

# ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭНЕРГООБЛОКАХ НА АЭС

*В.М. Ажажа\*\**, *В.А. Десненко\**, *Л.С. Ожигов\*\**, *Ж.С. Ажажа\*\**, *И.В. Свечкарев\**,  
*А.В. Федорченко\**

*\*ФТИНТ НАН Украины, Харьков, Украина;*

*\*\*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ,  
Харьков, Украина*

С применением СКВИД-магнитометра для аустенитных сталей проведено исследование влияния на магнитные свойства металла после длительной эксплуатации на энергоблоках АЭС. Полученные результаты свидетельствуют о высокой чувствительности магнитного метода при анализе структурного состояния материалов и указывают на перспективность его использования в диагностике слабомагнитных сталей.

## ВВЕДЕНИЕ

Ядерная энергетика предъявляет повышенные требования к применяемым в реакторах конструкционным материалам, технологии их производства и контролю работоспособности. При выборе материалов для использования в ядерной энергетике важно определить надежные критерии и методики, позволяющие оценить степень повреждаемости материалов в жестких условиях длительной эксплуатации реактора. Такие критерии могут быть получены лишь на основе систематических исследований различных свойств материалов в процессе их эксплуатации в реакторе.

Целью работы является использование методов магнитного анализа для изучения эволюции структуры в слабомагнитных конструкционных материалах (аустенитных сталях) под влиянием разнообразных факторов: облучения, температуры, механических напряжений, коррозионных процессов, имеющих место при эксплуатации атомных реакторов. Суть исследования состоит в установлении корреляции между структурной эволюцией и изменениями магнитных свойств материалов при их повреждении. На основе полученной информации можно оперативно проводить для конкретного материала с применением, например, микрообразцов, магнитный экспресс-анализ и достоверно указывать степень его структурного повреждения, что особенно важно на начальных стадиях разрушения конструкционных материалов для предотвращения аварийных ситуаций.

Анализ дефектов в слабомагнитных изделиях (теплообменных трубах, оболочках твэлов) с помощью магнитных методов, использующих связь кристаллической структуры с коэрцитивной силой или остаточной индукцией, затруднен ввиду низкой чувствительности таких приборов. Поэтому для изучения магнетизма при эволюции структуры в серии из шести аустенитных сталей 08X18H12T, 08X18H10T, 12X18H10T, 0X18H9T+0,25Y, 0X16H15M3B и 0X16H11M3+0,12Sc применен более чувствительный прибор - СКВИД магнитометр.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ И ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Деформирование образцов сталей до разрушения производилось в режиме активного растяжения на машине для механических испытаний INSTRON-5581, облучение – на ускорителе электронов ХФТИ.

Для магнитных измерений были изготовлены из материала сталей с помощью электроискрового станка образцы в виде прямоугольных параллелепипедов с линейными размерами до 3 мм. Для исключения загрязнений после изготовления образцы были протравлены в слабом растворе азотной кислоты.

Измерения магнитной восприимчивости  $\chi$  и намагниченности  $M$  образцов сталей выполнены на СКВИД-магнитометре в магнитном поле  $H$  до 40 кЭ при температурах  $T = 4,2...300$  К с разрешением по магнитному моменту порядка  $2 \cdot 10^{-7}$  эме. Благодаря высокой чувствительности магнитометра удалось при необходимости свести к минимуму размеры образцов и, тем самым, увеличить относительную долю дефектной области в объеме исследуемого образца.

