
ПРОБЛЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ, МЕХАНИЗАЦИИ И КОМПЬЮТЕРИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

УДК 620.179.14

Ю. В. Моисеев, А. И. Личак

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЙ НА ЛОКАЛЬНУЮ ОСТАТОЧНУЮ НАМАГНИЧЕННОСТЬ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Приведены экспериментальные данные о динамике изменений локальной остаточной намагниченности образцов из сталей марок ст25 и ст45 в процессе их механического нагружения и разгрузки с целью обоснования выбора этой магнитной характеристики для неразрушающего контроля структурного состояния и остаточного эксплуатационного ресурса стальных изделий.

Ключевые слова: напряжение, деформация, локальная намагниченность, структура, ресурс.

Наведено дані про залежність залишкової місцевої намагніченості зразків з маловуглецевих сталей від механічних навантажень з метою вибору магнітної характеристики для неруйнівного контролю структурного стану та експлуатаційного ресурсу металевих виробів.

Ключові слова: напруження, деформація, місцева намагніченість, структура, ресурс.

The article contains the results of investigation of local magnetization dependence from mechanical loading for steels 25 and 45 with the purpose of nondestructive control of these materials characteristics.

Keywords: magnetisation, loading, structure, nondestructive control, steel.

В современном машиностроении большое значение придают методам оценки надежности металлоконструкций, которые позволяют неразрушающими способами определять уровень напряженно-деформированного состояния материала и его структурное состояние, адекватное началу разрушения.

Идентификация структурного состояния сталей и чугунов по измерениям магнитных характеристик изделий из этих сплавов прочно вошла в практику неразрушающего контроля качества металлургической продукции [1]. Менее широко известны магнитные методы оценки надежности и остаточного эксплуатационного ресурса изделий из сталей и чугунов, хотя понятно, что эти показатели зависят от деградации в процессе эксплуатации структурного состояния материала, которая влечет за собой изменение и магнитных свойств этого материала.

Деградация зеренной структуры сплава в процессе эксплуатации изделия начинается на локальных микроучастках детали, подвергнутых действию напряжений,

превышающих предел упругости. Происходит прогрессирующее старение материала, связанное на различных его стадиях с изменением тонкой структуры сплава, с появлением ячеистых структур на дислокациях, образованием полигональных стенок дислокаций и появлением выделений вторичных фаз [2]. Магнитная доменная структура ферромагнитного материала связана с его зеренной структурой, однако, ее формирование вторично и в большей мере определяется кристаллографической анизотропией монокристаллов сплава, величиной их спонтанной намагниченности, магнитострикцией и действующими в детали внешними и внутренними механическими напряжениями.

Данные о связи размеров зерен с размерами магнитных доменов противоречивы. В зависимости от условий формирования поликристаллической структуры один домен может занимать как малую часть объема зерна, так и несколько зерен. Большие домены с границами, пронизывающими несколько зерен, характерны для сталей с ярко выраженной текстурой, а также с большой анизотропией. Мелкие домены характерны для нетекстурированной стали с малыми константами анизотропии. В последнем случае можно принять [3]

$$D = a \cdot L^l,$$

где D – ширина домена; L – размер зерна; $a = 0,02 \div 1,2$; $l = 0,5 \div 1,4$.

Доменная структура сплавов на основе железа может содержать три типа доменов 180° -ориентации и двенадцать типов доменов 90° -ориентации. Наряду с этими основными доменами в поликристалле возникают мелкие замыкающие домены, снижающие магнитные поля рассеивания на границах раздела фаз и возле неметаллических включений. Это чрезвычайно усложняет общую картину взаимного расположения доменов и кристаллических зерен, затрудняет аналитическое описание их взаимосвязи. Влияние механических напряжений на магнитные свойства ферромагнетиков известно уже давно [4], однако, для разрешения задач прогнозирования работоспособности металлических конструкций исследования в этой области начаты сравнительно недавно. Наиболее часто изучают влияние напряжений на остаточную намагниченность и коэрцитивную силу. Последняя, как известно [5], является универсальным структурно-чувствительным свойством ферромагнетиков, к тому же не зависящим от формы образца [5]. Анализ результатов этих исследований свидетельствует о сложной зависимости коэрцитивной силы H_c и остаточной индукции B_r от степени деформации ферромагнитного образца. Для малоуглеродистой стали 3пс на начальном участке упругого деформирования H_c резко возрастает, а B_r – уменьшается практически линейно при возрастании степени деформации до 1,0 %, а затем менее интенсивно продолжает аналогично изменяться с дальнейшим увеличением степени деформации до 7,0 %. Наблюдается положительный магнитоупругий эффект, свидетельствующий о совпадении знаков магнитострикции и напряжения. Для стали 11ЮА с увеличением напряжений до начала пластической деформации значение B_r снижается до определенного минимума, стабилизируется на этом минимуме (до 10 % пластической деформации), а затем начинает возрастать до значений, близких к индукции магнитного насыщения. Росту B_r в процессе пластической деформации способствует вытягивание зерен вдоль направления растяжения по кристаллографическим осям легкого намагничивания с ориентацией векторов самопроизвольной намагниченности вдоль внешнего магнитного поля [6]. Увеличение углерода в сплаве должно сдвигать минимум остаточной индукции в сторону меньших степеней деформации вследствие блокирования карбидными частицами движения доменных границ.

