталей является постоянной задачей его производства. Используемые на предприятиях стандартные разрушающие методы контроля механических свойств и штампуемости листового проката сталей требуют больших затрат труда, времени и энергии и приводят к значительному расходу металла на изготовление образцов для испытаний. Из-за того, что пробы отбираются лишь в отдельных местах, они не в состоянии дать полную информацию о влиянии технологических режимов производства на качество проката и не гарантируют

потребителю соответствия его свойств по длине рулона требуемым уровням. Кроме того, процесс отбора проб металла и процесс определения их механических свойств разнесен во времени, и, во многих случаях, значительно. Поэтому результаты такого контроля не могут быть использованы для оперативного вмешательства в технологический процесс производства.

Оперативный контроль механических свойств металла без его разрушения при достаточной точности и надежности обеспечивают только неразрушающие методы. Среди них наибольшее распространение получили магнитные методы благодаря простоте операций, высокой производительности и чувствительности к контролируемому параметру.

Так как механические свойства листового проката во многом определяют его потребительские качества, то представляет практический интерес установление взаимосвязи между этими свойствами и магнитными характеристиками проката разных марок низкоуглеродистых качественных сталей с целью установления магнитных параметров, которые можно положить в основу построения того или иного магнитного метода неразрушающего контроля. Поскольку контроль механических свойств листового проката низкоуглеродистых качественных сталей обычно осуществляют после их отжига, то температура отжига играет решающую роль в формировании как магнитных, так и механических свойств, а исследования ее влияния на эти свойства позволяют прогнозировать возможность контроля и установить для него оптимальный магнитный параметр.

Температура различных участков полосы металла при отжиге может существенно отличаться. Так, например, разница в температуре внутри и на поверхности рулонов на стадии их нагрева может достигать 250–300 °С, а на стадии выдержки – 20–80 °С [13]. Поэтому для разработки магнитного метода контроля механических свойств листового проката сталей необходимо установить влияние температуры отжига на механические и магнитные свойства в широком интервале

ее изменений. По этой причине механические и магнитные свойства исследовались на образцах низкоуглеродистых сталей без отжига и отожженных при температурах 200, 300, 400, 500, 530, 560, 600, 650, 700, 750, 800 и 900 °С. Ввиду неоднородности химического состава листового проката этого класса сталей вдоль рулона образцы вырезали из одного листа.

На каждую температуру отжигалось по шесть образцов в виде полос размером $200 \times 20 \times 2h_{\text{л}}$ мм³, из которых три образца предназначались для механических испытаний и три – для магнитных ($2h_{\text{л}}$ – толщина листа).

Измерение механических свойств испытуемых образцов (твердость, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение при разрыве) проводили в соответствии со стандартами на механические испытания.

Магнитные испытания проводили на стандартной баллистической установке БУ-3 [10] при максимальном поле намагничивания $32 \cdot 10^3$ А/м (измеряли μ_m , μ_n , H_{cs} , B_{rs}) и на магнитоизмерительной установке УИМХ [11].

Кипящая сталь 08кп широко применяется для холодной штамповки деталей кузова автомобиля, корпусов приборов и других деталей сложного профиля. Ее способность к вытяжке обусловлена низким содержанием углерода и почти полным отсутствием кремния (кремний не используется для раскисления). Вследствие малого содержания кремния феррит этой стали очень мягкий и вязкий. Так как сталь 08кп является кипящей, то для нее характерна неоднородность структуры и химического состава вдоль слитка, а, следовательно, и вдоль рулона. Кроме того, она склонна к деформационному старению. Поэтому кипящая сталь 08кп обеспечивает только первую категорию вытяжки.

Влияние температуры отжига стали 08кп на ее механические и магнитные свойства исследовалась в [12, 13]. Взаимосвязь между этими свойствами представлена на рисунках 1 и 2.