### 1. Влияние деформации

Структурные изменения в конструкционных материалах при эксплуатации, происходящие в результате локальных деформаций в сложно-напряженных объемах, могут оказать определяющее влияние на их механические свойства, значит, и на ресурс работоспособности изделий. Поэтому представляется важным исследование влияния на магнитные свойства дефектов структуры, сформировавшихся при деформации до разрушения в образцах аустенитных сталей. Сталь 08X18H12T относится к классу слабомагнитных нержавеющей сталей с аустенитной структурой и применяется для изготовления, в частности, главного циркуляционного трубопровода АЭС с реакторами ВВЭР-440. Образцы исследуемой стали были вырезаны с главного циркуляционного трубопровода энергоблока №1 Ровенской АЭС после 150 тыс. ч эксплуатации. Исследования

магнитной восприимчивости  $\chi$  от температуры  $T$  были выполнены на образцах из недеформированного (исходного) и деформированного материалов трубы до разрушения растяжением и изгибом при 300 К. На рис. 1 приведена соответствующая зависимость  $\chi(T)$ , где наблюдается особенно резкий излом кривой в области около 50 К для исходного образца.

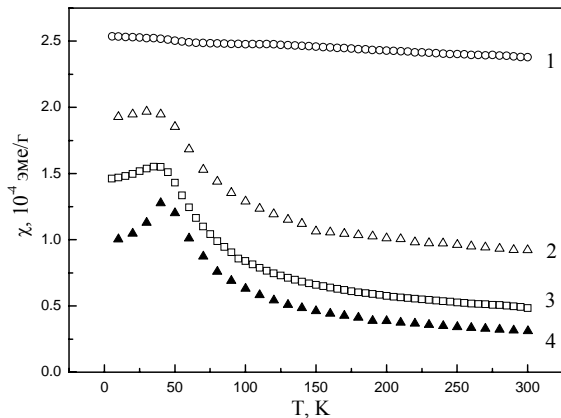


Рис. 1. Температурные зависимости магнитной восприимчивости для различных образцов стали 08X18H12T:

1, 2 – продеформированные до разрушения в режиме растяжения при 20 °С; 3 – разрушенный в процессе изгиба при 20 °С; 4 – исходный

Такое немонотонное поведение  $\chi$  характерно для аустенитных нержавеющей сталей подобного состава и обусловлено антиферромагнитным превращением в суперпарамагнитной матрице. Известно, что хромоникелевые стали на основе  $\gamma$ -железа представляют собой атомно-неупорядоченный твердый раствор с магнитными неоднородностями типа ферромагнитных кластеров или предвыделениями второй фазы (мартенсита) в антиферромагнитной матрице [1]. Ферромагнитные кластеры формируются посредством предпочтительного соседства атомов с положительным обменным взаимодействием (Ni-Ni, Ni-Fe) в области ближнего атомного порядка и определяют низкотемпературный магнетизм аустенитных сталей. Повышение величины магнитной восприимчивости для деформированных до разрушения образцов связано с появлением в областях с высоким уровнем внутренних напряжений зародышей ферромагнитной  $\alpha$ -фазы на базе преимущественно ферромагнитных кластеров. Видно, что при фиксированной температуре значения  $\chi$  для деформированных образцов превышают таковые для исходных в разы. Разброс значений  $\chi$  для деформированных образцов вызван, очевидно, неоднородностью деформации в исследуемых объемах образцов или разной интенсивностью фазового превращения. В табл. 1 приведены в качестве примера значения  $\chi$  при 300 К для четырех образцов, откуда следует, что отношение  $\chi/\chi_0$ , где  $\chi_0$  - магнитная восприимчивость исходного образца, составляет 1,6...7,9.

Таким образом, сравнительное изучение магнитной восприимчивости недеформированных и деформированных в разных режимах до разрушения образцов стали 08X18H12T указывает на существенное возрастание  $\chi$  (в разы) вследствие интенсификации мартенситного превращения на стадии предельной деформации. Этот факт можно использовать для выявления в структуре исследованной стали высоких уровней внутренних напряжений и деформаций с помощью магнитного метода с применением высокочувствительного магнитометра.