Очевидно, что при деформировании в слабых ($H_e < H_c$) и сильных ($H_e \gg H_c$) магнитных полях поведение H_c и B_r будет различаться, поскольку изменяется физический механизм формирования доменной структуры. Следует также учитывать, что в образце при разгрузке возникают внутренние остаточные напряжения, оказы-

Проблемы автоматизации, механизации и компьютеризации процессов литья

вающее влияние на конечный результат измерения магнитной характеристики [7]. Существенное значение имеет анизотропия магнитострикции железа, зависящая от степени деформации материала: при деформации до 4,0 % она положительная, а при большей деформации становится отрицательной. При растяжении этот переход происходит при напряжении $\geq 5,0$ кг/мм².

Несмотря на сложный характер изменения магнитных характеристик сталей в зависимости от их исходного структурного состояния и условий деформирования, следует отметить высокую чувствительность остаточной индукции B_r и коэрцитивной силы H_c к изменениям напряженно-деформационного состояния ферромагнитного материала в широком диапазоне механических нагрузок – от упругой деформации до пластической.

Для практических целей классическое измерение коэрцитивной силы H_c и остаточной индукции B_r представляет определенные трудности – более простой и удобной является такая характеристика, как локальная остаточная намагниченность H_r^N , измеряемая над участком локального полюсного намагничивания детали. Полюсное намагничивание можно осуществить с помощью постоянного магнита, обеспечивающего напряженность намагничивающего поля не менее чем 1,0-1,5 H_c исследуемого материала, а измерение остаточной локальной намагниченности – с помощью миниатюрного датчика Холла. Операция намагничивания и измерение занимают несколько секунд, при этом для контроля доступна любая зона на поверхности детали [8].

Для оценки чувствительности магнитной характеристики H_r^N к изменениям напряженно-деформационного состояния образцов из марок сталей ст25 и ст45 (таблица) приведены их статистические испытания на сжатие и изгиб (рис. 1, а, б), циклические испытания на изгиб (рис. 1, в) и технологические испытания на перегиб (рис. 2, а), результаты которых приведены ниже.

Характеристика объектов испытаний

Материал	Содержание углерода, [с] %мас.	Размеры образца, мм	Режим испытаний	Твердость в исходном состоянии, НВ	Характеристика H_r^N в исходном состоянии, усл. ед.
ст25	0,26	квадрат 45x12x12	сжатие	170	31
	–	пластина 12x20x5	изгиб	–	31÷32
	–	–	перегиб технологический	–	31÷32
ст45	0,51	–	изгиб	229	54÷57
	–	–	циклический изгиб	–	–
	–	–	перегиб технологический	–	–

Испытание на сжатие является одним из «мягких» видов испытаний [9]

$$\alpha = \tau_{\max} / \sigma_{\max}^u \quad (\alpha \leq 2,0),$$

где α – коэффициент «мягкости»; τ_{\max} – наибольшее касательное напряжение; σ_{\max}^u – наибольшее приведенное растягивающее напряжение;

