

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.56:539.12.043

**НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ,  
ЛЕГИРОВАННЫХ ФОСФОРОМ И ТИТАНОМ, В ПРОЦЕССЕ  
ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 573 К,  
ИССЛЕДОВАННОЕ С ПОМОЩЬЮ  
ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ**

© 2019 г. Д. А. Перминов<sup>а</sup>, \*, А. П. Дружков<sup>а</sup>, Н. Л. Печеркина<sup>а</sup>, В. Л. Арбузов<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов УрО РАН, 620137 Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

\*e-mail: perminov@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 13.07.2018 г.

После доработки 31.07.2018 г.

Принята к публикации 17.09.2018 г.

Методом позитронной аннигиляционной спектроскопии изучено накопление дефектов вакансионного типа в сталях X16H15M3 и X16H15M3T1, легированных фосфором, на ранних стадиях облучения при температуре 573 К. Полученные данные показали, что при этой температуре вакансии в сталях взаимодействуют с атомами фосфора с образованием неподвижных или малоподвижных комплексов вакансии – примесь, что приводит к усилению накопления дефектов вакансионного типа. В стали X16H15M3T1 при облучении происходит образование нано-размерных частиц интерметаллидных выделений Ni<sub>3</sub>Ti, которые усиливают рекомбинацию точечных дефектов и снижают их накопление по сравнению со сталью X16H15M3. При этом присутствие фосфора в стали X16H15M3T1 также приводит к усилению накопления вакансионных дефектов.

*Ключевые слова:* аустенитные нержавеющие стали, фосфор, титан, электронное облучение, точечные дефекты, аннигиляция позитронов

DOI: 10.1134/S0015323019030094

## ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные материалы, используемые в ядерных реакторах, работают в жестких условиях, сочетающих высокую температуру, коррозионное воздействие теплоносителя, механические напряжения, вибрацию и интенсивное облучение нейтронами. В этих условиях происходит интенсивная деградация материалов, что значительно ограничивает их использование, а в ряде случаев может привести к аварийным ситуациям. Современные задачи, стоящие перед ядерной энергетикой (увеличение степени выгорания топлива, минимизация количества радиоактивных отходов и пр.), а также разработка новых типов реакторов, предъявляют еще более жесткие требования к долговечности конструкционных материалов. Поэтому существует острая необходимость в разработке материалов с улучшенными характеристиками, включая механическую прочность, достаточную пластичность, хорошую радиационную стойкость, а также устойчивость к коррозии [1, 2].

Одним из материалов, наиболее полно удовлетворяющих указанным требованиям, являются аустенитные нержавеющие стали и сплавы. Эти

сплавы проработаны с технологической точки зрения, обладают хорошими эксплуатационными характеристиками, сравнительно дешевы, их радиационная повреждаемость достаточно тщательно исследована. Однако аустенитные стали и сплавы подвержены радиационно-индуцированному распуханию (увеличению линейных размеров при облучении), что является главным фактором, ограничивающим их применение. Вакансионное распухание обусловлено накоплением в сталях дефектов вакансионного типа [1–4], что связано, в свою очередь, с различной эффективностью взаимодействия точечных дефектов с особенностями микроструктуры, в частности, со стоками (дислокации, границы зерен и т.п.).

Одним из основных методов снижения вакансионного распухания сталей является легирование их малым количеством примесей. Взаимодействуя с точечными дефектами, атомы легирующих элементов образуют с ними комплексы примесь–вакансия и примесь–междоузельный атом и, тем самым, влияют на поведение точечных дефектов [5]. В качестве перспективных легирующих элементов, позволяющих снизить распухание сталей, на сего-

дняшний день рассматриваются титан и фосфор [6–8]. Так, например, титан, взаимодействуя с вакансиями, влияет на их подвижность и, соответственно, набухание сталей. Кроме того, в сталях, легированных титаном на уровне 1 ат. %, в процессе облучения происходит распад твердого раствора и образование выделений вторых фаз (интерметаллидных выделений, карбидов титана), которые являются стоками или центрами усиленной комбинации для точечных дефектов [5, 8–12].