Таблица 1

Характерные значения магнитной восприимчивости образцов стали 08X18H12T при 300 К

Условия испытания образцов	$\chi$ , $\times 10^{-4}$ эме/ г	$\chi/\chi_0$
Исходный	$\chi_0 = 0,30$	-
Деформация растяжением до разрушения	2,37	7,9
	0,91	3
Деформация изгибом до разрушения	0,48	1,6

## 2. Влияние облучения

Исследовано влияние облучения высокоэнергетическими электронами на магнетизм аустенитных нержавеющей сталей 0X18H9T+0,25Y, 0X16H15M3B и 0X16H11M3+0,12Sc для последующего установления корреляции с изменениями их структурного состояния. Заготовки для образцов из фольги толщиной 0,35 мм были термообработаны для создания необходимой исходной структуры в сталях. Термообработка заключалась в нагреве заготовок до температуры 1050 °С, выдержке в течение 30 мин и быстром охлаждении до комнатной температуры. Для заготовок стали 0X18H9T+0,25Y дополнительно проведено старение при 800 °С в течение 1 ч. Затем из фольги были вырезаны с помощью электроискрового станка образцы для исследования размером 3x3 мм.

Часть образцов была облучена электронами с энергией 225 МэВ на ускорителе ХФТИ до флюенса  $10^{19}$  эл./см<sup>2</sup> (стали 0X18H9T+0,25Y и 0X16H15M3B) и до флюенса  $10^{21}$  эл./см<sup>2</sup> (сталь 0X16H11M3+0,12Sc) при температурах 100...130 °С. Зависимости намагниченности образцов сталей от температуры  $M(T)$ , измеренные в магнитном поле 50 Э, представлены на рис.2. На каждом рисунке приведены графики для исходного и облученного образцов. Зависимости  $M(T)$  для сталей немонотонны, за исключением стали 0X16H15M3B, и очень чувствительны к облучению образцов. Значения  $M$  при использованных дозах облучения изменяются в несколько раз, тогда как прочностные характеристики сталей - на 10...15% [2]. Причем, у сталей 0X18H9T+0,25Y и 0X16H11M3+0,13Sc намагниченность снижается после облучения, а у стали 0X16H15M3B, где величина  $M$  на два порядка

больше, – повышается. На существование в стали 0X16H15M3B микроскопических концентрационных неоднородностей ферромагнитного типа указывает нелинейная зависимость  $M(H)$  при 200 К, измеренная в полях до 30 кЭ.