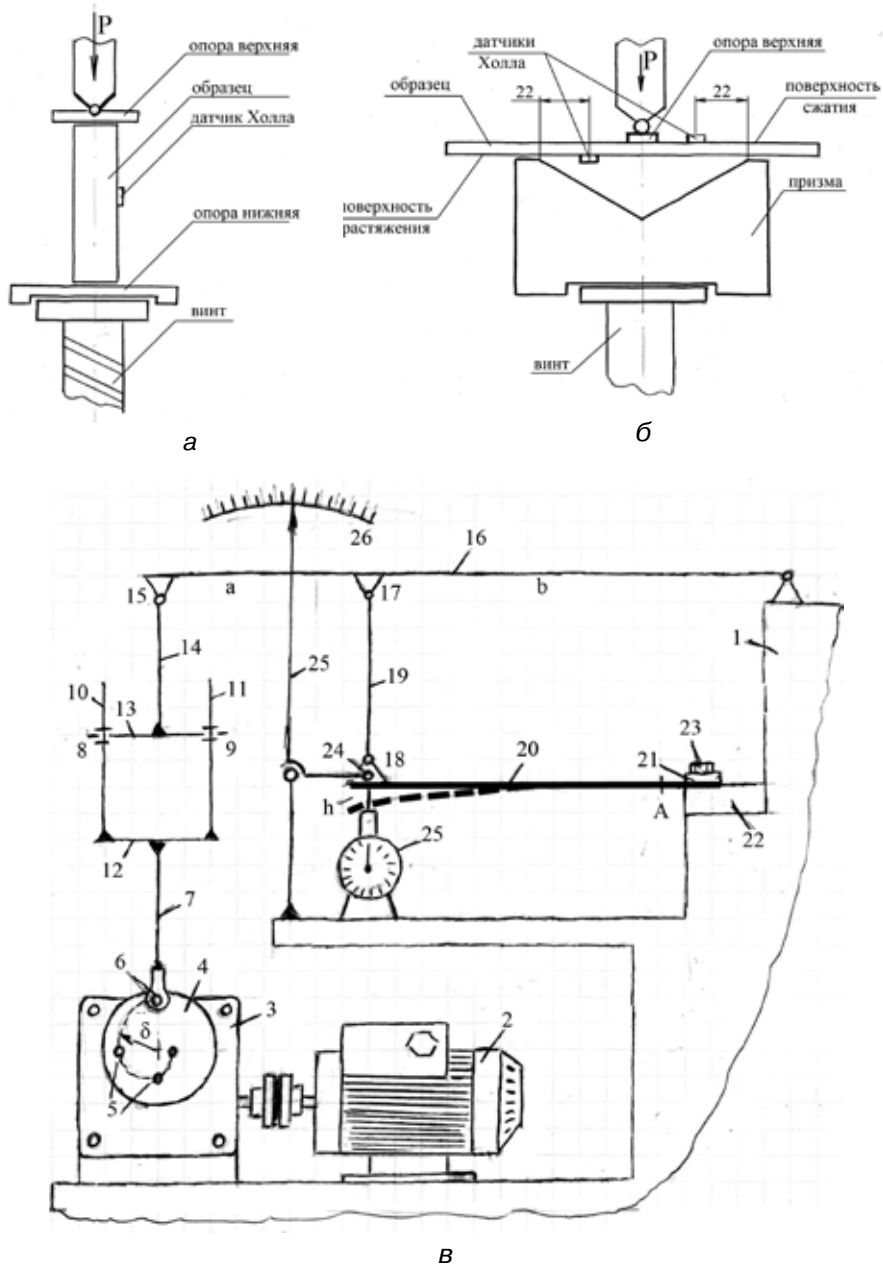


Рис. 1. Схемы механических испытаний образцов: а – на сжатие; б – на изгиб (балка на двух опорах); в – на циклический изгиб (односторонне заземленная балка)

$$\sigma_{\max}^u = \sigma_1 - \mu(\sigma_2 + \sigma_3),$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения; μ – коэффициент Пуассона (0,25÷0,30).

Испытаниям на сжатие подвергаются материалы, подверженные хрупкому разрушению. Переход к разрушению при сжатии иной, чем при растяжении – хрупкое разрушение при сжатии происходит путем среза, а не путем отрыва (как при растяжении). Пределы упругости, пропорциональности и текучести при сжатии удовлетворительно совпадают с этими же характеристиками металла при растяжении.

На рис. 2 приведены графические результаты испытаний образца из стали ст25, при его сжатии нагрузкой от 187 до 2500 кг. Следует отметить, что измеряемый магнитный параметр весьма чувствителен к величине возникающих при испытаниях напряжений – только в процессе закрепления образца и при выборе люфтов исходная локальная намагниченность H_r^n образца снизилась почти на десять единиц.