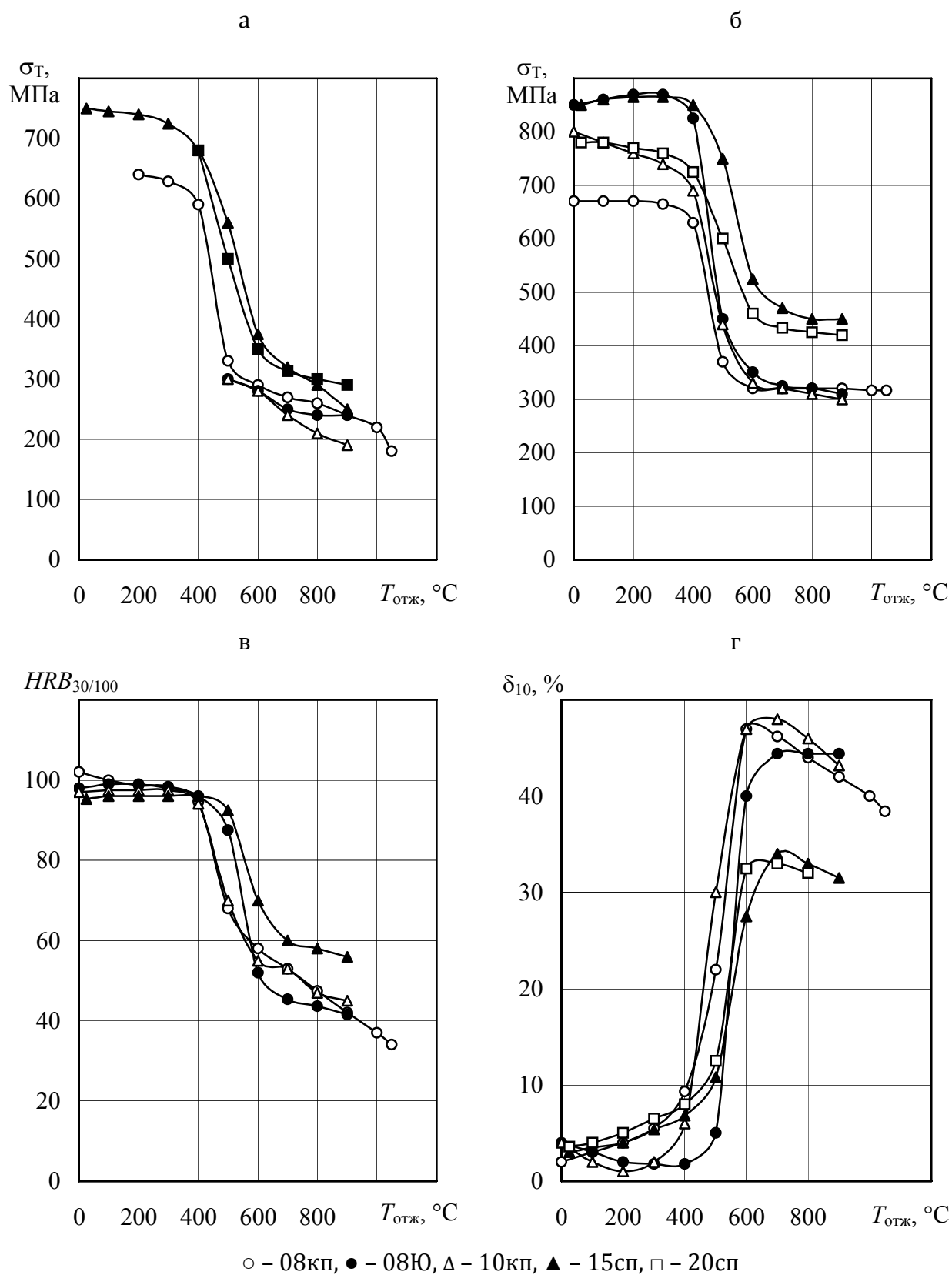


Рис. 1. Зависимость механических свойств низкоуглеродистых холоднокатаных сталей от температуры отжига

