

Рис. 27. Изменение структуры стали 10ХСНД при термоциклической обработке, $\times 650$:
a – состояние (поставка + прокатка на $\epsilon = 50\%$), *б–е* – после 1–5 цикла соответственно

В процессе термической обработки легирующие элементы изменяют критические точки в сплавах. Так, температура A_{c1} в одних случаях возрастает, а в других – снижается. Кроме того, необходимо учитывать также, что температура A_{c1} зависит и от скорости нагрева: чем больше скорость нагрева, тем она выше. Изменение температуры A_{r1} в зависимости от скорости охлаждения меняется прямо противоположно: чем больше скорость охлаждения, тем ниже температура.

Особенностью термокинетических кривых нагрева и охлаждения легированных сталей в сравнении с углеродистыми является то, что изотермы, соответствующие критическим температурам, более продолжительны в связи с замедлением распада аустенита.

Структурные изменения при ТЦО легированных сталей происходит медленнее, поэтому максимальную температуру при нагревах следует увеличивать от 30...50 до 50...70 °С выше точки A_{c1} . Влияние легирующих элементов на число циклов таково, что при увеличении содержания легирующих элементов в стали увеличивается и необходимое число циклов. На рис. 28 показана зависимость оптимального числа циклов нагрева-охлаждения стали с содержанием углерода 0,4 % от суммарного содержания легирующих элементов.

Таким образом, способы ТЦО для получения мелкозернистой структуры применительно к низколегированным сталям следует корректировать с учетом влияния легирующих элементов. Так, режим ТЦО на наибольшую ударную вязкость стали 40X состоит из 8–9-кратных нагревов до температур на 50...70 °С выше точки A_{c1} и охлаждений вначале на воздухе до температур на 30...50 °С ниже точки A_{r1} и далее – в масле или в воде. После ТЦО стали 15X исходная структура резко измельчалась, при этом пластичность и ударная вязкость увеличились [30], что видно из рис. 29.

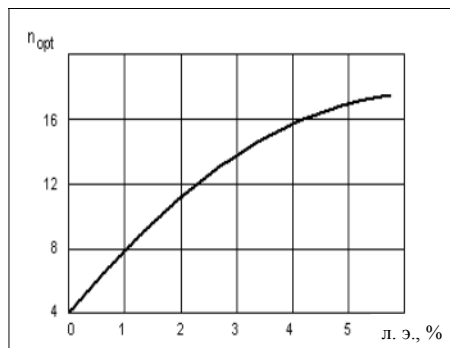


Рис. 28. Влияние степени легирования стали с содержанием углерода 0,4 % на число циклов при СТЦО с целью получения мелкозернистой структуры

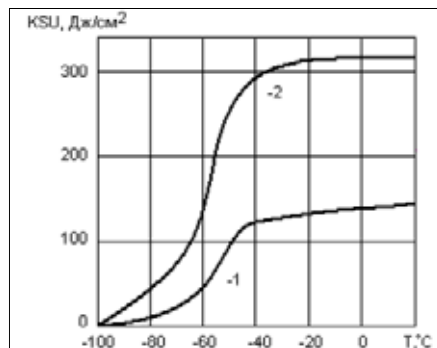


Рис. 29. Температурная зависимость ударной вязкости стали 15X после нормализации (1) и ТЦО (2)

При ТЦО фазовые и структурные превращения в сталях сопровождаются образованием, перемещением и аннигиляцией точечных и линейных дефектов, а также перераспределением легирующих элементов [36]. В процессе термоциклирования имеющиеся дислокации приходят в движение, при этом идет образование и размножение новых дислокаций. По данным [37] при ТЦО железа увеличение плотности дислокаций начинается сразу же после начала обработки. С увеличением числа циклов (времени термоциклирования) плотность дислокаций повышается. Следовательно, эффективность ТЦО будет определяться степенью генерирования дефектов и, в первую очередь, дислокаций.

В результате многократной аустенизации из-за разницы удельных объемов превращенных фаз в металле протекают процессы, свойственные нагреву слабодеформированных металлов:

- диффузия точечных дефектов и их сток в дислокации и границы с частичной аннигиляцией;
- перераспределение дислокаций;
- формирование малоугловых границ;
- миграция малоугловых границ с поглощением дефектов;
- миграция межзеренных границ между рекристаллизованными зернами и укрупнение последних при одновременном снижении зернограницной и поверхностной энергий.

При ТЦО происходит резкое изменение микроструктуры, субструктуры и дислокационной структуры. Основным структурным изменением в стали является значительное измельчение зерна, будь то перлит, феррит, мартенсит или другая структура. Причем измельчение зерен, как правило, сопровождается уменьшением разности зернистости и более однородным распределением химических элементов.

Одной из причин, вызывающих подобные изменения в структуре, является интенсификация диффузионных процессов за счет усиления воздействия теплофизических факторов. В процессе термоциклирования имеющиеся дислокации приходят в движение, при этом идет образование и размножение новых дислокаций. По данным [37–41] при ТЦО железа, циркония, вольфрама, а также при низкотемпературном термоциклировании молибдена увеличение плотности дислокаций начинается сразу же после начала обработки. На рис. 30 показано изменение плотности дислокаций ρ при термоциклировании. Видно, что с увеличением числа циклов (времени термоциклирования) плотность дислокаций повышается. Следовательно, эффективность ТЦО будет определяться степенью генерирования дефектов, и в первую очередь – дислокаций.

Накопление дислокаций и образование полигональной субструктуры после термоциклирования чистого железа [36] и низкоуглеродистой стали [42] дают основание полагать, что ответственными за формирование дислокационной структуры при ТЦО сталей являются полиморфные превращения, приводящие к фазовому наклепу в основном за счет разницы удельных объемов и модулей упругости образующихся фаз. Фазовый наклеп иногда сопровождается процессами рекрис-

таллизации, которые по мере накопления деформации монотонно повторяются от цикла к циклу [43].

Центры рекристаллизации образуются, в первую очередь, в тех участках решетки, которые наиболее искажены, в том числе у границ зерен и их стыков, что ведет к формированию мелкозернистой структуры. Процесс рекристаллизации при ТЦО можно представить как многократное чередование малых деформаций и рекристаллизационных отжигов.

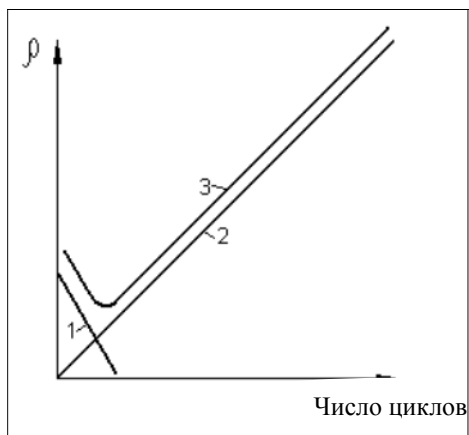


Рис. 30. Изменение плотности дислокаций ρ при термоциклировании:
1 – старые дислокации; 2 – новые дислокации; 3 – суммарное число дислокаций

В свете вышесказанного становится понятным, почему у низколегированных сталей 09Г2С и 10ХСНД, по сравнению с малоуглеродистой 08пс, процесс уменьшения разности смещается в сторону большего числа циклов. Это объясняется тем, что у легированных сталей термодинамическая активность углерода ниже, чем в углеродистых сталях, и, следовательно, структурные изменения при ТЦО в них происходят медленнее. Поэтому влияние легирующих элементов на число циклов при ТЦО таково, что при увеличении их процентного содержания в стали требуется и увеличение числа циклов для получения равноосной мелкозернистой структуры.

Микроструктура сталей перед ТЦО существенно влияет на конечный размер зерен. Более крупнозернистой исходной структуре сталей (поставка + отжиг при 900 °С), по сравнению со структурой в состоянии поставки, соответствует и более крупнозернистая структура после ТЦО (рис. 22–24). На рис. 22 приведена структура стали 08пс после пятикратной ТЦО. Перед ТЦО образцы в состоянии поставки подвергались 30-минутному отжигу при 900 °С, вследствие чего в них сформировалась равновесная структура. В этом случае, как и при ТЦО образцов

в состоянии поставки, после первого цикла в различных областях формируется структура с различным размером зерен. Однако разность в этом случае несколько меньше, а размер зерен – крупнее. При последующих циклах происходит дальнейшее измельчение зерен, а после пятого цикла формируется достаточно однородная структура с мелким зерном. Для стали 09Г2С характерны такие же структурные изменения, как и для стали 08пс, однако после пятого цикла образуется более мелкозернистая структура (рис. 23). Структура стали 10ХСНД на разных стадиях обработки по сравнению с предыдущими сталями имеет меньшую разность, а после пятого цикла обладает однородной мелкозернистой структурой (рис. 24).

