

110. Михеев М. Н., Плишкина Р. Н., Михайловская Г. И. Магнитные свойства стали 45ХНМФА после закалки и отпуска в зависимости от исходной структуры.— Труды ИФМ АН СССР. Свердловск, 1965, вып. 24, с. 175—178.
111. Кузнецов И. А. Термоэлектрические свойства хромистых сталей после различных термических обработок.— ФММ, 10, вып. 2, 1960, с. 191—199.
112. Кузнецов И. А., Сомова В. М., Башкиров Ю. П. Магнитные, электрические и механические свойства сталей 45ХН и 45ХНМФА после различных термических обработок.— Дефектоскопия, 1972, № 5, с. 13—20.
113. Кузнецов И. А., Михеев М. Н., Заслонова Н. М. Магнитные, электрические и механические свойства стали ХВГ после различных термических обработок.— В кн.: Физика магнитных явлений. Свердловск, Уральский госуниверситет, 1964, с. 154—165.

УДК 620.179.14

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 20Г1ФЛ ПОСЛЕ НОРМАЛИЗАЦИИ

*Ю. П. Башкиров, И. А. Вайс, Г. В. Бида, Е. Д. Сакович,
А. Э. Иванский, В. Е. Стрелянов*

Изучено влияние химического состава и режимов нормализации на предел текучести, относительное удлинение, твердость и коэрцитивную силу стали 20Г1ФЛ с целью разработки неразрушающего метода контроля качества изделий.

Неразрушающий метод контроля качества стальных изделий по коэрцитивной силе нашел широкое применение в промышленности. Особенно успешно коэрцитиметры применяют в черной металлургии для контроля механических свойств проката из малоуглеродистых и низколегированных сталей [1—4]. В [5] установлено, что корреляционная связь показаний коэрцитиметра с механическими свойствами может быть улучшена, если учитывать плавочный химический состав, параметры технологического процесса и т. п. Вместе с тем вопрос о возможности магнитного контроля механических свойств литых изделий после нормализации изучен недостаточно.

На ПО «Уралвагонзавод» многие ответственные детали вагона (боковая рама, надпрессорная балка, тяговый хомут, корпус автосцепного устройства и др.) отливаются из стали 20Г1ФЛ (ТУ—3—980—76). Изделия подвергаются нормализации — нагреву до 930°С и последующему охлаждению на воздухе. Контроль механических свойств (предела текучести и относительного удлинения) осуществляется поплавочно по результатам разрушающих испытаний специально отлитых пробных брусков. Этот метод трудоемок и не гарантирует годности всех деталей данной плавки.

В данной работе изучено влияние химического состава и режимов нормализации на механические свойства и коэрцитивную силу стали 20Г1ФЛ с целью разработки неразрушающего метода контроля качества изделий.

Исследовали образцы трех плавок стали 20Г1ФЛ. Опытные плавки проводили в лабораторных условиях, варьируя содержание углерода, марганца и ванадия. Химический состав плавок приведен в табл. 1. От каждой плавки заливали по две пробы в соответствии с ГОСТ 977—75, которые затем разрезали на заготовки, по форме и размерам близкие к остаткам от пробных брусков, используемых при цеховом контроле. Таким образом, от каждой плавки было получено по 16 заготовок. Однородность структуры заготовок в пределах плавки проверяли по показаниям коэрцитиметра КИФМ-1. Заготовки каждой плавки разделяли на четыре группы, у которых варьировали режим нормализации. Температура аустенитации и условия охлаждения даны в табл. 2.

После термообработки на каждой заготовке коэрцитиметром КИФМ-1 измеряли величину размагничивающего тока I_{pc} , соответствующую коэрцитивной силе, а затем из них изготавливали цилиндрические разрывные образцы диаметром 10 мм по ГОСТ 1497—73. При механических испытаниях определяли предел текучести σ_t , относитель-

Таблица 1

Химический состав опытных плавок, %

№ плавки	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Al
1 ●	0,15	0,81	0,38	0,02	0,02	0,22	0,19	0,13	0,05	0,03
2 △	0,21	1,18	0,42	0,02	0,02	0,22	0,22	0,26	0,12	0,05
3 ○	0,24	1,46	0,41	0,02	0,02	0,23	0,22	0,24	0,15	0,06