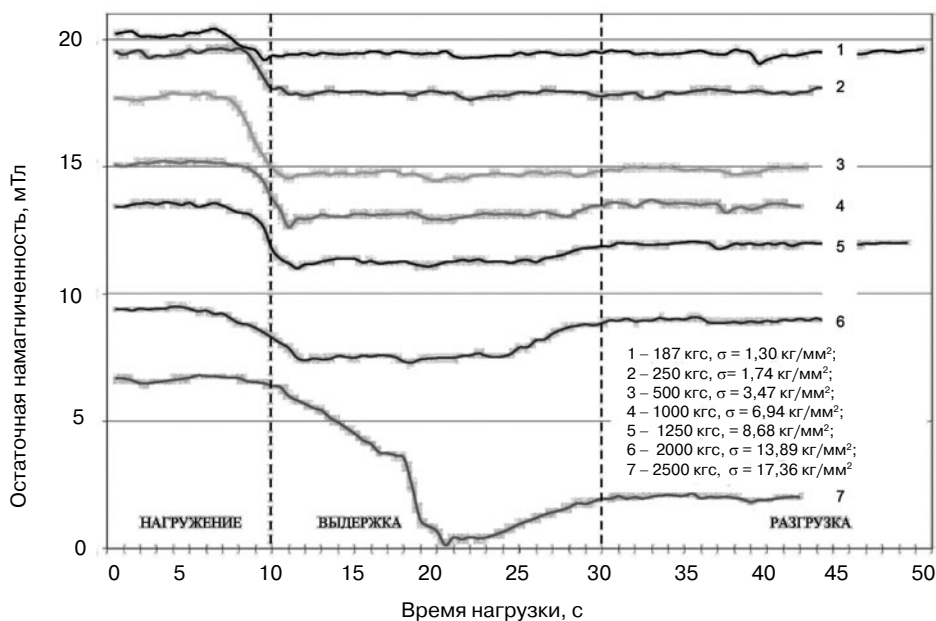


Рис. 2. Изменение локальной остаточной намагниченности H_r^n при испытании на сжатие образца из ст25

Приложение нагрузки снижает необратимо величину H_r^n до определенного предела, так происходит после каждого нового нагружения, после чего процесс снижения H_r^n замедляется во времени, а при выдержке под нагрузкой наблюдается площадка «стояния», после которой при разгрузке значение H_r^n начинает несколько возрастать. Длительность «стояния» с увеличением нагрузки уменьшается. По-видимому, по мере увеличения напряжений сжатия с некоторого момента начинаются деформационные процессы, оказывающие влияние как на магнитную, так и зеренную структуру испытываемого образца, отличные от упругих.

При изгибе возникает неоднородное напряженное состояние, изменяющееся по сечению образца от одноосного растяжения ($\alpha \approx 0,5$) до одноосного сжатия ($\alpha \approx 2$). В большинстве случаев испытания на изгиб проводят сосредоточенной нагрузкой на образец, лежащий на двух опорах. Строят эпюру изгибающих моментов M , а действующие в различных сечениях образца напряжения σ определяют по обычной формуле

$$\sigma_x = M_x / W_x$$

где M_x – изгибающий момент в сечении образца x ; W_x – момент сопротивления в сечении образца x .

Для прямоугольного сечения $W = v \cdot h^2/6$, где v – ширина, h – толщина образца. Учитывая неоднородность деформации по длине образца, характеристики материала, определяемые при изгибе, являются номинальными, в определенной мере условными. С увеличением ширины образца исчезает поперечная деформация на растянутой поверхности, создается большая неравномерность пластической деформации, возникают напряжения, ориентированные перпендикулярно растянутой поверхности. Все это приводит к снижению пластичности материала и его разрушению уже при относительно малых углах изгиба.

На рис. 3, а приведена кинетика изменения остаточной локальной намагниченности H_r^n на растянутой стороне испытываемого на изгиб образца из стали марки ст25, а на рис. 3, б – на сжатой стороне этого же образца. Характер изменения H_r^n подобен ее изменению на ранее приведенном рис. 2. Однако имеются и значительные различия: быстрое падение H_r^n уже при малой нагрузке (особенно на стороне сжатия) и более значительная обратимость (практически 100 %) при разгрузке свидетельствуют о наличии как необратимой составляющей остаточной намагниченности, так и обратимой (упругой). С ростом напряжений величина необратимой составляющей возрастает. Это особенно заметно для образцов из стали ст45 (рис. 4, а, б). Увеличение содержания углерода в стали приводит как к увеличению исходной остаточной намагниченности образца, так и снижению обратимой части локальной намагниченности при разгрузке, что связано, по-видимому, с увеличением доли перлита в фазовом составе сплава. Учитывая высокую твердость и упругость цементита, а также возможные схемы ориентационной связи между перлитом и цементитом в перлите, высокую пластичность феррита и его дисперсность в виде тонких прослоек между пластинами цементита, можно предположить, что часть упругой деформации в образце реализуется путем малых локальных пластических деформаций отдельных прослоек феррита, ориентированных по направлению