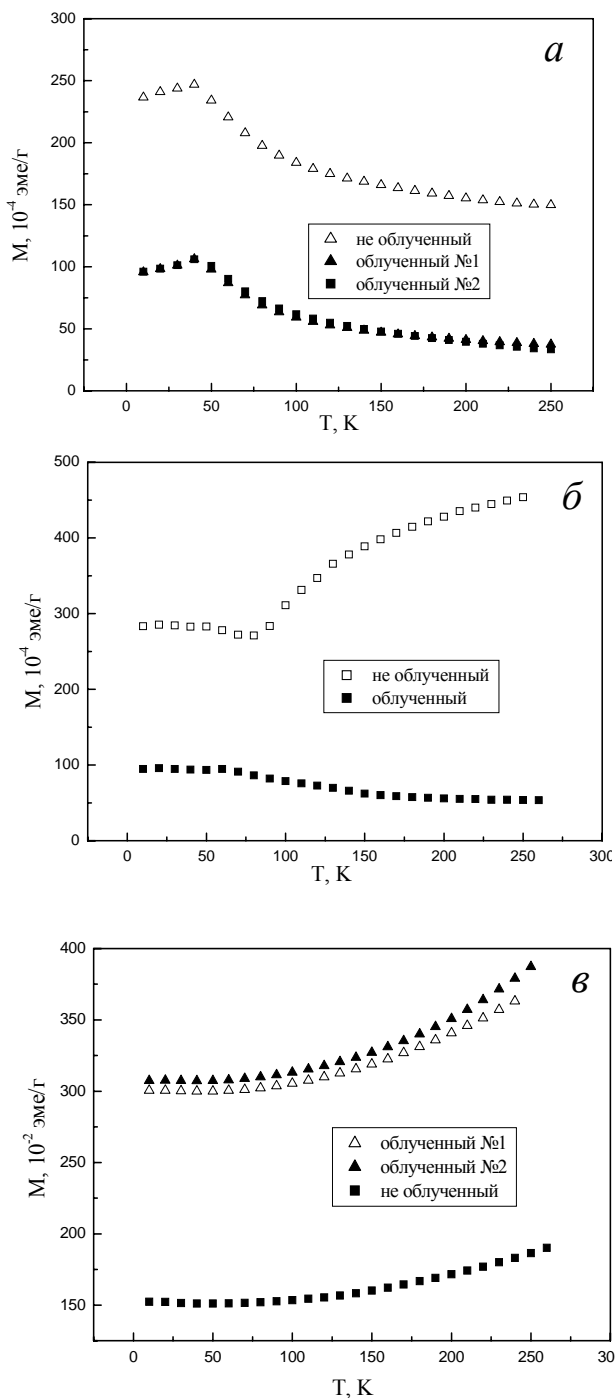


Рис.2. Температурные зависимости намагниченности образцов сталей 0X16H11M3+0,13Sc (а), 0X18H9T+0,25Y (б) и 0X16H15M3B (в) в магнитном поле 50 Э до и после облучения

Изменение магнитных свойств изученных сталей при облучении качественно описывается в рамках представлений о протекающих в твердом растворе радиационно-индуцированных неравновесных диффузионных процессах [3].

Из полученных результатов следует, что в сталях 0X18H9T+0,25Y и 0X16H11M3+0,13Sc (см. рис. 2, а, б) области ближнего атомного порядка, являющиеся основой ферромагнитных кластеров, разрушаются при облучении, о чем свидетельствует снижение намагниченности, и проявляется только антиферромагнетизм  $\gamma$ -железа с температурой Нееля  $\sim 40 \dots 50$  К. Напротив, в стали 0X16H15M3B (см. рис. 2, в) зародыши ферромагнитной фазы (предположительно  $\alpha$ -фазы) в процессе индуцированной облучением сегрегации увеличиваются в объеме и приводят к возрастанию намагниченности.

Итак, обнаружена более высокая чувствительность магнитных свойств по сравнению с механическими свойствами к изменениям структурного состояния слабомагнитных аустенитных сталей, подвергнутых облучению высокоэнергетическими электронами. Предположительно трансформация магнетизма в сталях при облучении связана с протекающими в них процессами радиационно-индуцированной сегрегации.

### 3. Влияние коррозии

Изучение коррозионных процессов при контакте материала теплообменных труб с теплоносителем является актуальной задачей в атомной энергетике. Согласно статистике в большинстве случаев выход из строя оборудования из нержавеющей сталей на АЭС происходит по причине коррозионных повреждений [4]. Для изготовления теплообменных труб парогенератора ВВЭР применяют трубы из аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T. Селективный характер взаимодействия компонент стали с теплоносителем может привести к структурно-фазовым превращениям в поверхностном слое и дефектам типа коррозионных трещин и язв, которые ухудшают механические свойства стали.

Для магнитных исследований был использован фрагмент теплообменной трубки парогенератора ВВЭР-1000 с видимыми признаками коррозии. Из фрагмента трубки диаметром 16 мм и толщиной стенки 1,5 мм вырезан сегмент шириной 10 мм и длиной 44 мм с наличием зон двух типов макроскопических дефектов (трещина и язва) и бездефектной зоной материала (рис. 3). Затем из указанных зон сегмента с помощью электроискрового станка были вырезаны 12 образцов в виде прямоугольных параллелепипедов с линейными размерами 1,5...2 мм для магнитных измерений (см. рис.3).