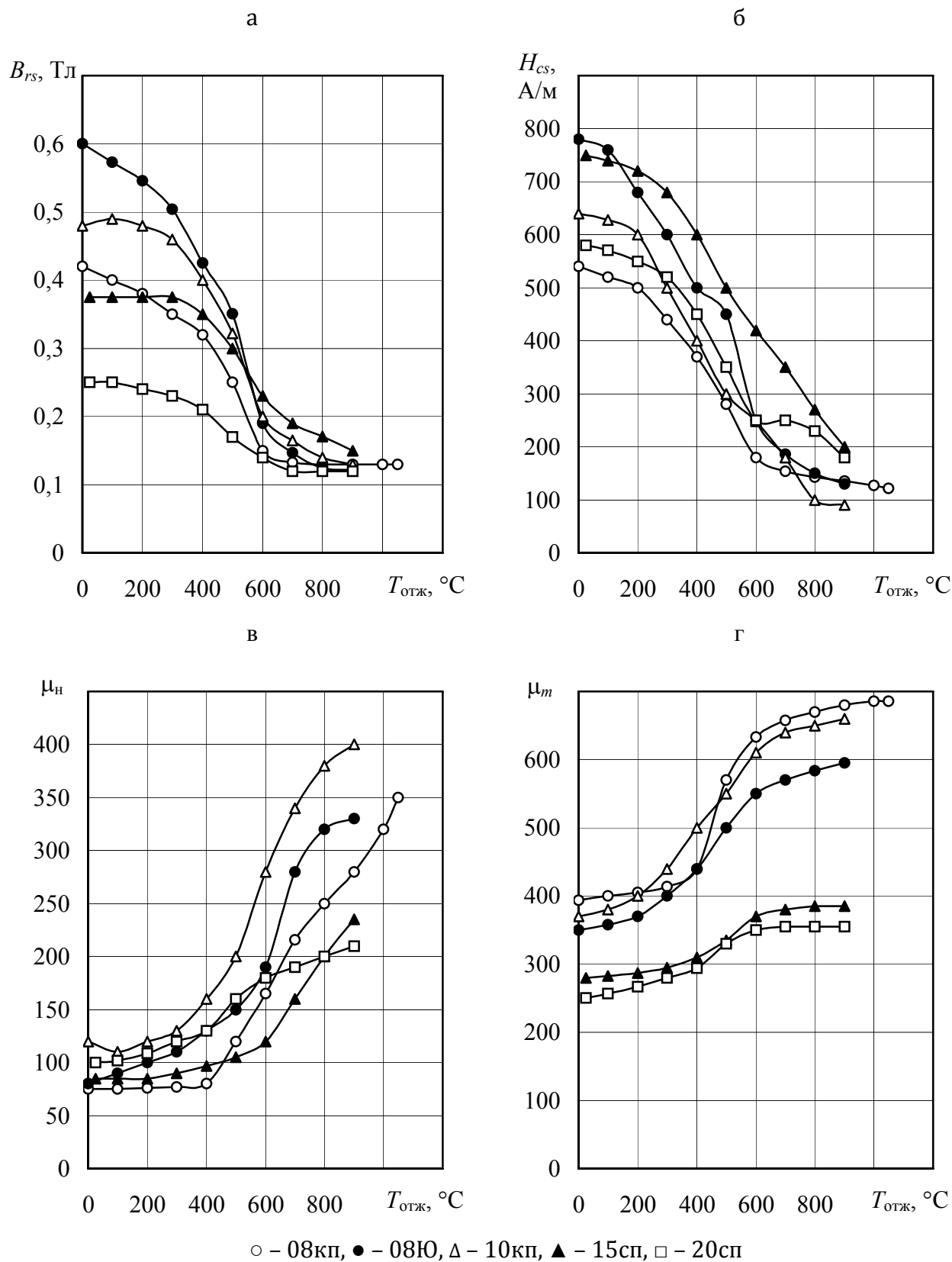


Рис. 2. Зависимость магнитных свойств низкоуглеродистых холоднокатаных сталей от температуры отжига

Анализ представленных закономерностей показывает, что отжиг стали 08кп при температурах до 400 °С изменяет ее механические свойства незначительно. Это связано с тем, что в этом интервале температур заметных изменений микроструктуры не происходит, а значительно уменьшаются только внутренние напряжения. Механические свойства являются структурночувствительной величиной и очень незначительно зависят от внутренних напряжений. Изменение магнитных свойств в этом интервале температур отжига более интенсивное, так как они чувствительны к изменению внутренних напряжений, поскольку последние задерживают смещение доменных границ [14], то есть увеличивают коэрцитивную силу. Поэтому при снятии внутренних напряжений в интервале температур отжига до 400 °С снижаются коэрцитивная сила и остаточная магнитная индукция, в то же время начальная и максимальная магнитные проницаемости практически не меняются.

Основные изменения механических и магнитных свойств стали 08кп происходит в интервале температур отжига 400–600 °С, так как в этом интервале происходят рекристаллизационные процессы (первичная рекристаллизация), увеличивающие размеры зерен и изменяющие их ориентацию, и полное снятие внутренних напряжений. Наиболее значительные изменения магнитных и механических свойств происходят в интервале температур 500–550 °С, которые свидетельствуют о том, что именно в этом интервале происходит процесс рекристаллизации этой стали.

С дальнейшим увеличением температуры отжига рост размера зерен продолжается (вторичная рекристаллизация), а с ним идет дальнейшее изменение механических и магнитных свойств. Предел текучести σ_T , предел прочности σ_B и твердость HRB уменьшаются, а относительное удлинение при растяжении δ_{10} увеличивается, а затем уменьшается, но скорость их изменения замедляется. Одновременно уменьшаются коэрцитивная сила H_{cs} и остаточная магнитная индукция B_{rs} и увеличиваются магнитные проницаемости μ_n и μ_m . Изменение как механических, так и магнитных свойств стали 08кп при этих

температурах происходит только за счет роста величины зерна [15].

Сталь 08Ю по химическому составу отличается от стали 08кп только присутствием алюминия, который вводится в сталь 08Ю в пределах 0,02–0,07 % для успокоения кипящей стали, что придает ей большую однородность свойств. Добавка алюминия устраняет старение стали, повышает пластические свойства, изменяет также количественно и магнитные характеристики, не изменяя, однако, закономерности (рисунки 1 и 2) их зависимости от температуры отжига после холодной прокатки, то есть контроль механических свойств сталей по магнитным в интервале температур отжига по технологии также возможен, и оптимальными магнитными параметрами следует считать H_{cs} и B_{rs} [13, 16].

Сталь 10кп отличается от стали 08кп повышенным содержанием углерода (0,07–0,14 %), кремния (0,03–0,07 %), хрома ($\leq 0,05$ %) и никеля ($\leq 0,25$ %). Эти изменения в химическом составе приводят к увеличению твердости, пределов прочности и текучести, уменьшению относительного удлинения, некоторому количественному изменению в магнитных свойствах, однако закономерности изменения магнитных и механических свойств с температурой отжига также сохраняются [16].

Стали 15сп и 20сп отличаются от кипящих сталей 08кп и 10кп не только повышенным содержанием углерода, но и по способам раскисления. В отличие от кипящих сталей, раскисляемых только марганцем, стали 15сп и 20сп раскисляются марганцем, кремнием и алюминием. В связи с этим они отличаются и содержанием элементов, способствующих раскислению. Если кипящие стали почти не содержат кремния ($< 0,07$ %), то спокойная сталь содержит 0,12–0,3 % кремния. Эти отличия сталей 15сп и 20сп оказывают влияние на величины магнитных и механических свойств сталей (рисунки 1 и 2), однако не изменяют принципиально ход зависимостей как магнитных, так и механических свойств стали от температуры отжига [17]. Следует, однако, заметить, что изменение магнитных свойств в интервале температур 500–550 °С становится менее крутым, зависимость несколько

сглаживается.