Следует отметить, что с увеличением степени легированности сталей в них формируется более мелкозернистая структура, как в состоянии (поставка + отжиг при 900 °С), так и в состоянии поставки.

Влияние исходной структуры на конечный размер зерен после ТЦО отмечалось и ранее. Так, например, в работе [44], проведенной на стали 5 % Ni + Cr + Mo + V, установлено влияние исходной структуры на степень измельчения зерен при термоциклической обработке. Предпочтительной исходной структурой в этой стали, по сравнению с другими, была структура горячей прокатки, в которой на границах зерен феррита имелись карбиды. Авторы установили, что аустенитное превращение при нагреве обычно начинается в местах пересечений карбидов с высокоугловыми границами ферритных зерен. Рост аустенитных зерен вокруг карбидов происходит достаточно быстро, и аустенитные зерна растут до тех пор, пока они не начнут соприкасаться друг с другом. После соприкосновения дальнейший рост аустенитных зерен происходит с увеличением времени выдержки и повышением температуры.

Следовательно, при ТЦО, когда рост зерен подавлен низкими температурами аустенизации и малыми выдержками, оптимальной исходной структурой будет такая структура, которая обеспечивает максимальную плотность карбидов на высокоугловых границах ферритных зерен. В нашем случае такой возможностью могут обладать стали 09Г2С и, в большей степени, 10ХСНД.

Наличие деформированной структуры перед ТЦО вносит существенные коррективы как для углеродистой стали 08пс (рис. 25), так и для низколегированных сталей 09Г2С и 10ХСНД (рис. 26, 27). Существенным отличием ТЦО предварительно деформированных образцов является получение более мелкозернистой структуры, чем у образцов в состоянии поставки и в состоянии поставки + отжиг при 900 °С, что связано с активизацией структурных изменений, происходящих при нагреве и охлаждении.

Значительное измельчение структуры при ТЦО после холодной пластической деформации авторы [24] объясняют тем, что холодная деформация перераспределяет и повышает плотность несовершенств кристаллического строения дислокаций, вакансий, дефектов упаковки и, кроме того, способствует образованию и развитию мало- и высокоугловых границ. Так как дефекты кристаллической ре-

шетки сильно влияют на формирование структуры сплавов при фазовых и структурных переходах, пластическую деформацию перед ними, а также в период их прохождения можно эффективно использовать для создания оптимальной структуры при ТЦО сталей. Так, в работе [45] показано, что при ТЦО предварительно холоднодеформированных образцов возрастает число центров образующейся γ -фазы и, как следствие этого, интенсивно измельчается зерно аустенита. Кроме того, при деформировании в межкритическом интервале температур в результате динамического $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [46] можно значительно ускорить процесс перекристаллизации, сильно наклепать составляющие структуры и измельчить зерно. Таким образом, использование предварительной холодной пластической деформации может быть эффективно при ТЦО сталей, проводимой в области перлитных превращений.

Более интенсивное прохождение структурных изменений при ТЦО холоднодеформированных сталей и окончательное формирование равноосной мелкозернистой структуры после 3-го цикла подтверждается изменением значений H_p при циклическом отжиге. Так, из рис. 18 видно, что значения H_p для всех исследуемых сталей после 4-го и 5-го циклов практически равны, что свидетельствует об окончании эффективного измельчения размера зерен и получения мелкозернистой структуры. Следовательно, с помощью магнитного метода появляется возможность контроля формирования наиболее мелкозернистой структуры в малоуглеродистых и низколегированных сталях на ранних стадиях их термоциклической обработки.

Глава 4. ВЫЯВЛЕНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ МАГНИТНЫХ, СТРУКТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

4.1. Влияние упругой деформации растяжением и сжатием на напряженность магнитного поля рассеяния

Проблема обеспечения надежной и безопасной работы металлических конструкций является весьма многогранной и решается в нескольких направлениях. Одним из них является получение достоверной информации в процессе оценки технического состояния металлических конструкций с целью прогнозирования их надежности и безопасности, что требует как разработки новых, так и совершенствования существующих приборов, методов и методик контроля [32, 47].

В настоящее время для оценки структурного состояния и косвенного измерения напряжений в изделиях из ферромагнитных материалов широко применяются магнитные методы контроля на основе взаимосвязи магнитных и механических характеристик со структурными параметрами [48–52]. Однако проблема контроля осложняется еще и тем, что зачастую остается неизвестным структурное состояние металла, химический состав, магнитная и механическая предыстория металла элементов конструкций. Поэтому возникает насущная потребность проведения экспериментальных исследований с привлечением широкого круга материалов с различной исходной микроструктурой.

Механические испытания проводились на малоуглеродистых сталях 08пс, Ст3 и низколегированных сталях 09Г2С и 10ХСНД. Для проведения исследований были взяты образцы, подвергнутые следующей обработке:

- для получения крупнозернистой структуры;
- состояние заводской поставки;
- поставка + отжиг при 900 и 1050 °С;
- для получения мелкозернистой структуры;
- поставка + ТЦО;
- прокатка на степень деформации $\varepsilon = 50\%$ + рекристаллизационный отжиг;
- в состоянии поставка + прокатка на степень деформации $\varepsilon = 50\%$ [53–56].

Следует отметить, что в зависимости от химического состава, исходной микроструктуры, магнитной и механической предыстории образцов начальные значения H_p (до приложения внешней нагрузки) на поверхности образца в разных зонах могут значительно различаться как по знаку, так и по величине. Однако качественно характер зависимости H_p от действующих внутренних напряжений σ при этом не меняется. Поэтому представляло интерес исследовать зависимость $H_p(\sigma)$ в зоне концентрации максимальных внутренних напряжений, которая мо-

делировалась уменьшением площади поперечного сечения в центральной части образца путем создания боковых радиусных проточек.

На рис. 31–35 приведены типичные зависимости значений H_p от внутренних напряжений σ в контролируемой зоне при циклическом одноосном растяжении и сжатии образцов в процессе упругого деформирования. Показано, что независимо от марки стали в состоянии заводской поставки наибольшие изменения напряженности магнитного поля рассеяния H_p при растяжении образцов происходят в процессе 1-го цикла нагружение–разгрузка, особенно у низколегированных сталей 10ХСНД и 09Г2С (рис. 31). Однако у всех сталей с увеличением внутренних напряжений σ происходит уменьшение напряженности магнитного поля. В процессе циклического изменения внутренних напряжений за счет приложения и снятия внешних нагрузок образуется петля магнитного гистерезиса. После 1-го цикла нагружение–разгрузка петля магнитного гистерезиса чаще всего не замкнута: конечные значения напряженности магнитного поля H_p после разгрузки не совпадают с исходными. После 2-го и последующих циклов упругого деформирования петля замыкается. Наиболее ярко петля магнитного гистерезиса выражена у стали 10ХСНД (см. рис. 31, а).

В процессе второго цикла значения H_p при нагружении и разгрузке образцов сближаются друг с другом, что заметно по расположению ветвей петли магнитного гистерезиса, при этом конечные значения H_p практически совпадают с исходными. Следует отметить, что кривые $H_p(\sigma)$ при 3-ем цикле нагружения практически повторяют кривые нагружения 2-го цикла.

Таким образом, независимо от химического состава сталей, после 1-го цикла нагружение–разгрузка стирается исходная магнитная предыстория образцов, вследствие чего увеличение числа циклов практически не приводит к изменению характера хода кривых $H_p(\sigma)$. Аналогичная зависимость магнитных характеристик от напряжений растяжения отмечалась в работе [50]. Так, например, коэрцитивная сила H_c для сталей X70, 09Г2С, 15ХСНД, 25ХСНД уменьшалась в упругой области деформирования с увеличением напряжений растяжения, что свидетельствует об идентичности измеряемых магнитных параметров, регистрируемых приборами в зависимости от структурных изменений в сталях.

Являлось важным оценить влияние исходной структуры на изменение значений напряженности магнитного поля рассеяния H_p от действующих внутренних напряжений σ . Испытания образцов с более равновесной и крупнозернистой структурой в состоянии (поставка + отжиг при 900 и 1050 °С) выявили значительное влияние такой структуры на зависимость магнитного параметра H_p от внутренних напряжений, в отличие от образцов в состоянии заводской поставки, при этом качественно ход кривых $H_p(\sigma)$ сохраняется. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния от одноосных напряжений растяжения для исследуемых сталей представлена на рис. 32.