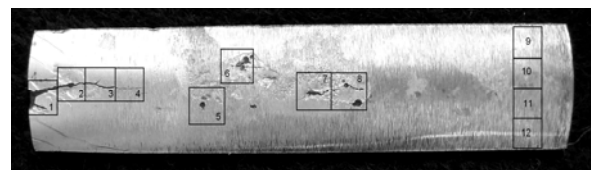


Рис.3. Сегмент дефектной трубки теплообменника из стали 12X18H10T с изображением зон, из которых вырезаны 12 образцов для магнитных исследований

Измеренные зависимости  $\chi(T)$  качественно схожи между собой, типичны для аустенитных сталей подобного состава (см. график 4 на рис.1) и отличаются только величиной  $\chi$ , которая принимает разные значения для образцов из различных дефектных зон.

Для определенности сравнивать будем значения магнитной восприимчивости при температуре 300 К с целью установления корреляции между величиной  $\chi$  и структурным состоянием зоны, из которой был извлечен образец. Как видно из табл. 2, образцы № 1-3, соответствующие зоне трещины, имеют самые большие значения  $\chi$ , которые превышают  $\chi$  образцов № 11, 12 бездефектных зон почти на порядок. Магнитная восприимчивость образцов № 5 и 8 из зон с язвами незначительно (на 40 %) больше значений  $\chi$  образцов бездефектной зоны.

Таблица 2  
Значения магнитной восприимчивости образцов стали 12X18H10T при 300 К

Номер образца	$\chi, 10^{-4}$ эме/г	m, мг
1	1,69	14,3
2	2,98	5,31
3	1,29	7,8
5	0,46	6,8
8	0,45	21,6
11	0,32	17,1
12	0,32	34,2

Для выяснения природы наблюдаемой коррозии сплава и причин отмеченных различий  $\chi$  был проведен электронно-зондовый микроанализ двух локальных областей образца № 8 с целью изучения распределения химических элементов. Размер анализируемой области составлял 1...5 мкм. Согласно данным микроанализа в окрестности язвы химический состав основных элементов в весовых процентах следующий: Fe-72,4; Cr-15,2; Ni-10,8; Ti-1,1 и практически соответствует составу сплава, за исключением тенденции к занижению концентрации хрома.

Однако химический состав стали коренным образом меняется в самой язве, где локально вместе с повышением концентрации углерода существенно возрастает концентрация хрома. Этот факт означает, что избыточное содержание углерода приводит к образованию карбидов хрома и обеднению окружающего твердого раствора (аустенита) хромом с концентрацией ниже 12 %, при которой уже не обеспечивается коррозионная стойкость стали [5].

По нашему мнению, при эксплуатации теплообменников в условиях агрессивной среды и неоднородных напряжений коррозионные дефекты в виде трещин и язв проявились в области карбидов хрома, возникших в трубе еще на стадии производства стали вследствие ликвации химического состава.

В указанных зонах с измененной концентрацией элементов и повышенным содержанием углерода возможно образование также дисперсных частиц карбида железа  $Fe_3C$  и выделений  $\alpha$ -фазы, ответственных за увеличение магнитной

восприимчивости коррозионных зон [5]. На ферромагнитный характер упорядочения в образце, извлеченном из зоны с язвами, указывает также нелинейная зависимость магнитного момента от напряженности магнитного поля. Очевидно, магнетизм исследуемого образца будет зависеть от концентрации в нем дисперсных выделений карбида железа и  $\alpha$ -фазы, которая, по-видимому, выше для образцов из зоны трещины, где в большем объеме произошло карбидообразование, по сравнению с язвами.

Итак, установлена корреляция между типом коррозионного дефекта и величиной магнитной восприимчивости образцов из тех зон, в которых локализованы дефекты. Показано, что коррозия в исследованном фрагменте трубки парогенератора в жестких условиях эксплуатации обусловлена имевшим место ввиду ликвации химического состава обеднением твердого раствора аустенита хромом, который в присутствии избыточной концентрации углерода образует карбиды хрома. Появление в этих областях также ферромагнитных карбидов железа и  $\alpha$ -фазы позволяет обнаруживать магнитными методами потенциально опасные участки в стали еще до возникновения коррозионных дефектов.