Для стали 20сп в интервале температур отжига 560–750 °С механические, и особенно магнитные свойства изменяются незначительно. Металлографические исследования показали, что на всем указанном интервале температур зерно феррита имеет восьмой балл, т.е. в данном случае рост зерна с увеличением температуры отжига не наблюдается. Однако возможность контроля механических свойств по магнитным сохраняется по тем же магнитным параметрам.

Высококачественная сталь 18ЮА поставляется по ТУ 14-4-762-86 в отожженном и дрессированном состоянии в виде полосы и должна иметь: предел прочности $\sigma_B = 340\text{--}450$ МПа, относительное удлинение δ_4 не менее 32 % и величину зерна феррита 7–9 (допускается зерно удлиненной формы и наличие зерна балла 6 в количестве не более 50 %).

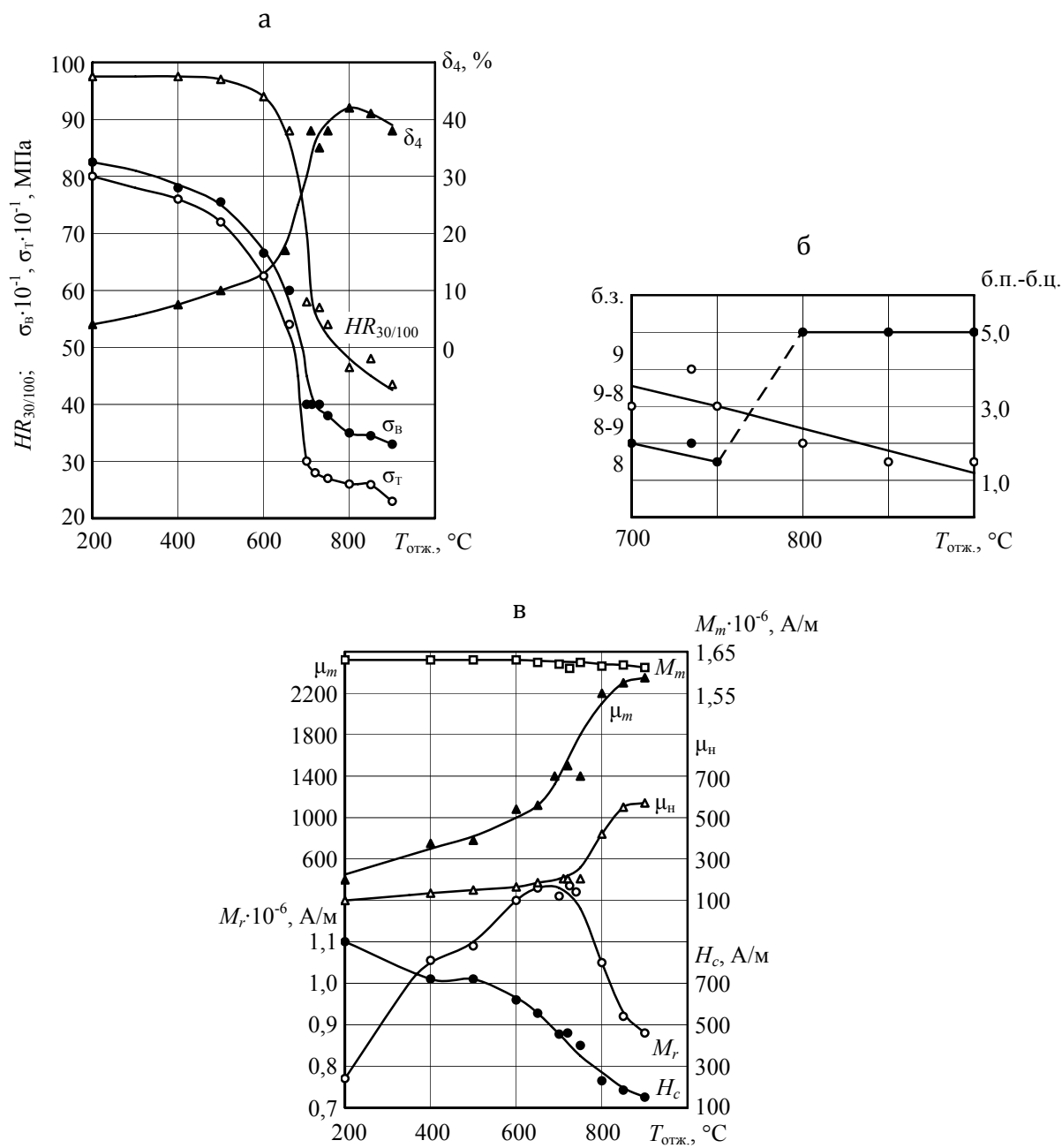
Для установления взаимосвязи магнитных свойств стали 18ЮА с ее механическими свойствами и структурным состоянием было отобрано подряд 7 листов размерами 1000×1380 мм² из середины рулона холоднокатаной стали толщиной 3,2 мм, и из них были изготовлены образцы в виде полос размерами $(270\pm 2)\times(30\pm 2)\times 3,2$ мм³ (для механических испытаний) и в виде полос размерами $(400\pm 1)\times(20\pm 0,01)\times 3,2$ мм³ (для исследований магнитных свойств). С целью получения образцов с различными механическими и магнитными свойствами, а также выявления влияния термообработки на эти свойства, температуру отжига выбирали в диапазоне 200–900 °С. Образцы каждой группы были разделены на 11 комплектов, каждый из которых отжигали (светлый отжиг) одной садкой в лабораторной печи при температурах соответственно 200, 400, 500, 600, 650, 700, 730, 750, 800, 850 и 900 °С в течение одного часа. Охлаждение образцов от температур 650–900 °С проводили со скоростью 20 °С в час до 600 °С и далее с печью до 50 °С [18].