Добавка фосфора в аустенитную нержавеющую сталь также сдерживает вакансионное набухание под облучением [6, 7]. Однако механизмы сдерживания развития пористости в стали при добавке фосфора до конца не изучены. В литературе рассматривается три основных механизма эффекта фосфора. Фосфор в аустенитных сплавах является подрастворенной примесью и, поэтому, при пониженных температурах может взаимодействовать с межузельными атомами [6]. При этом значительно увеличивается плотность межузельных петель и их термическая стабильность. Эти петли, в свою очередь, являются стоками для мигрирующих вакансий, снижая, тем самым, вакансионное пересыщение. Авторы [13] также показали, что фосфор в аустенитных сплавах является быстро диффундирующей примесью. При этом в сталях возможно взаимодействие атомов фосфора с вакансиями, что приводит к повышению эффективного коэффициента их диффузии, увеличивая вероятность отжига вакансий на стоках, и, как результат, снижает вакансионное пересыщение. Кроме того, в сталях, легированных фосфором, в процессе облучения при повышенных температурах возможно образование фосфидов типа  $Fe_2P$  и  $Fe_3P$  игольчатой формы [6]. Эти фосфиды являются не когерентными матрице сталей. Границы раздела “матрица–выделение” этих фосфидов содержат дислокации несоответствия, которые являются эффективными стоками точечных дефектов.

Таким образом, эффект фосфора на сдерживание набухания может быть обусловлено несколькими причинами. При этом этот эффект будет зависеть от температуры облучения и содержания фосфора. Кроме того, на него может оказывать влияние также наличие других со-добавок. В частности, существует мнение, что стабильность и эффективность фосфидов может быть повышена за счет добавления титана [7, 15–17]. Структурно-фазовые превращения в аустенитных сталях, легированных фосфором и титаном, при термическом воздействии известны. Однако процессы образования сложных фосфидов и их стабильность на сегодняшний день практически не изучались. Кроме того, радиационно-индуцированные структур-

но-фазовые превращения в этих сталях не исследовались.

Определить особенности взаимодействия радиационных дефектов с легирующими элементами и микроструктурными особенностями сталей позволяют исследования поведения точечных дефектов на ранних стадиях облучения (до 1 сна (смещений на атом)). На этих стадиях формируются небольшие скопления дефектов в виде зародышей петель либо трехмерных кластеров, которые по мере увеличения размера трансформируются, соответственно, в дислокационные петли или поры. Таким образом, структура скоплений дефектов, образующихся на ранних стадиях, определяет свойства и дефектную структуру, формирующуюся в материале при облучении до высоких доз (1 сна и более). При этом исходная микроструктура материала, сформированная до облучения, при малых дозах не изменяется, что упрощает понимание происходящих процессов.

Одним из наиболее эффективных методов, позволяющих исследовать поведение дефектов на ранних стадиях облучения, является позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС). Позитроны – хорошо известный зонд для дефектов вакансионного типа [13]. При этом ПАС обладает высокой чувствительностью к дефектам как по их размерам (от 0.1 до 3 нм), так и по концентрации ( $10^{-3}$ – $10^{-6}$  на атом). Благодаря высокой чувствительности и избирательности к дефектам вакансионного типа, ПАС позволяет исследовать поведение радиационных дефектов на начальной стадии радиационной повреждаемости (до  $10^{-3}$  сна).

Наиболее эффективным методом создания дефектов в целях изучения взаимодействия их с микроструктурными элементами сталей и сплавов является облучение электронами. Электронное облучение, в отличие от нейтронного и ионного, генерирует свободно мигрирующие точечные дефекты (вакансии и межузельные атомы). Это позволяет изучать взаимодействие различного типа дефектов с примесями и несовершенствами кристаллической решетки стали.