#### 4. Влияние сварки

В рамках изучения связи магнетизма со степенью дефектности в реакторных материалах были проведены металлографические и магнитные исследования фрагмента поврежденного трубопровода из аустенитной стали 08X18H10T с трещиной в области сварного шва. Из данных металлографического анализа следует, что в материале сварного шва, выполненного с характерной дендритной литой структурой, имеются следы межкристаллитной коррозии, а на самом фрагменте наблюдаются участки неметаллических включений типа карбонитридов (рис.4).

Для магнитных исследований были вырезаны с помощью электроискрового станка из окрестности сварного шва с трещиной 6 образцов в форме прямоугольных параллелепипедов со сторонами до 3 мм.

На рис. 5 показаны результаты исследований магнитной восприимчивости образцов стали. Как видно из графиков, эти зависимости существенно отличаются не только количественно, но и качественно. Такое многообразие поведения зависимостей  $\chi(T)$  для разных образцов стали может свидетельствовать о значительной структурной и химической неоднородностях материала шва и его окрестности, которые сказываются на магнитных свойствах. Кроме выявленных металлографических участков с межкристаллитной коррозией и карбонитридами в дисперсионно-твердеющих сталях с Ti возможно выделение также из пересыщенного аустенита дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы, представляющей собой метастабильное интерметаллическое соединение  $(Ni, Fe)_3 \times Ti$  [6].

В общем случае аустенитные стали при низких температурах обладают довольно сложной

магнитной структурой (см. выше). Известно, что их основное магнитное состояние представляет собой смесь областей ближнего ферро- и антиферромагнитного порядка, разделенных зонами разупорядоченных спинов [7]. Возможно, ожидать проявления в этих сталях и спинового стекла. Очевидно, в рамках выполняемой работы не представляется возможным детальное изучение магнитного состояния образцов стали, ограничимся предположениями о трансформировании магнетизма в образцах.

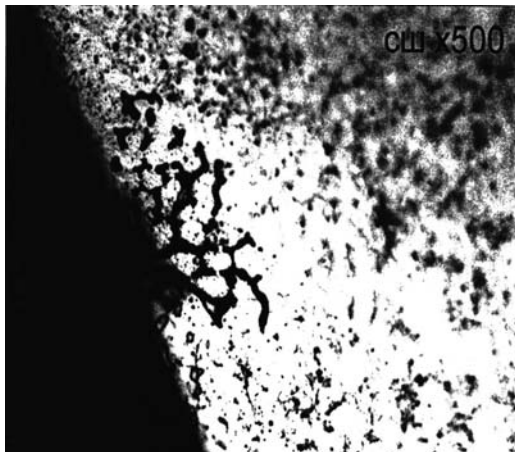
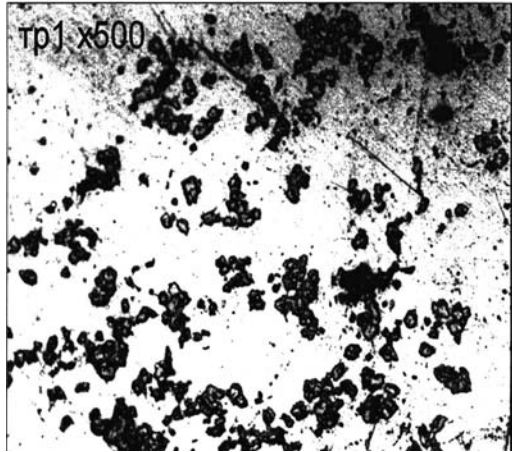


Рис. 4. Металлография участков трубки со следами неметаллических включений типа карбонитридов (сверху) и участка сварного шва со следами межкристаллитной коррозии (снизу)

В образцах № 1 и 2, взятых непосредственно из зоны трещины, в процессе сварки, очевидно, сильно нарушены химический состав и структура, типичные для аустенитного сплава. Судя по большой величине  $\chi$ , здесь возможно присутствие ферромагнитных кластеров, а также ферромагнитных карбидов и мартенсита, сформировавшегося в зоне высоких внутренних напряжений из-за возникших при сварке термических градиентов.