Результаты механических испытаний и микроструктуры стали 18ЮА приведены на рисунке 3 а, б. Магнитные исследования проводились на образцах второй группы в замкнутой магнитной цепи. При

максимальном поле намагничивания, равном $3,1 \cdot 10^4$ А/м, измеряли коэрцитивную силу H_c , намагниченность насыщения M_s и остаточную намагниченность M_r . По основной кривой намагничивания рассчитывали начальную μ_n и максимальную μ_m магнитные проницаемости. Результаты исследований представлены на рисунке 3 в.

Из них видно, что механические свойства стали 18ЮА с увеличением температуры отжига до 500 °С (область нерекристаллизованного металла) меняются незначительно, в то время как за счет снятия упругих напряжений коэрцитивная сила H_c уменьшается, а остаточная намагниченность M_r растет. При температурах 500–650 °С механические свойства изменяются сильнее, а в интервале температур 650–700 °С вследствие процесса рекристаллизации происходит резкое уменьшение твердости, пределов прочности и текучести и увеличение относительного удлинения. При этом коэрцитивная сила продолжает монотонно уменьшаться, максимальная магнитная проницаемость растет, а остаточная намагниченность практически не изменяется. При температуре 750–800 °С наблюдается резкий переход от цементита в составе зерен перлита к крупному структурно свободному цементиту 5-го балла (рисунок 3, б), приводящий к незначительному изменению механических и сильному изменению магнитных свойств металла. Остаточная намагниченность и коэрцитивная сила резко уменьшаются, а μ_n и μ_m – увеличиваются. При температурах выше 800 °С рост зерна незначителен и сопровождается слабым изменением механических свойств. Коэрцитивная сила и остаточная намагниченность при этом продолжают уменьшаться довольно значительно. Следует отметить неоднозначность зависимости остаточной намагниченности от температуры отжига, причем перегиб наблюдается при температуре 750 °С. M_s остается постоянной во всем диапазоне изменений температур отжига.

Из приведенных зависимостей видно, что наиболее подходящим параметром, по которому можно вести неразрушающий контроль механических свойств (или качества термообработки) стали 18ЮА, является коэрцитивная сила. Так как при неразрушающем контроле



○ – балл зерна феррита, ● – балл зерна перлита (цементита)

Рис. 3. Зависимость механических свойств (а), микроструктуры (б) и магнитных свойств (в) холоднокатаной стали 18ЮА от температуры отжига

листового проката импульсным магнитным методом [19] измеряется градиент ∇H_r нормальной составляющей напряженности поля остаточной намагниченности, пропорциональный для листовых материалов коэрцитивной силе, то можно предположить возможность применения этого метода для неразрушающего контроля стали 18ЮА.

IF-сталь производства металлургического комбината ЕКО-Stahl г. Айзенхюттенштадт (Германия) проходит термообработку на агрегате непрерывного отжига. Поэтому для придания образцам этой стали различий по механическим и магнитным свойствам была проведена их термообработка при стандартной температуре в печи (около 700 °С), варьируя время отжига (от 5 до 10 минут) [20].

Зависимость предела прочности σ_B и предела текучести σ_T IF-стали от времени отжига представлены на рисунке 4.

Анализ полученных результатов показывает, что нагрев в течение 6 минут незначительно влияет на механические свойства, которые чувствительны к структурным изменениям в стали и очень слабо изменяются со снятием внутренних напряжений, происходящим уже в начале нагрева, пока металл полностью не прогрелся до температуры около 400 °С. На шестой минуте прогрева начинается и в течение последующих нескольких минут (как показали металлографические исследования) довольно быстро завершается рекристаллизация металла. При этом резко снижается твердость и прочность при одновременном увеличении пластичности.