ное удлинение δ_5 и твердость по Бринеллю (диаметр отпечатка $d_{опт}$ 10-миллиметрового шарика). Доверительные интервалы при доверительной вероятности 0,95 для σ_t , δ_5 , $d_{опт}$ и I_{pc} соответственно составили: 0,03 (0,02) ГПа; 3,0 (2,0)%; 0,10 (0,07) мм;

Таблица 2

Режим нормализации литых заготовок

Группа	Температура аустенитизации, °C	Время аустенитизации, ч	Охлаждение
1			—
2	870, 930, 1000	—	С печью
3	800, 870, 930, 1000, 1100	1	На воздухе
4	870, 930, 1000	1	В воде

3,0 (2,0) мА. В скобках указаны доверительные интервалы среднего значения этих же характеристик для случаев, когда по одному режиму нормализации готовили два образца (литое состояние и третья группа: $T_A=800, 930, 1100^\circ\text{C}$).

Сравнительно большой доверительный интервал для I_{pc} связан с колебаниями геометрических размеров заготовок и качеством их поверхности. Эти мешающие факторы не были устранены сознательно, так как при практическом применении неразрушающего метода контроля они всегда будут иметь место.

На рис. 1 приведены графики зависимости механических свойств σ_t , δ_5 , $d_{опт}$ трех плавок (см. табл. 1) исследуемой стали и показаний коэрцитиметра I_{pc} от температуры нормализации T_n (при охлаждении на воздухе). Там же приведены значения свойств стали в литом состоянии. Видно, что при повышенном содержании С, Mn, V предел текучести σ_t , твердость $d_{опт}^{-1}$ и показания коэрцитиметра I_{pc} имеют более высокие значения, а относительное удлинение δ_5 — более низкие. Следовательно по измерениям тока размагничивания можно судить об изменениях механических свойств стали, связанных с колебаниями химического состава.

Обычно в литом состоянии сталь имеет крупноигольчатую видманштеттовую структуру с размером ферритного зерна до второго — третьего номера по ГОСТ 5639—65. Видманштетты кристаллы, как и мартенситные, обладают повышенной плотностью дислокаций; контактирующие видманштетовые пластины, как и мартенситные, могут иметь двойниковую ориентацию [6—7]. Таким образом, имеют место два фактора (крупное зерно и напряженное состояние), по-разному влияющие на свойства стали в литом состоянии. По-видимому, в данном случае на механические свойства большее влияние оказывают напряжения, которые приводят к более высоким, по сравнению с нормализованным состоянием ($T_n=930^\circ\text{C}$), значениям σ_t и $d_{опт}^{-1}$ и более низким значениям δ_5 . Однаковую величину тока размагничивания в литом и нормализованном состояниях можно объяснить взаимной компенсацией влияния двух этих факторов.

При недогреве стали ($T_n < 870^\circ\text{C}$) в результате неполной перекристаллизации и снятия напряжений происходит уменьшение (по сравнению с нормально обработанным состоянием) σ_t и δ_5 , твердость и ток размагничивания не изменяются. Перегрев при нормализации также приводит к образованию видманштеттовой структуры за счет роста исходного (аустенитного) зерна и к соответствующему изменению механических свойств. Ток размагничивания остается прежним. Можно сделать вывод, что по изменениям тока размагничивания нельзя отбраковывать ненормализованные и перегретые заготовки от термообработанных по технологическому режиму.

На рис. 2 приведены графики зависимости тех же свойств стали, что на рис. 1, от скорости охлаждения (с печью, на воздухе, в воде) при

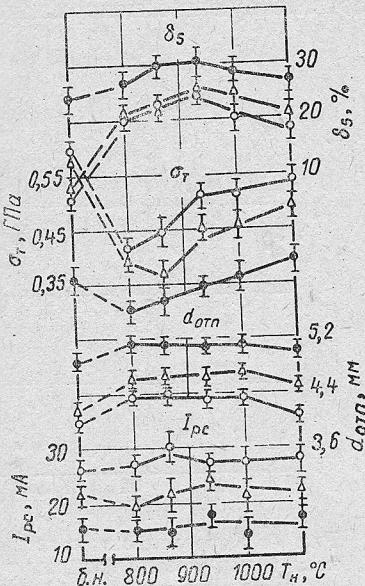


Рис. 1. Зависимость относительного удлинения, предела текучести, диаметра отпечатка и показаний коэрцитиметра от температуры нагрева при нормализации заготовок из стали 20Г1ФЛ:

● — плавка 1 (табл. 1); △ — 2;
○ — 3.