Вместе с тем, снижение восприимчивости образцов по мере охлаждения может также указывать на разрушение бесконечного ферромагнитного кластера, образовавшегося, по-видимому, при  $T > 300$  К, и переход системы в

состояние спинового стекла [8]. При  $T < 60$  К тенденция к снижению  $\chi$  прерывается процессом формирования антиферромагнитного порядка, характерным для аустенитной матрицы ( $\gamma$ -фазы). Качественно похожие зависимости  $\chi(T)$ , но с гораздо меньшими значениями  $\chi$  можно наблюдать и для образцов № 3 и 4, расположенных рядом со швом (рис.6).

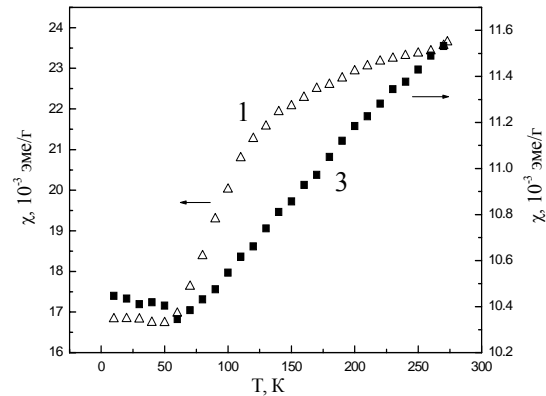


Рис. 5. Температурная зависимость магнитной восприимчивости образцов № 1 и 3 стали 08X18H10T, извлеченных из зоны сварного шва

Для образцов № 5 и 6, отстоящих от зоны шва на расстоянии примерно 8 мм, зависимости  $\chi(T)$  качественно больше схожи на магнитное поведение аустенитной матрицы (ср. с рис. 1). Вместе с тем, полученные значения  $\chi$  более чем на порядок превышают характерные значения  $\chi(T)$  для  $\gamma$ -фазы. Можно предполагать, что увеличение восприимчивости образцов может быть обусловлено присутствием в  $\gamma$ -фазе дисперсных выделений мартенсита или частиц  $\gamma$ -фазы. В табл. 3 приведены значения магнитной восприимчивости образцов при температуре 273 К.

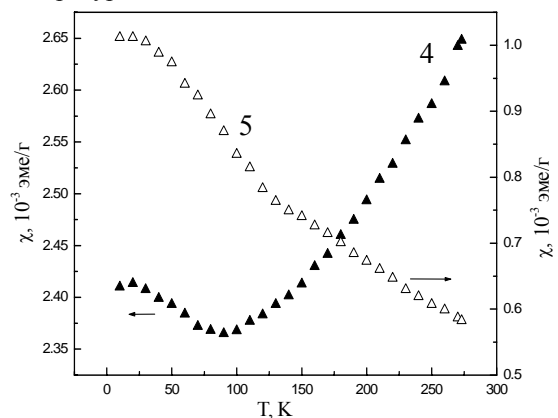


Рис. 6. Зависимости магнитной восприимчивости от температуры для образцов № 4, 5 стали 08X18H10T, извлеченных из сварного шва. С возрастанием номера образца расстояние от зоны трещины увеличивается

Итак, при изучении сварного шва трубопровода наблюдается большое разнообразие магнитных состояний материала в зоне трещины и ее окрестности. Для области сварного шва характерно также наличие множества структурных дефектов и химических неоднородностей, изменяющих

фазовый состав аустенитной матрицы (см. рис. 4). Из анализа результатов табл. 3 в первом приближении можно утверждать следующее: чем больше магнитная восприимчивость исследуемого образца стали превосходит значение  $\chi \sim 10^{-4}$  эме/г, типичное для недеформированной аустенитной стали при комнатной температуре, тем более несовершенной будет его кристаллическая структура и выше уровень внутренних напряжений.