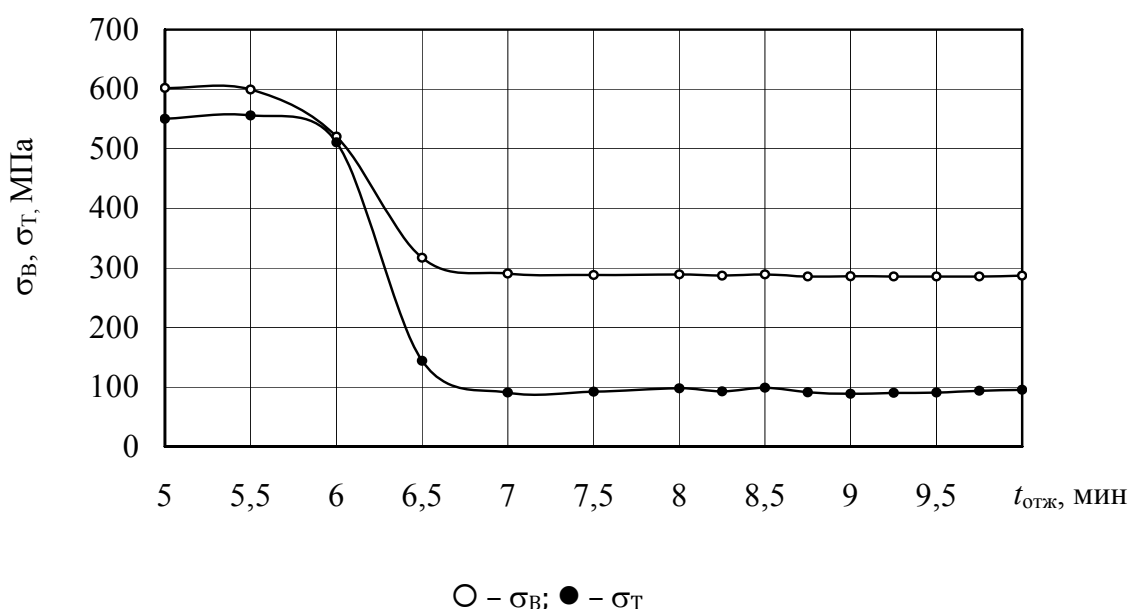


Рис. 4. Зависимость предела прочности σ_T и предела текучести σ_B образцов стали IF от времени отжига

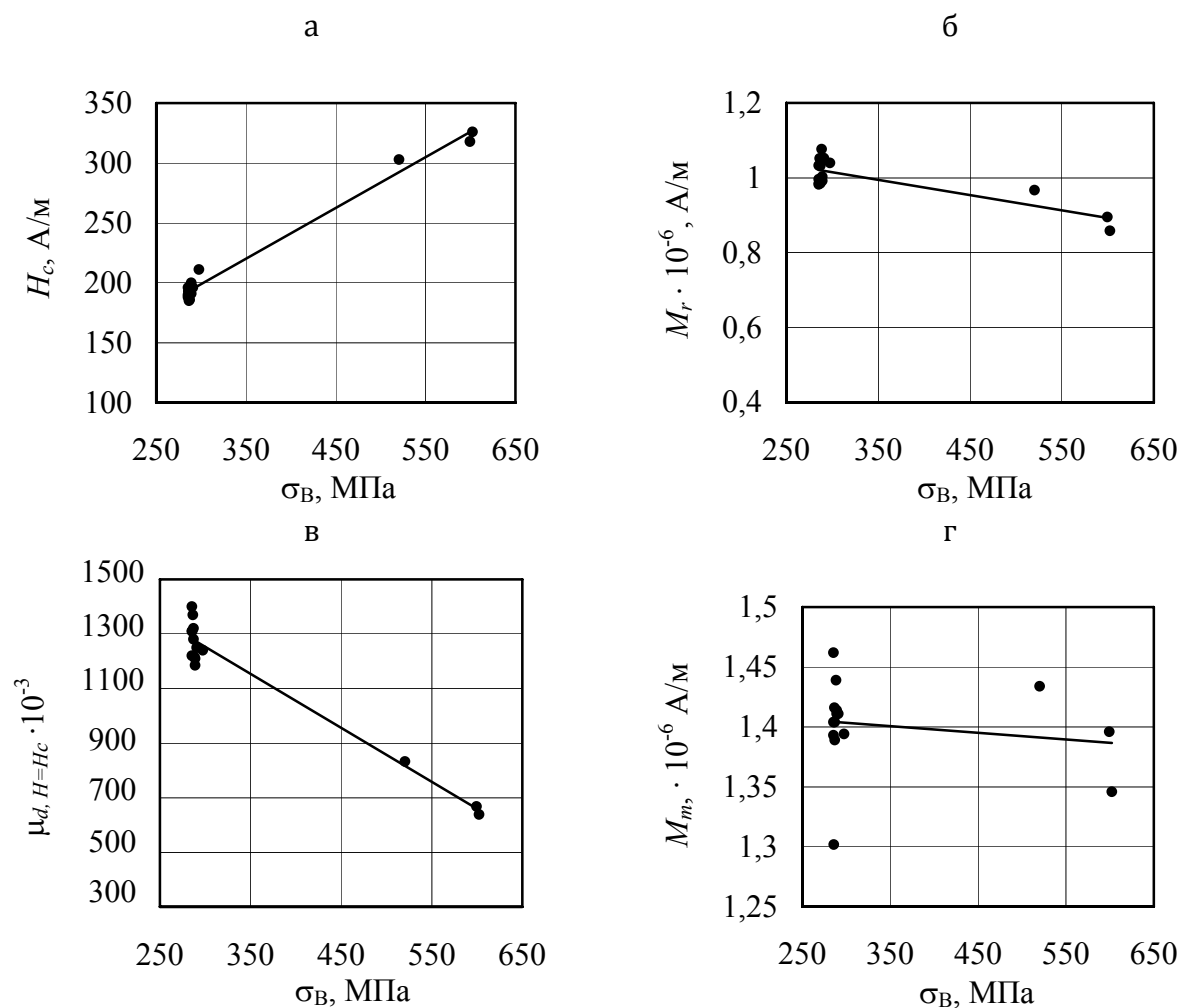


Рис. 5. Зависимость коэрцитивной силы H_c (а), остаточной намагниченности M_r (б), дифференциальной проницаемости $\mu_{d, H=H_c}$ (в) и максимальной намагниченности M_m (г) кольцевых образцов IF стали от предела прочности σ_B .