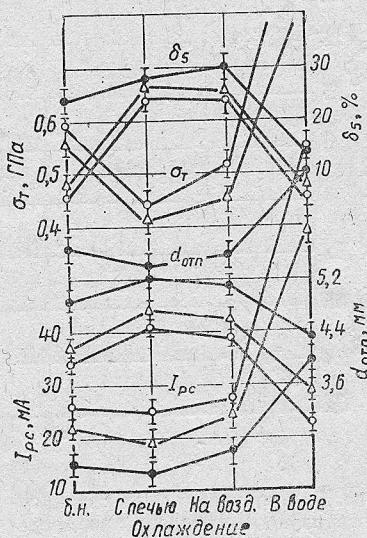


Рис. 2. Зависимость тех же характеристик, что и на рис. 1, от скорости охлаждения (обозначения те же).

нормализации. Технологическая температура нагрева 930°C . Нормализация литых заготовок с охлаждением на воздухе приводит к результату, обсужденному при анализе рис. 1. Ускорение охлаждения (в воде) приводит к повышению предела текучести, твердости и показаний коэрцитиметра, снижению относительного удлинения. Основная причина такого изменения исследуемых характеристик стали — увеличение степени дисперсности структуры.

Уменьшение скорости охлаждения (с печью) приводит к обратному эффекту. Это связано с тем, что при замедленном охлаждении выделения феррита и перлита более крупные и обособленные; перлит располагается в виде сетки по границам первичного аустенитного зерна.

По измерениям тока размагничивания можно судить об изменениях механических свойств стали, связанных со скоростью охлаждения при нормализации.

На рис. 3 показаны корреляционные поля связи предела текучести и относительного удлинения с показаниями коэрцитиметра. Графики

построены по результатам измерения механических свойств и тока размагничивания на заготовках с различными сочетаниями отклонений о технологического режима (см. табл. 2). Там же показаны величины по грешностей определения σ_t и δ_5 . На рисунке отсутствуют точки, соответствующие охлаждению некоторых заготовок в воде, так как они лежат далеко за пределами корреляционного поля. Видна довольно тесная связь σ_t и δ_5 с I_{pc} .

Разброс экспериментальных точек обусловлен как погрешностями измерений σ_t , δ_5 , I_{pc} , так и влиянием факторов, нарушающих связь между коэрцитивной силой и механическими свойствами. Одним из таких факторов, как было показано выше, является недогрев при нормализации, причем влияние этого фактора усиливается с повышением содержания С, Mn, V. Точки на рисунке, соответствующие ненормализован-

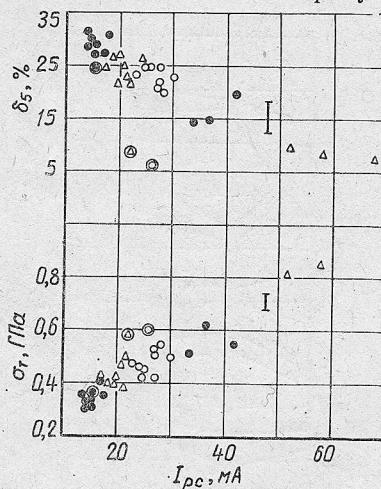


Рис. 3. Корреляционная связь относительного удлинения и предела текучести с показаниями коэрцитиметра. Кружками обведены точки, соответствующие ненормализованному состоянию (обозначения те же, что на рис. 1).

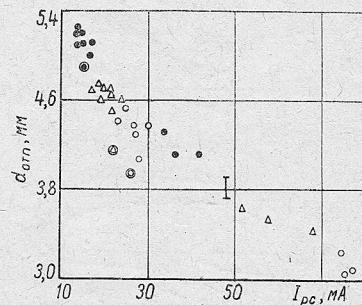


Рис. 4. Корреляционная связь показаний коэрцитиметра и диаметра отпечатка (обозначения те же, что на рис. 1).

ному состоянию, обведены кружочками. Данное состояние заготовок, которое для плавок 2 и 3 является причиной брака по относительному удлинению, не может быть выявлено по показаниям коэрцитиметра. Если же при этом измерять два параметра — I_{pc} и $d_{отп}$, то отбраковка таких заготовок становится возможной: при одних и тех же показаниях коэрцитиметра твердость ненормализованных изделий будет более высокой. Такая возможность иллюстрируется рис. 4.