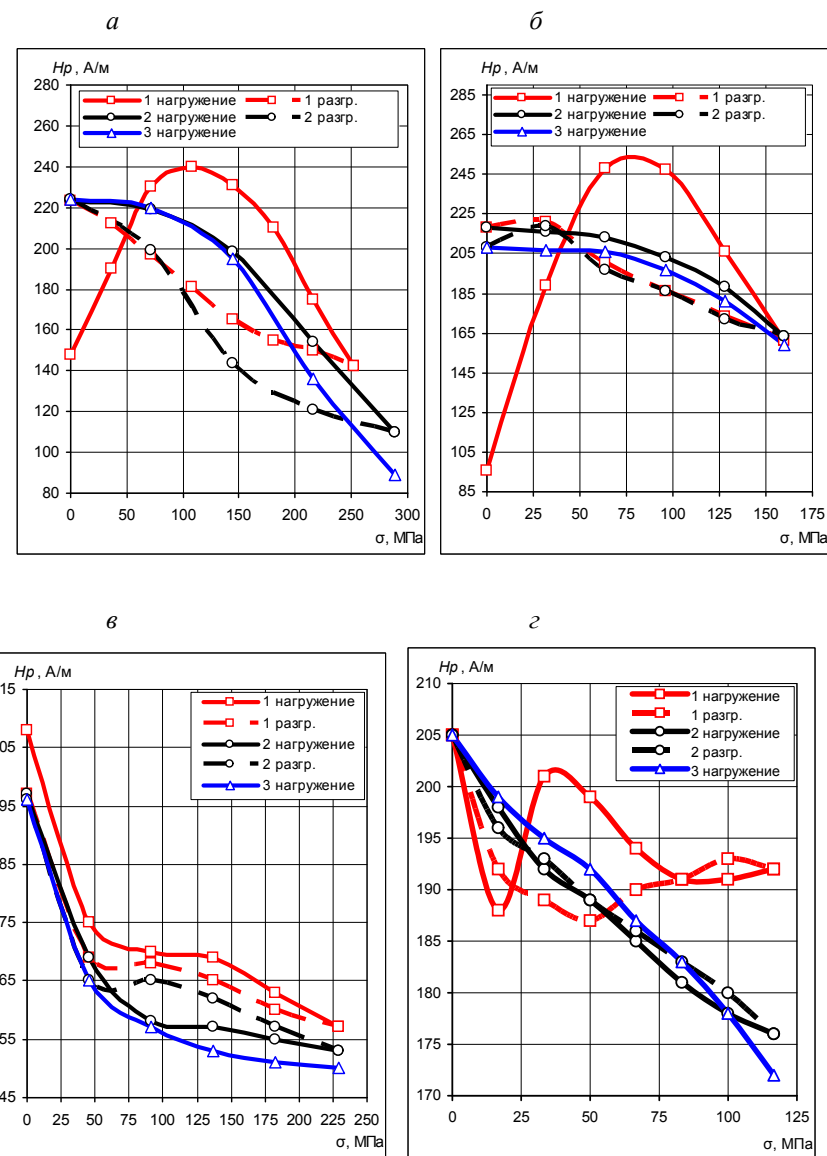


Рис. 31. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения σ образцов из сталей в состоянии поставки:
а – 10ХСНД, б – 09Г2С, в – Ст3, г – 08пс

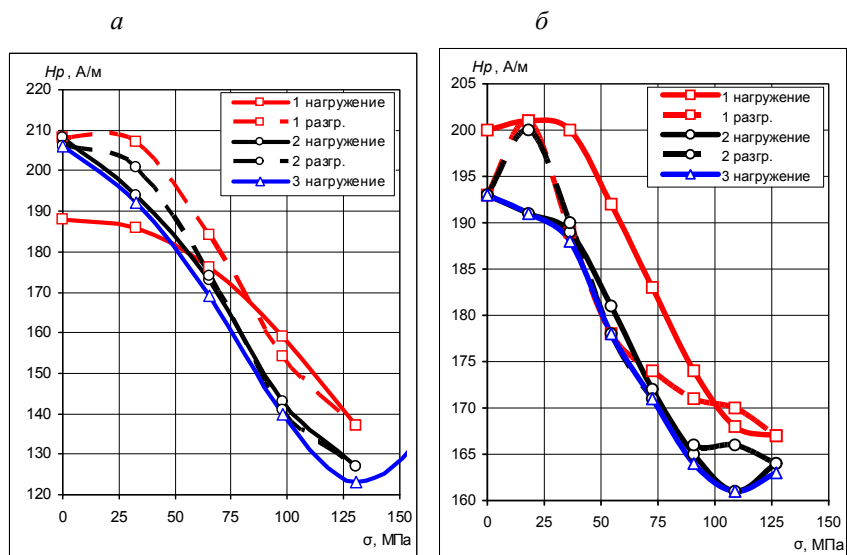


Рис. 32. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения σ образцов из сталей после отжига:
 а – 09Г2С при 1050 °С, б – 08пс при 900 °С

Видно, что более равновесным структурам соответствуют и меньшие колебания напряженности магнитного поля от цикла к циклу. В этом случае также видна зависимость $H_p(\sigma)$: с увеличением внутренних напряжений (растяжение образца) происходит падение напряженности магнитного поля, с уменьшением напряжений (разгрузке) H_p повышается. Однако и в этом случае после 1-го цикла стирается исходная магнитная предыстория образца. Аналогичные зависимости $H_p(\sigma)$ присущи и для малоуглеродистой стали Ст3 и низколегированной стали 10ХСНД.

Наличие неравновесной мелкозернистой структуры, полученной в результате термоциклической обработки сталей и рекристаллизационного отжига, приводит к увеличению амплитуды значений H_p по сравнению с крупнозернистой структурой у образцов в состоянии заводской поставки и после отжига. На рис. 33, а приведена типичная зависимость $H_p(\sigma)$ для стали 10ХСНД после термоциклической обработки.

Видно, что для стали 10ХСНД увеличение внутренних напряжений приводит к значительным колебаниям значений H_p при всех циклах нагружение–разгрузки, однако, как и в предшествующих случаях, наблюдается значительный гистерезис после 1-го цикла и характерная зависимость $H_p(\sigma)$ при увеличении и уменьшении в контролируемом сечении внутренних напряжений. Следует отметить, что мелкозернистой структуре стали 10ХСНД, имеющей более высокие

механические характеристики, в частности $\sigma_{0,2}$, в отличие от крупнозернистой стали, соответствует и большее смещение всплеска повышения значений H_p в сторону больших внутренних напряжений.

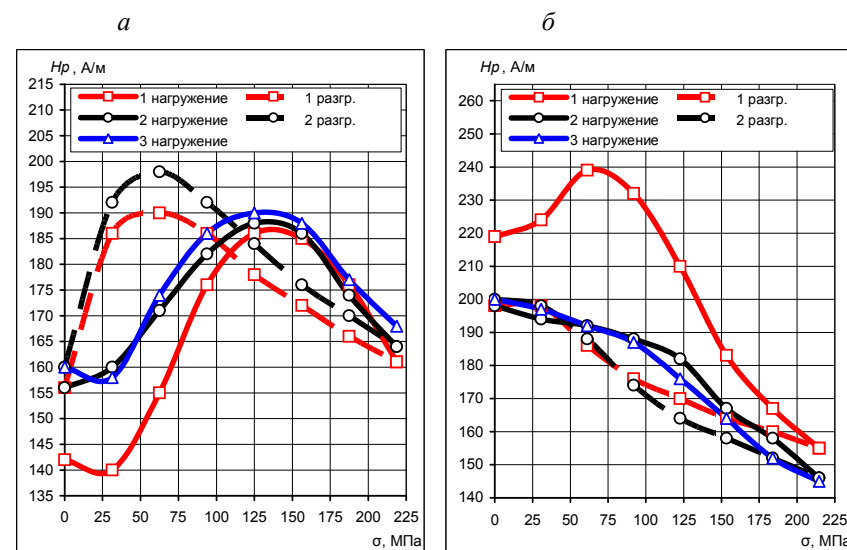


Рис. 33. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения σ образцов из сталей 10ХСНД в состоянии поставки + ТПО (а) и 08пс после прокатки на $\epsilon = 50\%$ (б)

Влияние предварительной холодной пластической деформации на напряженность магнитного поля рассеяния рассмотрено на примере стали 08пс ($\epsilon = 50\%$) (рис. 33, б). Видно резкое отличие поведения $H_p(\sigma)$ при 1-м нагружении и разгрузке образца. При последующем цикле петля магнитного гистерезиса становится значительно уже. В этом случае также наблюдается понижение значений H_p при нагружении образца и их повышение – при разгрузке. Как видно из рис. 33, а, б, исходная магнитная предыстория образцов стирается после 1-го цикла. Зависимости $H_p(\sigma)$ для сталей Ст3 и 10ХСНД имеют аналогичный характер.