Магнитные измерения проводили на магнитоизмерительной установке УИМХ [11] на кольцевых образцах с внутренним диаметром 78 мм и внешним диаметром 98 мм. На рисунках 5 и 6 представлены зависимости коэрцитивной силы H_c , остаточной намагниченности M_r , дифференциальной магнитной восприимчивости μ_d при $H = H_c$ и максимальной намагниченности M_m от предела прочности и предела текучести кольцевых образцов IF-стали.

Их анализ показывает, что наилучшим магнитным параметром контроля в обоих случаях является коэрцитивная сила H_c . Остаточная намагниченность M_r может служить параметром контроля лишь в ра-

зомкнутой магнитной цепи благодаря большому размагничивающему фактору, вызывающему наклон петель магнитного гистерезиса и ответственному за прямолинейный участок петли от поля коэрцитивной силы до поля остаточной намагниченности. Листовой материал как раз имеет большой размагничивающий фактор. Поэтому остаточная намагниченность не менее эффективно, чем коэрцитивная сила может быть использована для надежного контроля механических свойств (предела прочности на разрыв и на растяжение) листового проката IF-сталей. Более того, процесс измерения остаточной намагниченности проще и результаты измерений более стабильны.

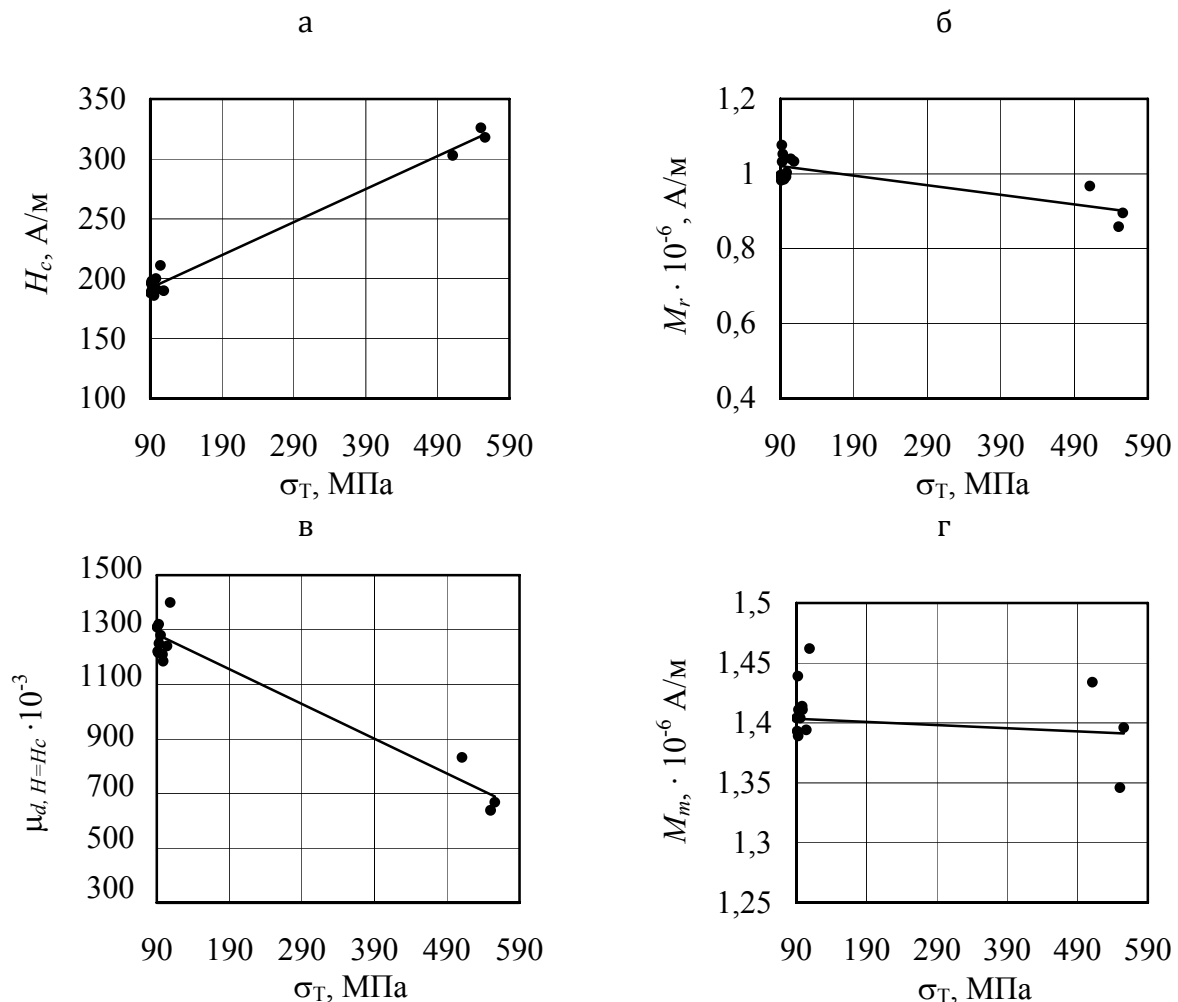


Рис. 6. Зависимость коэрцитивной силы H_c (а), остаточной намагниченности M_r (б), дифференциальной проницаемости $\mu_{d, H=H_c}$ (в) и максимальной намагниченности M_m (г) кольцевых образцов IF стали от предела текучести σ_T .