Неразрушающий метод контроля механических свойств изделий из стали 20Г1ФЛ был опробован в производственных условиях. С помощью математической статистики установлен интервал по показаниям коэрцитиметра ($19 \text{ mA} \leq I_{pc} \leq 27 \text{ mA}$), в котором при доверительной вероятности 0,95 обеспечиваются значения предела текучести $\sigma_t \geq 0,35 \text{ ГПа}$ и относительного удлинения $\delta_5 \geq 17\%$.

ПО «Уралвагонзавод»
имени Ф. Э. Дзержинского
Институт физики металлов
УНЦ АН СССР

Поступила в редакцию
29 марта 1984 г.

ЛИТЕРАТУРА

- Михеев М. Н. Магнитный метод контроля твердости и микроструктуры стальных труб.— Заводская лаборатория, 1938, № 10, с. 1155.

2. Михеев М. Н., Якутович М. В. Магнитный метод контроля микроструктуры и механических свойств листовой стали.— Сталь, 1945, № 3, с. 91—93.
3. Аронсон Э. В., Бида Г. В., Камардин В. М., Михеев М. Н., Попов Д. М. Магнитный контроль механических свойств толстолистового проката из сталей 20к и 09Г2.— Дефектоскопия, 1977, № 2, с. 121—124.
4. Михеев М. Н., Бида Г. В. Состояние и перспективы неразрушающего магнитного контроля механических свойств стального проката.— В сб.: Электромагнитные методы измерений и неразрушающего контроля. Свердловск: УНЦ АН СССР, 1982, с. 27—33.
5. Михеев М. Н., Камардин В. М., Бида Г. В., Аронсон Э. В., Лившиц А. А. Магнитохимический метод оценки склонности проката из малоуглеродистых легированных сталей к хрупкому разрушению.— Дефектоскопия, 1982, № 5, с. 74—77.
6. Леонтьев Б. А., Косенко А. П. Образование видманштеттовой структуры в углеродистых сталях.— МИТОМ, 1973, № 6, с. 59—63.
7. Леонтьев Б. А., Бузовский Ю. Н. Механические свойства стали с видманштеттовой структурой.— МИТОМ, 1968, № 11, с. 76—79.

УДК 620.179.14

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНОЙ ИНДУКЦИИ В ПРОДОЛЬНО НАМАГНИЧЕННЫХ СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЯХ

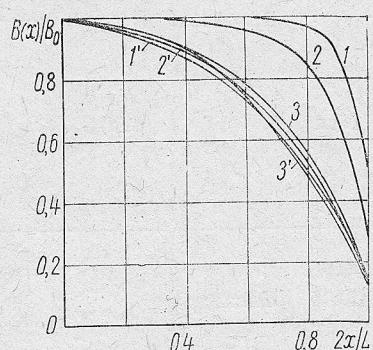
M. A. Мельгуй, С. Г. Сандромирский

Сопоставлено распределение индукции в стержне, помещенном в продольное однородное поле, с распределением остаточной индукции в стержне. Выбрано и экспериментально проверено аппроксимирующее выражение, описывающее распределение остаточной индукции по длине стержня. Исследовано влияние длины стержня и коэрцитивной силы материала стержня на распределение остаточной индукции вдоль стержня.

Остаточная индукция ферромагнитных изделий после их продольного намагничивания широко используется для контроля механических

Рис. 1. Распределение индукции вдоль пластины № 1 (см. таблицу):

1—3 — в приложенном однородном поле H_0 , соответственно равном 30 000 А/м, 10 000 А/м, 2500 А/м; 1', 2', 3' — остаточная индукция после намагничивания в тех же полях.



свойств материала изделий [1]. В основе этого лежит практически линейная зависимость [2] максимального значения остаточной индукции в сечении изделий с большим размагничивающим фактором после их намагничивания в продольном поле от коэрцитивной силы материала изделия, которая для многих марок сталей является структурно-чувствительным параметром [3]. Информационными параметрами при контроле является обычно максимальное значение остаточного магнитного потока в сечении изделий [4, 5], амплитуда ЭДС, наводимой в считающей катушке движущимся изделием [6], или параметры поля рассеяния изделия [7]. Выбор оптимального информационного параметра при контроле конкретного изделия затруднен отсутствием исследований характера распределения остаточной индукции вдоль изделия и влияния на это распределение геометрических и магнитных параметров изделия.