Следует отметить, что общим для всех исследуемых сталей при их упругом деформировании после снятия магнитной предыстории является то, что приращение значений H_p происходит пропорционально изменению действующих внутренних напряжений. Также являлось важным оценить влияние внутренних напряжений на изменение магнитного параметра H_p при упругой деформации сжатием. На рис. 34 приведена типичная кривая зависимости H_p от внутренних напряжений σ при сжатии образцов из стали Ст3 в состоянии поставки. Видно, что, как и при растяжении, в процессе 1-го цикла нагружение–разгрузка обра-

зуется незамкнутая петля магнитного гистерезиса. Однако, в отличие от процесса растяжения, при сжатии с увеличением внутренних напряжений происходит повышение значений H_p , при уменьшении – снижение. После 2-го цикла нагружение–разгружение наблюдается сближение ветвей петли магнитного гистерезиса и устранение различия в конечных и исходных значениях H_p , что также свидетельствует о стирании исходной магнитной предыстории образцов. При третьем нагружении кривая $H_p(\sigma)$ идентична кривой при втором нагружении.

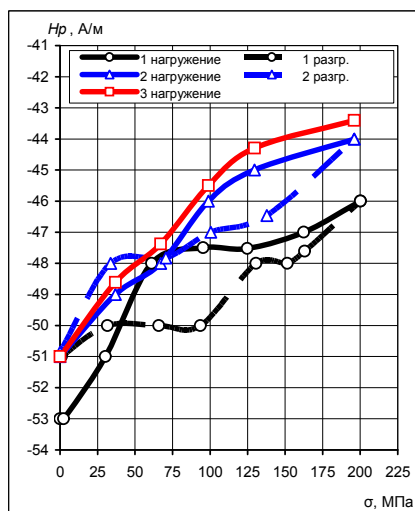


Рис. 34. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений сжатия σ образцов из сталей Ст3 в состоянии поставки

Представляло интерес оценить влияние внутренних напряжений в неослабленном (рис. 35, а) и в ослабленном (рис. 35, б) сечениях образцов после холодной пластической деформации. Видно, что ослабленному сечению, имеющему более высокие внутренние напряжения, соответствует и более значительное изменение напряженности магнитного поля рассеяния, что свидетельствует о наличии зависимости между величиной внутренних напряжений и изменением напряженности магнитного поля рассеяния H_p . При этом общим для всех исследуемых сталей, деформируемых в упругой области, является пропорциональное изменению действующих внутренних напряжений приращение значений H_p .

Таким образом, можно констатировать, что в упругой области деформирования в процессе повышения внутренних напряжений напряженность магнитного поля снижается, при уменьшении σ – напряженность H_p растет. При сжатии

наблюдается обратная картина, однако, как при растяжении, так и при сжатии, после 1-го цикла нагружение–разгружение происходит стирание магнитной предыстории образцов.

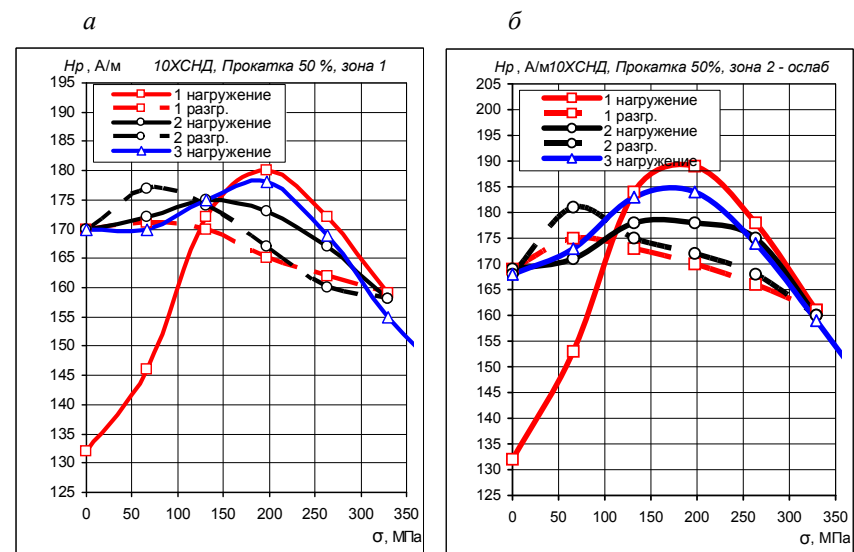


Рис. 35. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений при упругом растяжении образцов из стали 10XСНД, подвергнутых предварительной прокатке на $\epsilon = 50\%$, с неослабленным – зона 1 (а) и ослабленным – зона 2 (б) сечениями

4.2. Влияние исходной структуры и химического состава сталей на магнитные свойства при упруго-пластическом деформировании

Разрушению сварных металлических конструкций чаще всего предшествует пластическая деформация, поэтому нахождение зон, где имела или имеет место пластическая деформация, представляет важную научную и практическую задачу, что требует проведения широкомасштабных экспериментальных исследований на промышленных конструкционных сталях с различным химическим составом и исходным структурным состоянием.

Исследование напряженно-деформированного состояния образцов при упруго-пластическом деформировании проводилось на малоуглеродистых и низколегированных сталях с различной исходной микроструктурой (крупнозернистой, мелкозернистой, деформированной). Механические испытания показали, что независимо от химического состава и исходной микроструктуры при растяжении образцов в упругой области деформирования с увеличением действующих внутренних напряжений σ напряженность магнитного поля рассеяния H_p уменьшает-

ся. При снижении внутренних напряжений σ (разгрузка) значения H_p возрастают (рис. 36–41). При упругом деформировании образцов сжатием наблюдается обратная картина (см. рис. 34).

Рассмотрим результаты испытаний образцов в пластической области деформирования. При растяжении образцов в пластической области наблюдается следующее: с увеличением внутренних напряжений напряженность магнитного поля рассеяния H_p возрастает.

На рис. 36 приведены типичные зависимости H_p от внутренних напряжений при растяжении образцов с крупнозернистой структурой, полученной в результате высокотемпературного отжига (поставка + отжиг при 1050 °С). Видно, что у всех исследуемых сталей после падения значений H_p до минимальных начинается их подъем в области пластического деформирования. При этом на возрастающей ветви кривой $H_p(\sigma)$ можно различить три характерных стадии. На первой стадии наблюдается медленный подъем значений $H_p(\sigma)$, на второй – более крутой, и на третьей стадии – замедление роста $H_p(\sigma)$, что наиболее заметно на рис. 36, б. При разгрузке образцов возникает магнитный гистерезис, при этом конечные значения напряженности магнитного поля не совпадают с исходными.

Испытание образцов с более мелкозернистой структурой (поставка + отжиг при 900 °С) несколько изменяет зависимость $H_p(\sigma)$, как в упругой, так и в пластической областях. Так, для всех сталей в процессе нагружения минимум значений напряженности H_p смещается в сторону больших внутренних напряжений (рис. 37). При этом, как и в предыдущем случае, на возрастающих ветвях кривых $H_p(\sigma)$ наблюдаются 3 стадии изменения магнитного параметра H_p от действующих внутренних напряжений σ . Следует отметить, что при снятии нагрузки в начальной стадии наблюдается большее запаздывание значений напряженности, чем для более крупнозернистых образцов, полученных после отжига при 1050 °С. В этом случае конечные значения H_p не совпадают с исходными.

Растяжение образцов с еще более мелкозернистой структурой (состояние поставки) отмечается еще большим сдвигом минимальных значений H_p в сторону более высоких внутренних напряжений σ и более выраженным магнитным гистерезисом H_p при разгрузке образцов в пластической области (рис. 38), что наиболее четко проявляется на низколегированной стали 10ХСНД.