Такой магнитный параметр, как максимальное значение дифференциальной магнитной проницаемости μ_{dm} по петле гистерезиса потенциально также мог бы использоваться для целей неразрушающего контроля, однако на практике он подвержен большому влиянию различных мешающих факторов, при этом аппаратура для измерения μ_{dm} более сложная, Эти факторы снижают достоверность контроля.

Проведенные исследования показали также, что максимальная магнитная проницаемость μ_m и намагниченность насыщения M_m не могут служить параметрами контроля режима термообработки IF-стали, поскольку не имеют выраженной взаимосвязи с его изменениями.

Эти закономерности изменения механических и магнитных свойств стали низкоуглеродистых качественных сталей в зависимости от температуры отпуска указывают на возможность контроля механических свойств этой стали по измерениям коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции, начальной и максимальной магнитной проницаемостей. Коэрцитивная сила и остаточная магнитная индукция более предпочтительны в качестве параметра контроля, так как более просты в измерении и менее подвержены влиянию мешающих факторов.

Литература

1. Франценюк И.В., Франценюк Л.И. Современные технологии производства металлопроката на Новолипецком металлургическом комбинате. – М.: Академкнига, 2003. – 208 с.
2. Прокат тонколистовой холоднокатаный из низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки. Технические условия: ГОСТ 9045-93. – Введ. 01.01.97. – Минск: Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации: – М: Издательство стандартов, 1996. – 18 с.
3. Прокат полосовой горячекатаный для плакирования из углеродистой качественной и высококачественной стали. Технические условия: ГОСТ 803-81. – Введ. 01.01.83. – М: Издательство стандартов, 2002. – 7 с.
4. Прокат сортовой, калиброванный, со специальной отделкой поверхности из углеродистой качественной конструкционной стали. Общие технические условия: ГОСТ 1050-88. – Введ. 01.01.91. – М: Издательство стандартов, 1996. – 28 с.
5. Производство качественной низкоуглеродистой листовой стали / Н.Г. Бочков [и др.]. – М.: Металлургия, 1983. – 184 с.

6. Аверкиев А.Ю. Методы оценки штампуемости листового металла. – М.: Машиностроение, 1985. – 175 с.
7. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов [и др.]; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – 7-е изд., стереотип. – М.: Изд-во МГТУ им Н.Э. Баумана, 2005. – 648 с.
8. W. Bleck, W. Müschenborn, M. Lutz. Recrystallization and mechanical properties of microalloyed cold rolled steel. – Material technology, 1988, No. 8, h. 344-351.
9. Райцес В.Б. Термическая обработка на металлургических заводах. – М.: Металлургия, 1971. – 93 с.
10. Кифер И.И. Испытания ферромагнитных материалов. М.: Энергия, 1969. – 360 с.
11. Матюк В.Ф., Осипов А.А. Установка УИМХ для измерения магнитных характеристик магнитомягких материалов и изделий. – Дефектоскопия, 2007, № 3, с. 12–25.
12. Мельгуй М.А., Востриков А.А., Зборовский А.А. Контроль механических свойств листового проката сталей магнитным методом. – Дефектоскопия, 1971, № 3, с. 10–15.
13. Мельгуй М.А., Шидловская Э.А., Востриков А.А., Пятунин Г.А., Пиунов В.Д. Неразрушающий контроль механических свойств сталей для глубокой штамповки. – Сталь, 1977, № 2, с. 167–170.
14. Бозорт Ф. Ферромагнетизм. – М., 1956. – 784 с.
15. Лившиц В.Г. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Машгиз, 1956. – 362 с.
16. Мельгуй М.А., Пятунин Г.А., Чеснов Н.А., Пиунов В.Д. Контроль механических свойств листовой малоуглеродистой стали по величине градиента локального магнитного поля. – В кн.: Неразрушающие методы и средства контроля и их применение в промышленности. – Минск: Наука и техника, 1973, с. 98–103.
17. Шидловская Э.А. – В кн.: Физические свойства металлов и проблемы неразрушающего контроля. – Минск, 1978, с. 89–93.
18. Мельгуй М.А., Матюк В.Ф., Шидловская Э.А., Востриков А.А., Кириллова Г.К., Батурина С.К. Исследование возможности неразрушающего контроля механических свойств и микроструктуры стали 18ЮА. – Деп. № 3041-В89. – М.: ВНИИТИ, 1989. – 12 с.
19. Мельгуй М.А. Магнитный контроль механических свойств сталей. – Минск: Наука и техника, 1980. – 184 с.
20. Matyuk V., Osipov A., Piunov V. Magnetic testing of mechanical properties microalloyed hardened cold-rolled sheet steels after annealing. – In book: 10th European Conference on Non-Destructive Testing. Moscow. June 7–11, 2010. Abstracts. Part 1. – Moscow: Publishing house Spectr. 2010, p. 65–67.