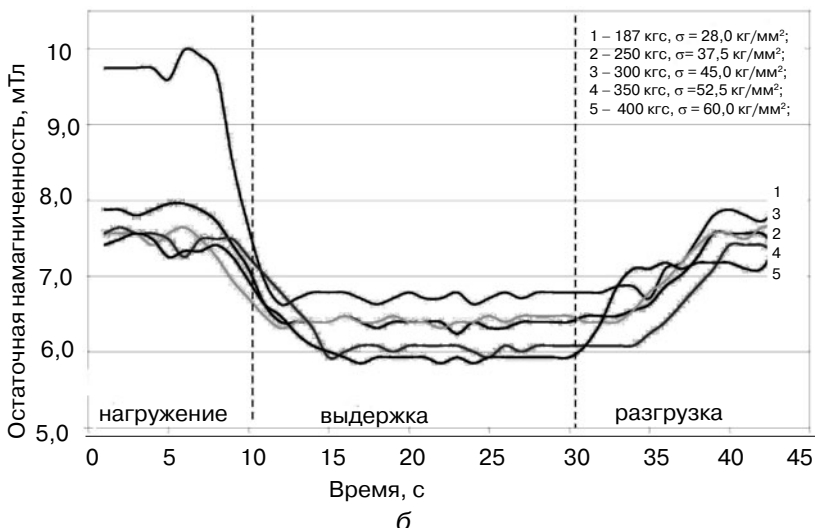
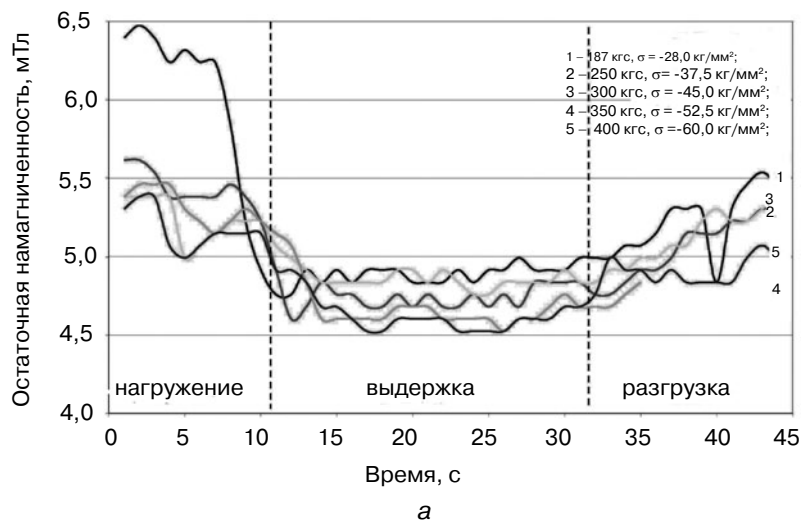


Рис. 3. Зависимость остаточной намагниченности от величины нагрузки на образец из стали марки ст25 на стороне: а – растяжения; б – сжатия