На рис. 39 приведены типичные зависимости напряженности магнитного поля H_p от внутренних напряжений σ для сталей 08пс в состоянии прокатки на $\varepsilon = 50\%$ + рекристаллизационный отжиг (рис. 39, а) и 10ХСНД в состоянии поставки + ТЦО (рис. 39, б), характерные и для стали 09Г2С. Наличие мелкозернистой структуры, полученной в процессе термоциклической обработки и рекристаллизационного отжига, приводит к смещению минимальных значений H_p при растяжении к еще большим значениям внутренних напряжений, при этом значения H_p при разгрузке сохраняют постоянные значения почти вплоть до полного разгрузки, при сохранении стадийности изменения $H_p(\sigma)$ за пределом

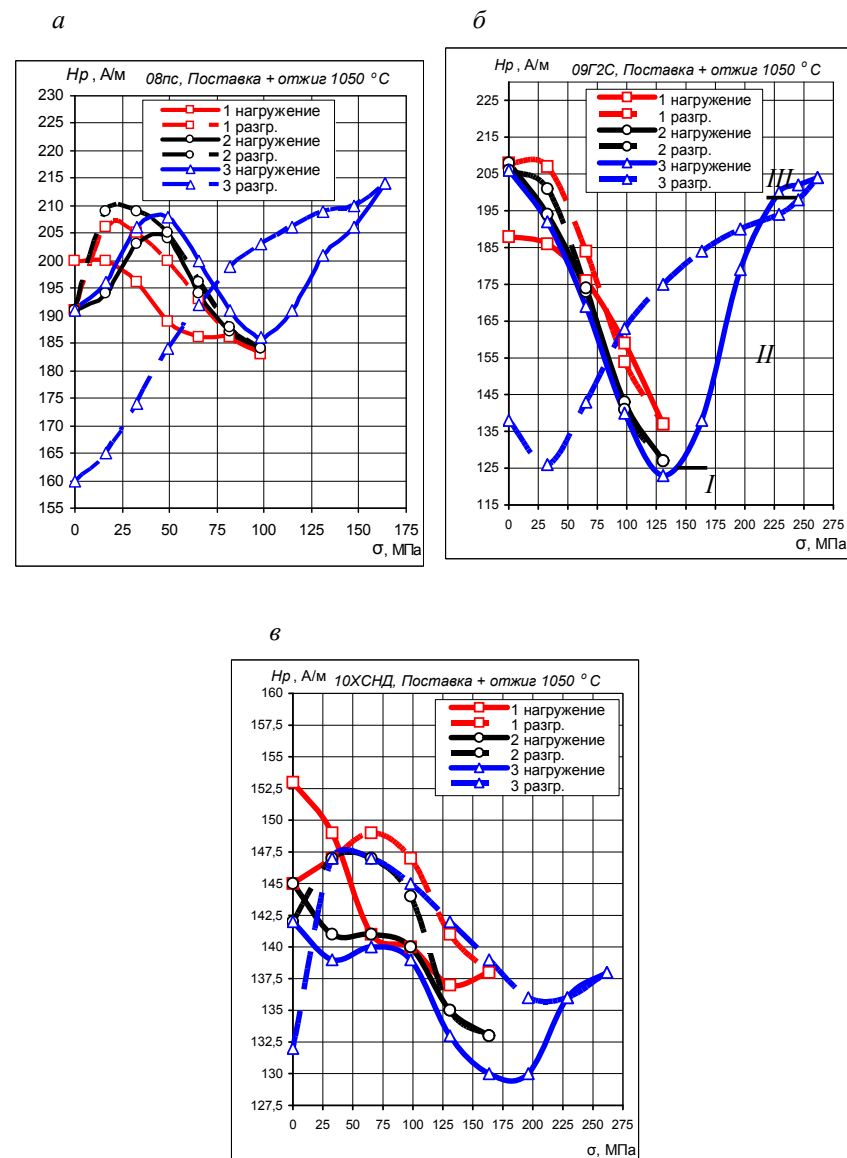
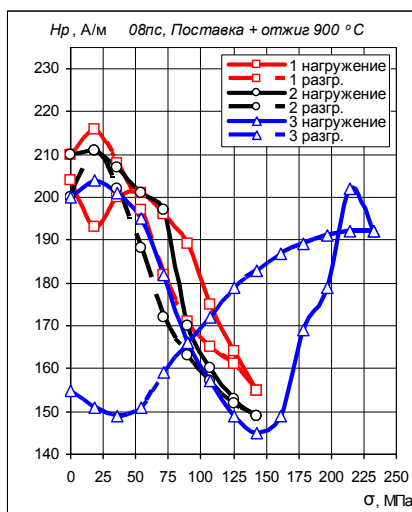
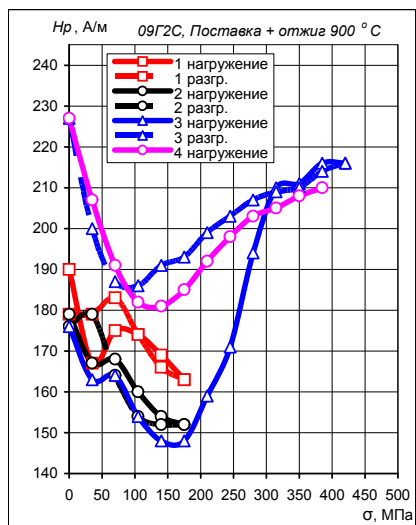


Рис. 36. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставка + отжиг при 1050 °С: а – 08пс, б – 09Г2С, в – 10ХСНД

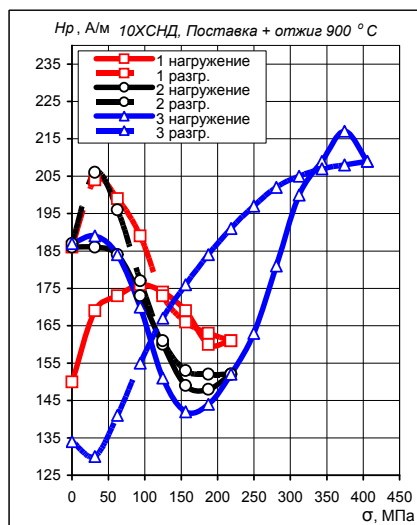
а



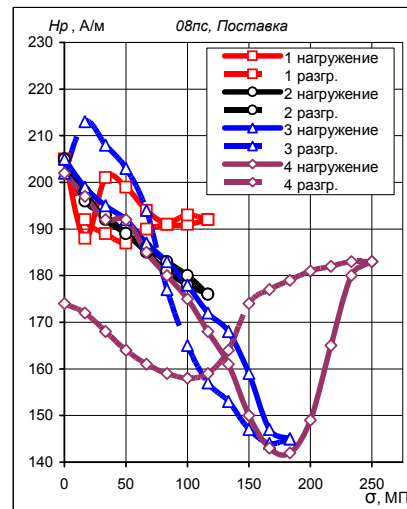
б



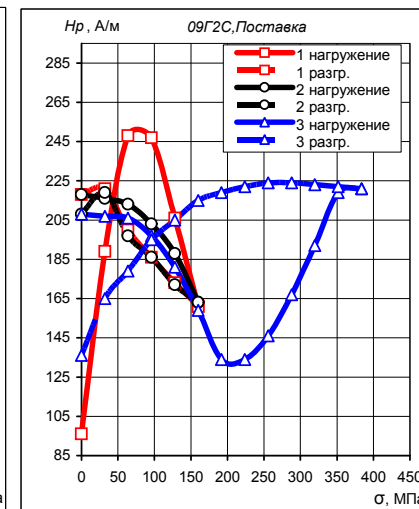
в



а



б



в

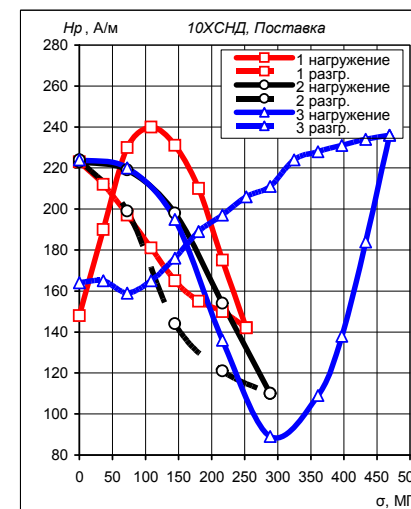
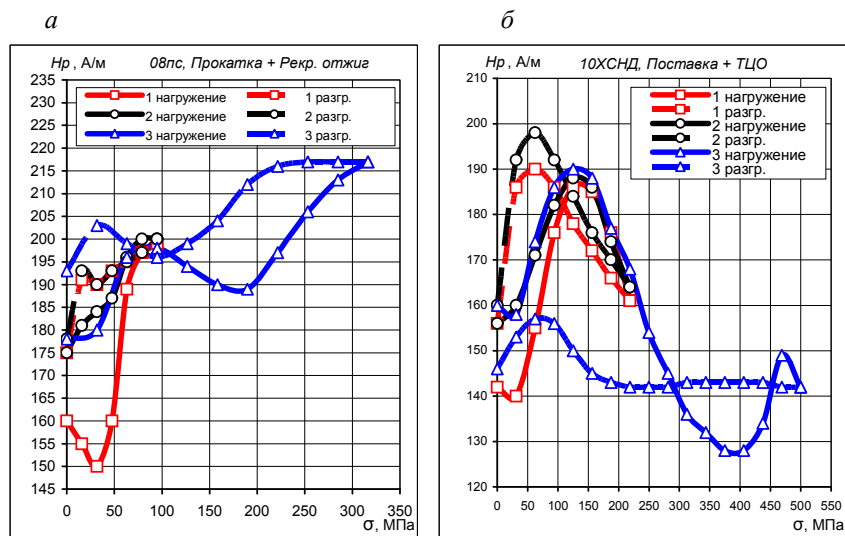


Рис. 37. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставка + отжиг при 900 °С:
а – 08пс, б – 09Г2С, в – 10ХСНД

Рис. 38. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставки:
а – 08пс, б – 09Г2С, в – 10ХСНД

упругости. Следует отметить резкое смещение минимальных значений H_p у стали 10ХСНД (см. рис. 39, б) в сторону более высоких внутренних напряжений, что в значительной степени обусловлено наиболее мелкозернистой структурой, полученной в процессе ТЦО, по сравнению с другими сталями.