Таблица 3  
Значения магнитной восприимчивости образцов стали 08X18N10T при T=273 K

Номер образца	$\chi, 10^{-4}$ эме/г	m, мг
1	159,07	99,2
2	236,45	122,3
3	115,32	51,7
4	26,48	60,5
5	6,16	57,5
6	5,82	53,6

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В слабомагнитных реакторных аустенитных сталях экспериментально обнаружена связь между эволюцией структуры под влиянием деформации, облучения высокоэнергетическими электронами, коррозии, сварки и изменениями их магнитных свойств. Выполненные исследования убедительно свидетельствуют о высокой чувствительности магнитных свойств материалов к напряженно-деформированному состоянию, структурному и фазовому составу.

Использование квантового магнитометра в атомной энергетике для диагностики структурных несовершенств целого ряда слабомагнитных реакторных материалов, таких как чистые парамагнитные металлы, сплавы переходных металлов, аустенитные нержавеющие стали, делает

более надежным прогноз работоспособности материалов реактора и их контроль на стадии изготовления и эксплуатации. Это обусловлено гораздо более высокой чувствительностью магнитного метода к локальным структурным изменениям в макро- и микроскопических объемах конструкционных материалов по сравнению с другими методами контроля.

### ЛИТЕРАТУРА

1. В.Л. Седов *Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара*. М.: «Наука», 1987, 288 с.
2. О.В. Кузовлев, Л.С. Ожигов, В.И. Савченко, В.Р. Татаринов, Б.П. Черный, П.В. Голосов // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1989, в. 1(4), с. 9-15.
3. В.Н. Воеводин, В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, О.В. Бородин. Особенности микроструктурных изменений в аустенитных и ферритных нержавеющих сталях при облучении // *ФММ*. 1996, т. 81, в. 3, с. 90-96.
4. Е.Я. Лезинская, Б.П. Черный. Состояние и перспективы производства труб из коррозионно-стойких сталей и сплавов для атомного энергомашиностроения // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1994, в. 2, с. 125-128.
5. А.П. Гуляев. *Металловедение*. М.: «Металлургия», 1977, 647 с.
6. Ч. Симс, В. Хагель. *Жаропрочные сплавы*. М.: «Металлургия», 1982, 566 с.
7. А.З. Меньшиков, А.Е. Теплых // *ФММ*. 1977, т. 44, в. 6, с. 1215-1221.
8. Г.А. Такзей, А.М. Костышин, В.Н. Бейлинсон, В.И. Овчаренко, В.А. Перваков // *Металлофизика*. 1984, т. 6, № 6, с. 29-35.

Статья поступила в редакцию 03.06.2009 г.

### ЗАСТОСУВАННЯ МАГНІТНИХ МЕТОДІВ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ЕВОЛЮЦІЇ СТРУКТУРИ В АУСТЕНІТНИХ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЯХ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НА ЕНЕРГОБЛОКАХ АЕС

*В.М. Ажажа, В.О. Десненко, Л.С. Ожигов, Ж.С. Ажажа, І.В. Свечкар'юв, О.В. Федорченко*

З застосуванням СКВІД-магнітометра для аустенітних сталей проведено дослідження впливу на магнітні властивості металу після тривалої експлуатації на енергоблоках АЕС. Отримані результати свідчать про високу чутливість магнітного методу при аналізі структурного стану матеріалів та вказують на перспективність його використання в діагностиці слабомагнітних сталей.

### THE USE OF MAGNETIC METHODS FOR INVESTIGATING THE STRUCTURE EVOLUTION IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS AFTER A LONG-TERM SERVICE AT NUCLEAR POWER PLANT UNITS

*V.M. Azhazha, V.A. Desnenko, L.S. Ozhigov, Zh.S. Azhazha, I.V. Svechkar'yov, A.V. Fedorchenko*

Investigation of the influence on magnetic properties of metals after lengthy operation in power generating units of NPS is carried out by SKVID magnetometer for austenitic steels. The obtained results testify to the high sensitivity of magnetic method on analysis of structure state of materials and point to the prospects of its use for diagnostics of low-magnetic steels.