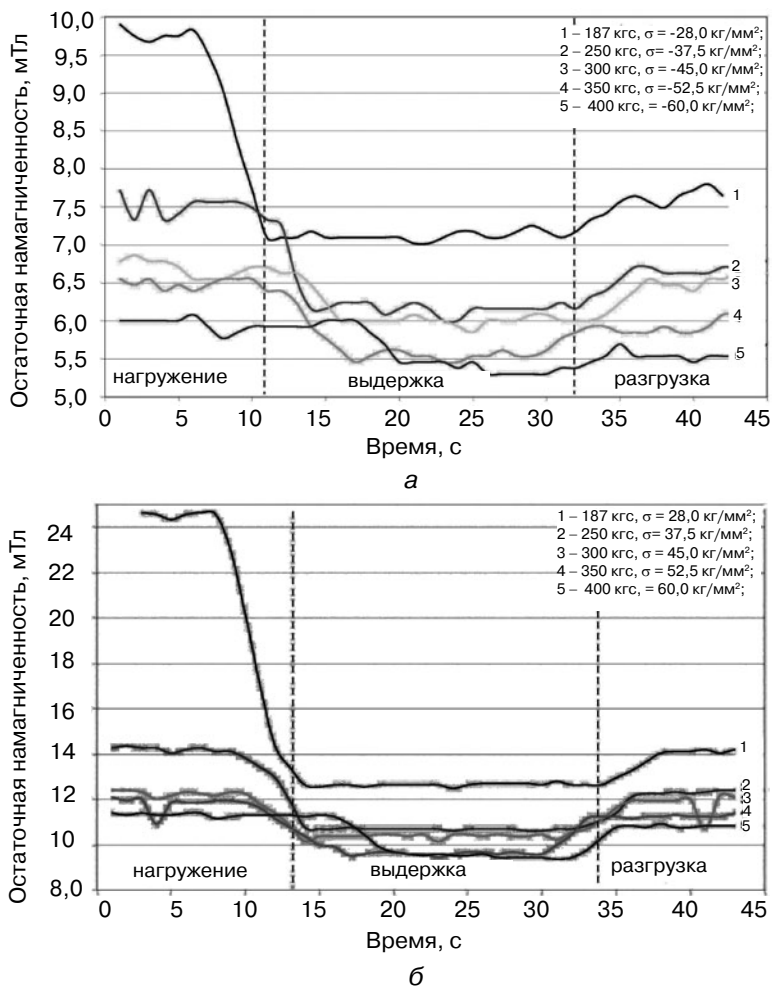


Рис. 4. Зависимость остаточной намагниченности от величины нагрузки на образец из стали марки ст45 на стороне: а – растяжения; б – сжатия

действия главных напряжений. Это приводит как к изменению полей напряжений в перлите, так и изменению распределения магнитных фаз в сплаве.

Под действием циклических повторных или повторно-переменных напряжений происходит ускоренное накопление повреждений материала, приводящих постепенно к образованию трещин и разрушению. Важно отметить, что для этого необходимы значительно меньшие напряжения, чем временное сопротивление разрыву, которое является мерой прочности при статическом нагружении. Термин усталость металлов был введен в 1839 г. и тогда же были разработаны первые методы определения предела выносливости. Проблемы усталости металлов приобрели огромную практическую значимость в настоящее время.

При циклических испытаниях важнейшее значение имеет понятие цикла напряжений и такие его характеристики, как среднее напряжение цикла σ_m , максимальное σ_{max} и минимальное σ_{min} напряжение, коэффициент симметрии цикла $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$, период цикла T , размах напряжений $2\sigma_b = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ и др. Все однообразие циклов нагружения можно привести к семи основным, в зависимости от соотношений между средним напряжением и амплитудой цикла [9].

Основной характеристикой сопротивления материала усталостному разрушению является предел выносливости. Существует несколько видов испытаний на выносливость. Для сталей используют метод постоянства коэффициента симметрии R , меняя от образца к образцу наибольшее напряжение цикла, либо поддерживая неизменным среднее напряжение σ_m , изменяя амплитуду. В любом случае получают

Проблемы автоматизации, механизации и компьютеризации процессов литья

зависимость числа циклов N до разрушения образца от напряжения σ . Для железа и сталей при напряжениях ниже определенной величины разрушение не происходит, как бы долго ни продолжалось испытание. Точка перегиба на кривой $\sigma - \lg N$ для сталей попадает в интервал от $5 \cdot 10^6$ до $10 \cdot 10^6$ циклов. Предел выносливости – это наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостное разрушение после неограниченно большого количества цикла. Предел выносливости обозначают символом σ_R , где индекс R – коэффициент симметрии цикла. В постановочной задаче настоящего исследования стоит достаточно ограниченная по масштабу испытаний цель: выяснить качественную зависимость изменений локальной остаточной намагниченности от количества циклов испытаний при различной величине исходной деформации образца в зоне измерений H_r^n .

По схеме испытаний, приведенной на рис. 1, нагрузку на свободный конец заземленной балки 20 передают с помощью стержня 19 и рычага 16 путем возвратно-поступательного вертикального движения звена, образованного стержнями 7-12 и пластиной 13, фиксируемой резьбовым соединением на стержнях 10 и 11. Шарнир 6 на конце стержня 7 может быть закреплен на четырех позициях в диске 4 на различном расстоянии δ от центра вращения, что позволяет изменять амплитуду смещения свободного конца балки 20. Диск 4 установлен на тихоходном валу червячного редуктора 3, соединенного с электродвигателем 2. С целью ограничения деформаций областью упругого состояния материала допустимую амплитуду смещений конца балки определяли многооборотным индикатором 25 (по моменту появления остаточной деформации). На шкале 26 фиксировали диапазон допустимых перемещений, а соответствующие ему силы, создающие напряжение в заданном сечении «А», определяли динамометром, соединенным со свободным концом балки при удаленном стержне 19. В этом же сечении «А» полюсно намагничивают поверхность балки и в зоне намагничивания устанавливают датчик Холла. Один оборот вала двигателя вызывает поворот диска 4 на валу редуктора на угол 18° , так что первые 10 оборотов вала двигателя нагружают образец до полной стрелы изгиба (0,05; 0,19, 0,41; 0,69; 1,95; 1,31; 1,598; 1,81; 1,0; 2,0 δ), а следующие 10 оборотов возвращают образец в исходное положение через те же фиксированные деформации. На рис. 5, б приведена динамика измерения магнитной характеристики H_r^N в процессе первого цикла нагружения и далее показаны лишь значения локальной остаточной намагниченности после различного количества циклов нагру-