ис. 39. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от напряжений растяжения для образцов из сталей 08пс в состоянии прокатки на $\epsilon = 50\%$ + рекристаллизационный отжиг (а) и 10ХСНД в состоянии поставка + ТЦО (б)

При разгрузке величина магнитного параметра H_p практически не меняется вплоть до достижения внутренними напряжениями величин порядка 150...200 МПа. При полном снятии внешней нагрузки конечные значения напряженности магнитного поля рассеяния H_p не совпадают с исходными. Аналогичная зависимость $H_p(\sigma)$ наблюдается и для сталей, прошедших предварительную холодную пластическую деформацию на степень деформации $\epsilon = 50\%$ (рис. 40).

Видно, что и в этом случае наблюдается трехстадийная зависимость роста значений H_p от действующих внутренних напряжений σ , а минимум H_p смещен в область более высоких внутренних напряжений; при разгрузке значения H_p сохраняются.

Таким образом, видно, что с уменьшением размера зерен для всех исследуемых сталей при одноосном растяжении происходит смещение минимальных значений H_p в область более высоких внутренних напряжений, которые при наличии мелкозернистой структуры возрастают. При разгрузке магнитный гистерезис при уменьшении размера зерен принимает все большие значения, и при наличии

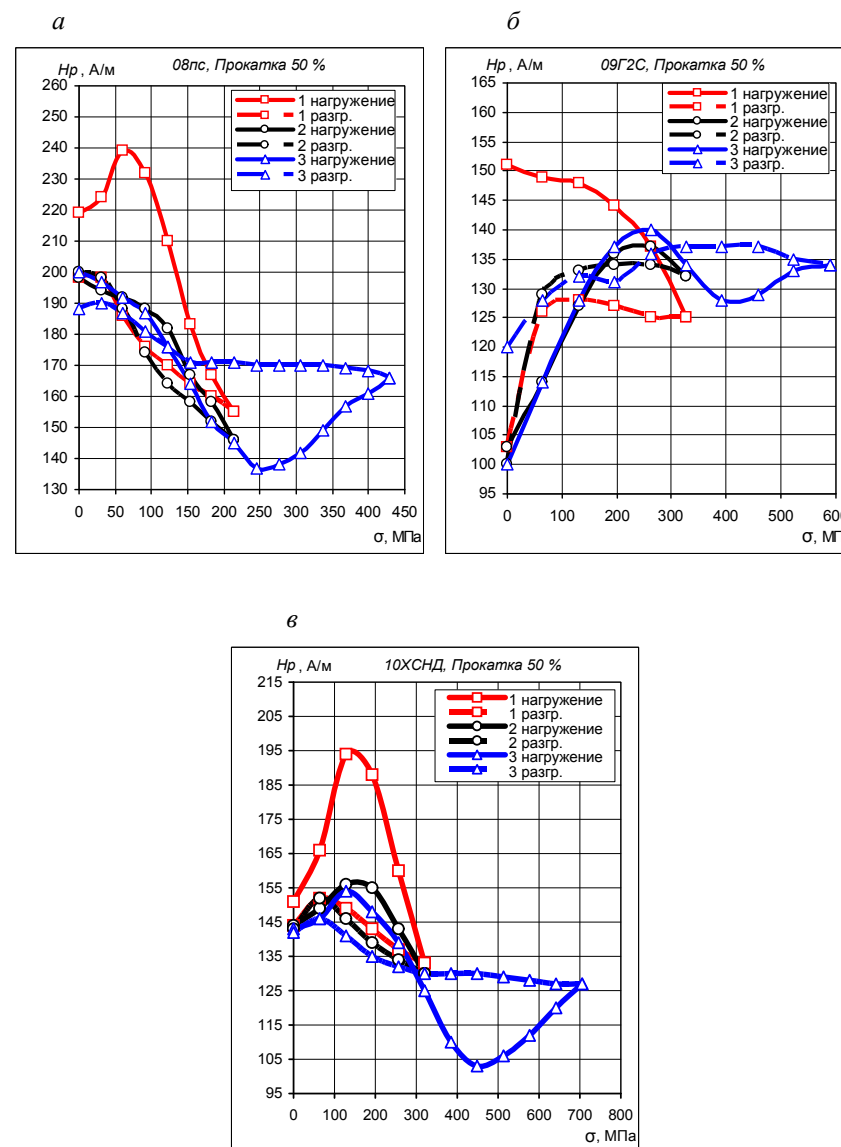


Рис. 40. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставка + прокатка на $\epsilon = 50\%$: а – 08пс, б – 09Г2С, в – 10ХСНД

исходной мелкозернистой структуры, а также после холодной пластической деформации значения H_p при разгрузке остаются практически постоянными.

Следует отметить, что изменение вида петли магнитного гистерезиса значительно зависит от вида предшествующей обработки: у образцов, прошедших отжиг при 1050 °С, снижение значений H_p начинается сразу же после снятия нагрузки, тогда как у образцов с мелкозернистой структурой или после холодной пластической деформации значения H_p остаются на прежнем уровне. Аналогичная зависимость изменения петли магнитного гистерезиса при намагничивании ферромагнетика в сильных магнитных полях наблюдается после отжига и наклепа (рис. 41) [57], что свидетельствует об идентичности процессов намагничивания ферромагнетиков как в сильных магнитных полях, так и в слабом магнитном поле Земли (при изменении внутренних напряжений).

В работе было важно оценить влияние внутренних напряжений при упруго-пластическом деформировании в ослабленном (рис. 42, б) и в неослабленном (рис. 42, а) сечениях образца при одной и той же приложенной внешней нагрузке на изменение напряженности магнитного поля рассеяния H_p при условии одинаковых начальных значений H_p . Видно, что в ослабленном сечении изменение H_p более значительно. В этом случае ослабленному сечению соответствуют и большие внутренние напряжения.

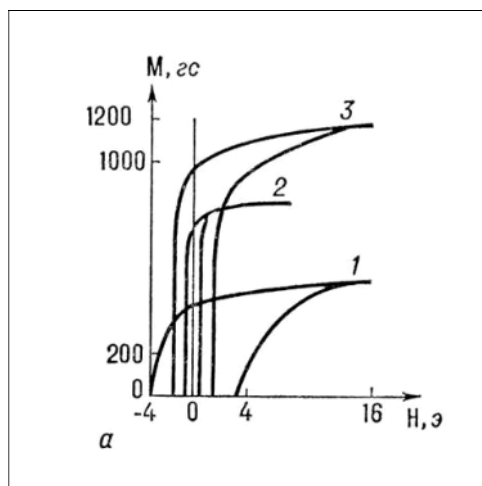


Рис. 41. Влияние вида обработки на форму петли магнитного гистерезиса:
1 – после наклепа, 2 – после отжига,
3 – кривая мягкого железа (для сравнения)

Таким образом, установленная связь между магнитным параметром H_p и внутренними напряжениями σ при деформировании малоуглеродистых и низколегированных сталей показывает, что при упругом деформировании растяже-

нием с увеличением σ выше некоторой величины значения H_p уменьшаются, при деформации в пластической области – увеличиваются. При этом минимум значений H_p с уменьшением размера зерен смещается в сторону более высоких напряжений.

При дальнейшем увеличении внутренних напряжений у всех исследуемых сталей, независимо от химического состава и исходной микроструктуры (крупнозернистая, мелкозернистая, после холодной пластической деформации), наблюдается трехстадийный рост ветви кривых значений магнитного параметра H_p : на первой стадии небольшой рост значений H_p , на второй стадии – резкий подъем H_p , что соответствует крутому участку намагничивания, и на третьей стадии – замедление роста H_p .

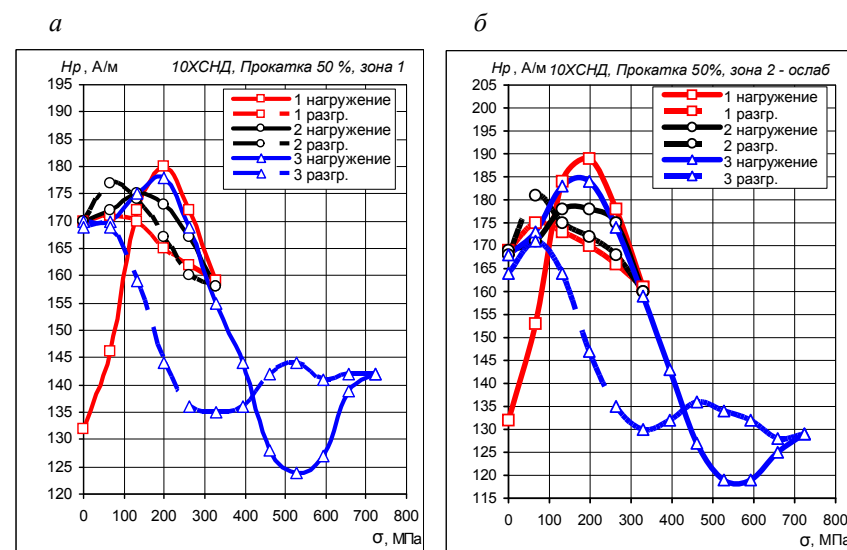


Рис. 42. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения при пластическом деформировании образцов из стали 10XСНД, подвергнутых предварительной прокатке на $\epsilon = 50\%$, с неослабленным – зона 1 (а) и ослабленным – зона 2 (б) сечениями

При снижении внутренних напряжений (разгрузка) происходит запаздывание изменения магнитного параметра H_p , вследствие чего образуется петля магнитного гистерезиса. При этом с уменьшением исходного размера зерен стали происходит все большее запаздывание значений H_p , и для самой мелкозернистой структуры, полученной после ТЦО (наиболее мелкозернистая структура) и рекристаллизационного отжига, это запаздывание наблюдается почти до полного разгрузки образцов. Аналогичная картина наблюдается и при разгрузке образ-

цов, прошедших предварительную холодную пластическую деформацию, что свидетельствует о необратимом намагничивании образцов в слабом магнитном поле Земли.

Закономерности $H_p(\sigma)$, полученные на малоуглеродистых и низколегированных сталях при упруго-пластическом нагружении и разгрузении, могут быть распространены и на другие стали, близкие к ним по составу и свойствам.

Заключение

В настоящее время для оценки структурного состояния и косвенного измерения напряжений в изделиях из ферромагнитных материалов широко применяются магнитные методы контроля на основе взаимосвязи магнитных и механических характеристик со структурными параметрами. Однако проблема магнитного контроля осложняется тем, что зачастую при диагностике технического состояния МК остается неизвестным структурное состояние металла, химический состав и магнитная предыстория элементов конструкций.

Кроме того, разрушению сварных МК обычно предшествует пластическая деформация, поэтому нахождение зон, где имела или имеет место пластическая деформация, представляет важную научную и практическую задачу, что требует проведения экспериментальных исследований на конструкционных сталях.

Учитывая это, проведение исследовательских работ, посвященных выявлению взаимосвязи между структурными, магнитными и механическими характеристиками в процессе деформационного, деформационно-термического и термического воздействий, позволяющих осуществлять неразрушающий контроль структурного состояния и механических свойств металла на отдельных этапах изготовления и эксплуатации металлических конструкций, является весьма актуальным.

Библиографический список

1. *ГОСТ 27751–88*. Надежность строительных конструкций и оснований. Основные положения по расчету. [Текст]. – Введ. 1988–07–01. – М.: Изд-во стандартов, 1988. – 7 с.
2. *Дмитрюк, Г. Н.* Надежность механических систем [Текст] / Г. Н. Дмитрюк, И. Б. Пястик. – М.: Машиностроение, 1966. – 182 с.
3. *ГОСТ 27.002–89*. Надежность в технике. Основные понятия. Термины и определения. [Текст]. – Введ. 1990–07–01. – М.: Изд-во стандартов, 1989. – 39 с.
4. *Иванов, Е. А.* Аттестация – критерий технологической дисциплины НК на опасных производственных объектах [Текст] / Е. А. Иванов, В. С. Котельников, Н. А. Хапонен, Н. Н. Коновалов, О. В. Покровская, В. П. Шевченко // В мире НК. – 2002. – № 3. – С. 8–10.
5. *Металлические конструкции* [Текст]: в 3 т. / под общей ред. В. В. Кузнецова [ЦНИИпроект-стальконструкция им. М. П. Мельникова]. – М.: Изд-во АСВ, 1998. – Т. 1: Общая часть. [Справочник проектировщика] / под ред. В. В. Кузнецова. – 2004. – 576 с.
6. *Шахназаров, С. С.* Оценка технического состояния и прогнозирование остаточного ресурса эксплуатируемых стальных стержневых конструкций [Текст]: автореф. дис. ... канд. техн. наук / С. С. Шахназаров. – Л., 1984. – 24 с.
7. *Винокуров, В. А.* Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности. [Текст] / В. А. Винокуров, С. А. Куркин, Г. А. Николаев. – М.: Машиностроение, 1996. – 576 с.
8. *Прочность* сварных соединений при переменных нагрузках. [Текст]: / Под ред. В. И. Труфякова. – Киев: Наукова думка, 1990. – 256 с.
9. *Большаков, В. Н.* Влияние механических напряжений на локальную остаточную намагниченность [Текст] / В. Н. Большаков, В. Г. Горбаш, Т. В. Оленович // Известия АН БССР. Серия физико-технических наук. – 1980. – № 1. – С. 109–112.
10. *Горкунов, Э. С.* Устойчивость остаточной намагниченности термически обработанных стальных изделий к действию упругих деформаций [Текст] / Э. С. Горкунов, В. Ф. Новиков, А. П. Ничипурук [и др.] // Дефектоскопия. – 1991. – № 2. – С. 68–76.
11. *Новиков, В. Ф.* Магнитоупругие свойства композиционных материалов, содержащих кабалыт [Текст] / В. Ф. Новиков, А. Е. Прожерин // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 1. – С. 202–205.
12. *Новиков, В. Ф.* Устойчивость остаточно-намагниченного состояния инструментальных сталей [Текст] / В. Ф. Новиков, Б. В. Федоров, В. А. Изосимов // Дефектоскопия. – 1995. – № 2. – С. 68–71.
13. *Новиков, В. Ф.* О магнитоупругом гистерезисе в сплавах железа с тербием [Текст] / В. Ф. Новиков, Е. В. Долгих // Физика металлов и металловедение. – 1980. – Т. 49. – Вып. 2. – С. 292–295.
14. *ГОСТ 1497–84*. Металлы. Методы испытаний на растяжение.
15. *ГОСТ 24450–80*. Контроль неразрушающий магнитный. Термины и определения. [Текст]. – Введ. 1982–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 13 с.
16. *ГОСТ 21104–75*. Контроль неразрушающий. Феррозондовый метод. [Текст]. – Введ. 1976–07–01. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 12 с.
17. *Дубов, А. А.* Диагностика котельных труб с использованием магнитной памяти металла [Текст] / А. А. Дубов – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 111 с.
18. *Дубов, А. А.* Исследование свойств металла с использованием метода магнитной памяти [Текст] / А. А. Дубов // Горный вестник. – 1998. – №4. – С. 135.