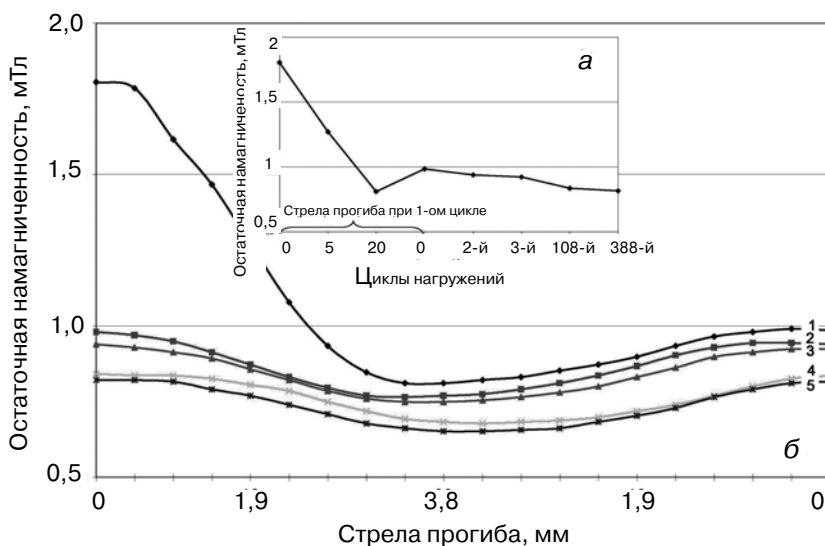


Рис. 5. Зависимость остаточной намагниченности образца из стали марк ст45 от количества циклов нагружения (а); стрелы его изгиба (б); циклы нагружения: 1 – 1-й; 2 – 2-й; 3 – 3-й; 4 – 108-й; 5 – 388-й

жений. Поведение этой магнитной характеристики при различных циклах нагружения приведено на рис. 4, а. Как следует из этих рисунков, с увеличением деформации начальное значение H_r^N уменьшается, достигает площадки состояния, и затем при разгрузке несколько возрастает. Для этого режима испытаний наиболее интенсивно (почти на 50 %) снижается H_r^N в первом цикле нагрузки, а последние 300 циклов нагружений уменьшили H_r^N лишь на 2,5 %.

Технологические испытания, в частности испытание на перегиб, позволяют достаточно просто и быстро достичь пластического деформирования или даже разрушения образца [9]. Схема испытаний приведена на рис. 6 и заключается в изгибе образца 3 с помощью рычага 1 на 90° попеременно в правую и левую сторону до появления в зоне перегиба видимых поперечных трещин или до разрушения. На рис. 7 показаны результаты технологических испытаний образцов из стали марок 25 (1) и 45 (2), которые свидетельствуют, что с увеличением количества перегибов величина H_r^N возрастает, достигает максимума (при появлении первых видимых трещин) и затем снижается до начала разрушения (для пластичных материалов) или образец разрушается после достижения максимума H_r^N .

В испытаниях на перегиб локальное намагничивание проводили после каждого перегиба и возвращения образца в исходное положение, поскольку начальное намагничивание исчезало при первых признаках пластической деформации.

Таким образом, как в области упругой деформации, так и области пластического деформирования остаточная локальная намагниченность является чрезвычайно чувствительной к изменениям структурного и напряженно-деформационного состояния ферромагнитного материала и может быть использована для их неразрушающего контроля. Для практических целей может быть рекомендовано два метода такого контроля: путем периодической

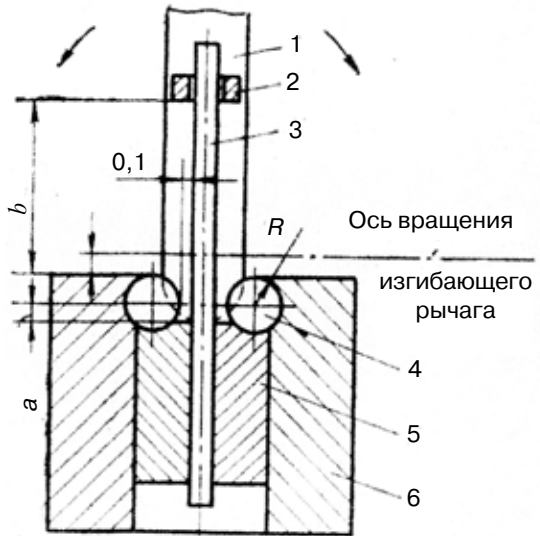


Рис. 6. Схема испытания на перегиб: 1 - изгибающий рычаг; 2 - сменный поводок; 3 - образец; 4 - сменные валики; 5 - сменные губки; 6 - тиски; R - радиус валиков; a - расстояние от верхней грани губок до линии, соединяющей центры валиков; b - расстояние от нижней кромки поводка до верхней образующей валиков