Библиографический список

19. *Новиков, В. Ф.* О магнитоупругом гистерезисе в сплавах железа с тербием [Текст] / В. Ф. Новиков, Е. В. Долгих // Физика металлов и металловедение. – 1980. – Т. 49. Вып. 2. – С. 292–295.
20. *Новиков, В. Ф.* О новом виде памяти к механическим напряжениям [Текст] / В. Ф. Новиков, Е. В. Долгих, А. М. Конопелько // Проблемы освоения нефтегазовых ресурсов Западной Сибири. – 1979. – С. 38.
21. *Chaudhari, P.* Science and Technology / P. Chaudhari. – 1968, p. 81, P. 42–44, 46–49.
22. *Сверхмелкое зерно* в металлах [Текст] / пер. с англ. В. В. Романеева и А. А. Григорьяна // под ред. Л. К. Гордиенко. – М.: Металлургия, 1973. – 384 с.
23. *Morrison, W. B.* Trans. ASM. [Text] / W. B. Morrison. – 1968. – P. 423. – P61.
24. *Федюкин, В. К.* Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. [Текст] / В. К. Федюкин, М. Е. Смагоринский. – Л.: [Машиностроение], 1989. – 255 с.
25. *Бернштейн, В. А.* Структура и механические свойства металлов. [Текст] / М. А. Бернштейн, В. А. Займовский – М.: Металлургия, 1970, – 472 с.
26. *Портер, Л. Ф.* Регулирование размера зерна термоциклированием. В кн. «Сверхмелкое зерно в металлах». [Текст] / Л. Ф. Портер, Д. С. Добковски. Пер. с англ. В. В. Романеева и А. А. Григорьяна. Под ред Л. К. Гордиенко. – М.: [Металлургия]. 1973. – С. 135–163.
27. *Попов, А. А.* Фазовые превращения в металлических сплавах [Текст] / А. А. Попов. – М.: Металлургия, 1963. – 311 с.
28. *Штейнберг, С. С.* Металловедение [Текст] / С. С. Штейнберг – М.: Машиностроение, 1961. – 450 с.
29. *Гриднев, В. Н.* Физические основы электротермического упрочнения стали. [Текст] / В. Н. Гриднев, Ю. А. Мешков, С. П. Ошкадеров [и др.] – Киев: Наукова думка, 1973. – 336 с.
30. *Федюкин, В. К.* Термоциклическая обработка сталей и чугунов [Текст] / В. К. Федюкин; ЛГУ – Л.: 1977. – 143 с.
31. *Салтыков, А. А.* Стереометрическая металлография [Текст] / А. А. Салтыков – М.: Металлургия, 1970. – 221 с.
32. *Гордиенко, В. Е.* Техническое диагностирование строительных конструкций. Методы контроля качества. [Текст] / В. Е. Гордиенко; СПбГАСУ. – СПб., 2004. – 144 с.
33. *Матюк, В. Ф.* Использование аномальной зависимости градиента нормальной составляющей поля остаточной намагниченности для контроля механических свойств изделий с защитными неметаллическими покрытиями [Текст] / В. Ф. Матюк // Дефектоскопия. – 1996. – № 3. – С. 30–36.
34. *Новиков, И. И.* Теория термической обработки металлов [Текст] / И. И. Новиков – М.: [Металлургия], 1978. – 392 с.
35. *Самоходский, А. И.* Металловедение. [Текст] / А. И. Самоходский, М. Н. Кунявский, Т. М. Кунявская [и др.]. – М.: [Металлургия], 1990. – 416 с.
36. *Иванцов, И. Г.* Влияние !-превращения на дислокационную структуру чистого железа. [Текст] / И. Г. Иванцов, А. М. Блинкин // Материалы совещания по вопросам получения и исследования свойств чистых металлов. – Харьков, 1977. – С. 84–85.
37. *Гарбер, Р. И.* Некоторые особенности внутреннего трения при !-превращении железа [Текст] / Р. И. Гарбер, Ж. Ф. Харитонов // Физика металлов и металловедение. – 1968. – Т. 26. – № 5. – С. 888–893.
38. *Савицкий, Е. М.* Влияние термоциклической обработки на тонкую структуру и свойства монокристаллов молибдена. Монокристаллы тугоплавких и редких металлов. [Текст] / Е. М. Савицкий, С. Т. Бурханов, Т. В. Тетюева [и др.]. – М., 1971. – С. 119–124.
39. *Гарбер, Р. И.* Изменение дислокационного строения и скорости рекристаллизации при многократном !-превращении циркония [Текст] / Р. И. Гарбер, Ж. Ф. Харитонova, В. М. Ажажа [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1971. – Т. 31. – № 3. – С. 578–583.

40. *Савицкий, Е. М.* Эффекты термоциклирования монокристаллов сплавов вольфрама и молибдена. [Текст] / Е. М. Савицкий, Т. С. Бурханов, Т. В. Тетюева [и др.] // Докл. АН СССР, 1971. – Т. 198. – № 2. – С. 373–376.
41. *Yamashita, T.* Transmission electron microscopic observation of dislocation resulting from allotropic transformation of pure iron. [Text] / T. Yamashita, Y. Taneda // Journ. of the physical society Jap. –1962. – Vol. 17. – P. 527–531.
42. *Юшкевич, П. М.* Влияние многократной закалки на текстуру и механические свойства низкоуглеродистой стали [Текст] / П. М. Юшкевич, М. А. Криштал, С. Н. Верховский [и др.] // Специальные стали и сплавы.– М., 1975. – № 4. – С 41–44.
43. *Маслакова, Т. М.* Влияние термоциклирования (!) на свойства мартенситностареющей стали [Текст] / Т. М. Маслакова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1978. – № 12. – С. 23–27.
44. *Speich, G. R.* [Text] / G. R. Speich, A. Szirmae // Trans. Met. Soc. AIME. –1983. – P. 1063 – P. 245.
45. *Дьяченко, С. С.* Особенности влияния холодной деформации и ТЦО на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей. Термоцикл. обраб. метал. изделий. [Текст] / С. С. Дьяченко, Е. А. Кузьменко, А. И. Поляничка. – Л., 1982. – С. 18–19.
46. *Бокштейн, С. З.* Диффузия и структура металлов [Текст] / С. З. Бокштейн; – М.: [Металлургия], 1973. – 206 с.
47. *Гордиенко В. Е.* Техническое диагностирование строительных конструкций. Средства контроля качества. [Текст] / В. Е. Гордиенко; – СПб.: СПбГАСУ, 2004. – 92 с.
48. *Дубов, А. А.* Метод магнитной памяти (ММП) металла и приборы контроля. [Текст]: учеб. пособ. / А. А. Дубов, Ал. А. Дубов, С. М. Колокольников. – М.: [Изд-во ЗАО «Тиссо»], 2003. – 320 с.
49. *Тикадзуми, С.* Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения [Текст] / С. Тикадзуми. – М.: [Мир], 1987. – 420 с.
50. *Бахарев, М. С.* Разработка методов и средств измерения механических напряжений на основе необратимых и квазиобратимых магнитоупругих явлений [Текст]: автореф. дисс. ... д-р техн. наук / Бахарев М. С. – Тюмень, 2004. – 45 с.
51. *Кулеев, В. Г.* Механизмы влияния внутренних и внешних напряжений на коэрцитивную силу ферромагнитных сталей [Текст] / В. Г. Кулеев, Э. С. Горкунов // Дефектоскопия.– 1997. – № 11. – С. 3–18.
52. *Малов, Е. А.* Методические указания по определению остаточного ресурса потенциально опасных объектов, подконтрольных Госгортехнадзору России [Текст] / Е. А. Малов, Н. Н. Карнаух, В. С. Котельников [и др.] // Безопасность труда в промышленности. – 1996. – № 3. – С. 45–51.
53. *Гордиенко, В. Е.* Влияние холодной пластической деформации на структуру и магнитные свойства строительных сталей [Текст] / В. Е. Гордиенко// Контроль. Диагностика. – 2006. – № 9. – С. 33–36.
54. *Гордиенко, В. Е.* Влияние температуры нагрева на структуру и магнитные свойства малоуглеродистых и низколегированных сталей при рекристаллизационном отжиге [Текст] / В. Е. Гордиенко, Н. В. Овчинников, А. О. Бакшеев // Промышленное и гражданское строительство. – 2006. – № 10. – С. 42–43.
55. *Гордиенко, В. Е.* Изменение структуры и магнитных свойств малоуглеродистых и низколегированных сталей в процессе термоциклической обработки [Текст] / В. Е. Гордиенко, Н. В. Овчинников, А. О. Бакшеев // Контроль. Диагностика. – 2007. – № 3. – С. 59–63.
56. *Гордиенко, В. Е.* Структурные изменения в строительных сталях при термическом воздействии [Текст] / В. Е. Гордиенко, Н. В. Овчинников, А. О. Бакшеев// Строительные материалы. – 2007. – № 1. – С. 66–68.
57. *Вонсовский, С. В.* Магнетизм [Текст] / С. В. Вонсовский – М.: [Наука], 1971. – 1032 с.

Научное издание

Гордиенко Валерий Евгеньевич

**ПАССИВНЫЙ ФЕРРОЗОНДОВЫЙ КОНТРОЛЬ
СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ
В ЭЛЕМЕНТАХ СВАРНЫХ МК**

Печатается в авторской редакции

Компьютерная верстка И. А. Яблоковой

Подписано к печати 16.06.10. Формат 60×84 1/16. Бум. офсетная.

Усл. печ. л. 4,8. Тираж 500 экз. Заказ 55. «С» 42.

Санкт-Петербургский государственный архитектурно-строительный университет.
190005, Санкт-Петербург, 2-я Красноармейская ул., 4.

Отпечатано на ризографе. 190005, Санкт-Петербург, 2-я Красноармейская ул., 5.

ДЛЯ ЗАПИСЕЙ