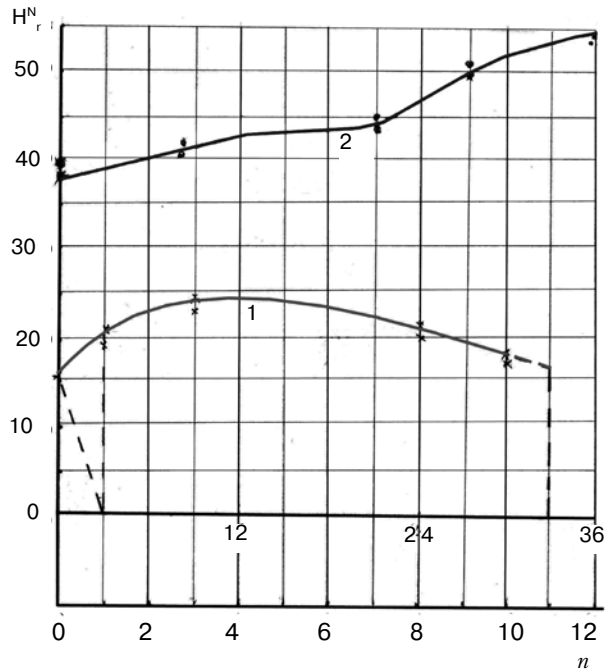


Рис. 7. Влияние количества перегибов на H_r^N образцов из ст25 (1) и ст45 (2)

проверки изменений исходной локальной намагниченности и путем периодических измерений локальной остаточной намагниченности при периодическом повторном локальном намагничивании контролируемой зоны изделия.

Первый метод полезен для оценки изменений состояния материала в области его упругих деформаций, а второй – для оценки остаточного эксплуатационного ресурса изделия, испытывающего деформационное упрочнение при возможном пластическом деформировании.



Список литературы

1. Мельгуй М. А. Магнитный контроль механических свойств сталей. – Минск, Наука и техника, 1980. – 183 с.
2. Особенности развития дислокационной структуры при статическом и циклическом нагружении малоуглеродистой стали / В. С. Иванова, А. Г. Орлов, В. Ф. Терентьев, В. Т. Пойда // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 33. – Вып. 3. – С. 627-633.
3. Горкунов Э. С., Драгожинский Ю. Н., Миховски М. Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов. Обзор III // Дефектоскопия. – 1999. – № 8. – С. 3-25.
4. Вонсовский С. В., Шур Я. С. Ферромагнетизм. – М.: ОТИЗ. – 1948. – 816 с.
5. Оценка деформационного состояния одно- и двухслойных ферромагнитных материалов по их магнитным характеристикам / Э. С. Горкунов, С. М. Задворкин, А. М. Поволоцкая, Д. И. Вичужанин // Дефектоскопия. – 2007. – № 39. – С. 3-14.
6. Костин В. Н., Кадров А. В., Кусков А. Е. Оценка упругих и пластических деформаций ферритоперлитных сталей по магнитным свойствам вещества // Там же. – 2005. – № 10. – С. 13-21.
7. Кулеев В. Г., Царькова Т. П., Ничипурук А. П. Особенности поведения коэрцитивной силы пластически деформируемых малоуглеродистых сталей // Там же. – 2005. – № 4. – С. 24-37.
8. Моисеев Ю. В. Выбор рациональных методов и режимов магнитного контроля структуры и свойств изделий из стали и чугуна // Процессы литья. – 2001. – № 2. – С. 15-21.
9. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1979. – 495 с.

Поступила 30.07.2014

Вниманию авторов!

*Статьи, поступающие в редакцию, должны иметь аннотации и ключевые слова на русском, украинском и английском языках. Объем статьи – не более **10 стр.**, рисунков – не более **5**.*

*Статьи подаются как на бумажном, так и электронном носителях. Для текстовых материалов желательно использовать формат **doc**. Для графических материалов – формат **jpeg**. Графические материалы необходимо сохранять в отдельных файлах. Фотографии, рисунки, графики и чертежи должны быть черно-белыми, четкими и контрастными.*

Статьи в редакции проходят научное рецензирование.