Целью данной работы является исследование влияния фосфора и титана на накопление вакансионных дефектов в аустенитных нержавеющих сталях на ранних стадиях облучения при температуре 573 К.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Исследовали аустенитные стали типа  $Fe_{16}Cr_{15}Ni_3Mo$  (SS) и  $Fe_{16}Cr_{15}Ni_3Mo_{1}Ti$  (SSTi), легированные фосфором в различной концентрации, выплавленные в вакуумной индукционной печи. Содержание фосфора в сталях приведено в табл. 1. Значения концентрации выбиралось из

расчета охватить максимально широкий диапазон концентраций, не превышая при этом предел растворимости фосфора в стали. Ленты из стали были прокатаны до толщины 150–200 мкм и нарезаны на пластины размером 10 × 10 мм<sup>2</sup>. Полученные образцы после электролитической полировки отжигались при температуре 1323 К в атмосфере очищенного проточного гелия в течение 0.5 ч, а затем быстро закаливались в воду со скоростью ≈500 К/с.

Образцы сталей облучались на линейном ускорителе электронами с энергией 5 МэВ при температуре 573 К. Для обеспечения гомогенного облучения осуществлялось сканирование пучка электронов по поверхности образцов. Температура в процессе облучения поддерживалась с точностью ≈5 К. Максимальный флюенс составлял 5 × 10<sup>22</sup> эл./м<sup>2</sup>, что соответствует, согласно расчетам в рамках модифицированной модели Кинчина–Пиза [18], повреждающей дозе ~5 × 10<sup>-4</sup> сна.

Образовавшиеся при облучении вакансионные дефекты диагностировалась методом угловой корреляции аннигиляционного излучения (УКАИ), который является одной из методик ПАС [13, 19]. УКАИ метод был реализован на спектрометре с разрешением 1 мрад × 160 мрад. В качестве источника позитронов использовался радионуклид <sup>68</sup>Ge активностью ~400 МБк. В каждый спектр УКАИ набиралось около 5 × 10<sup>5</sup> отсчетов совпадений. Все измерения проводились при комнатной температуре. Спектры УКАИ представляют собой зависимость скорости счета совпадений от угла θ (θ – отклонение угла разлета аннигиляционных γ-квантов от 180°). Угол θ = p<sub>z</sub>/m<sub>0</sub>c, где p<sub>z</sub> – поперечная компонента импульса электронно-позитронной пары, m<sub>0</sub> – масса покоя электрона, c – скорость света в вакууме. Поскольку позитрон в образце термализован, то величина θ определяется импульсом аннигилирующего электрона. Таким образом, спектр УКАИ описывает распределение аннигилирующих электронов по импульсам. Подробно процедура обработки спектров УКАИ изложена в [19].

При захвате позитронов вакансионными дефектами или дислокациями происходят изменения в форме спектров УКАИ, поскольку электронная структура дефектов отличается от электронной структуры стали. Эти изменения характеризовались стандартным S-параметром, величина которого определяется как отношение площади под низкоимпульсной (p<sub>z</sub> ≤ 3 × 10<sup>-3</sup>m<sub>0</sub>c) частью спектра к полной площади под спектром. Низкоимпульсная область спектра соответствует аннигиляции позитронов с валентными электронами. Изменения спектра УКАИ в этой области и, соответственно, S-параметра определяются concentra-

**Таблица 1.** Содержание фосфора в исследуемых образцах

Образец	Концентрация фосфора, мас. %
SS-005P	0.005
SS-06P	0.06
SS-1P	0.1
SSTi-005P	0.005
SSTi-06P	0.06
SSTi-1P	0.1

цией центров захвата позитронов следующим образом:

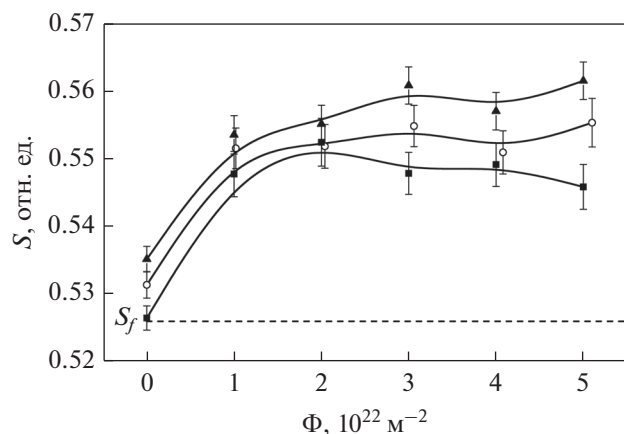
$$S = \frac{\lambda_f S_f + \mu_d C_0 S_d}{\lambda_f + \mu_d S_d}, \tag{1}$$

где λ<sub>f</sub> – скорость аннигиляции позитронов в свободном (блоховском) состоянии, μ<sub>d</sub> – скорость захвата позитронов дефектами вакансионного типа, C<sub>0</sub> – концентрация вакансионных дефектов, S<sub>f</sub> и S<sub>d</sub> – значения S-параметра, характеризующие аннигиляцию позитронов из свободного и захваченного дефектами состояния соответственно.

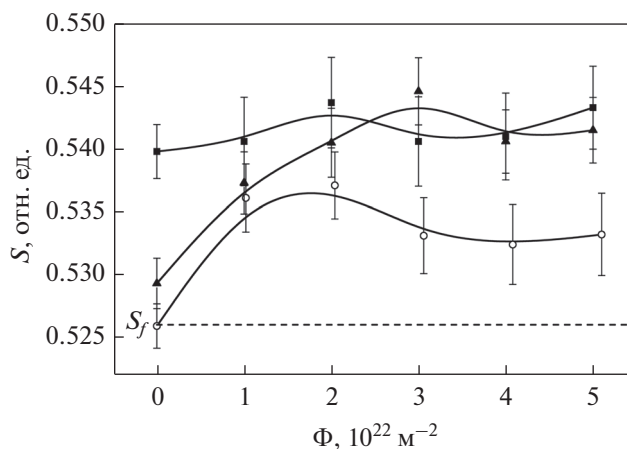
Структура облученных образцов исследовалась с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы в виде пластинок 5 × 5 мм толщиной 0.2 мм утонялись в смеси ортофосфорной кислоты и хромового ангидрида и исследовались в электронном микроскопе JEM 200CX при ускоряющем напряжении 160 кВ.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены зависимости S-параметра от флюенса электронов для образцов сталей серии SS с различным содержанием фосфора. На рис. также указана величина S<sub>f</sub> = 0.526, соответствующая аннигиляции позитронов из свободного (блоховского) состояния. Как видно из рисунка, исходное (до облучения) значение S-параметра для образца стали с минимальным содержанием фосфора совпадает с величиной S<sub>f</sub>. Это указывает на то, что здесь отсутствуют какие-либо дефекты, способные захватывать позитроны (вакансии, вакансионные кластеры, дислокации и пр.). В двух других образцах стали исходные значения S-параметра превышают величину S<sub>f</sub>, что указывает на наличие некоторого количества дефектов, способных захватывать позитроны. Вакансионные дефекты в этой стали при температуре 1323 К эффективно отжигаются [18]. В то же время, позитроны могут захватываться дислокациями. Согласно данным ПЭМ, во всех образцах присутствуют дислокации, которые, по-видимому, образовались в процессе прокатки и сохранились после отжига и закалки. Плотность дислока-



**Рис. 1.** Зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для образцов стали SS с различным содержанием фосфора: ■ – 0.005 мас. %, ○ – 0.06 мас. %, ▲ – 0.1 мас. %. Величина  $S_f$  соответствует аннигиляции позитронов из свободного (блоховского) состояния.



**Рис. 2.** Зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для образцов стали SSTi с различным содержанием фосфора: ■ – 0.005 мас. %, ○ – 0.06 мас. %, ▲ – 0.1 мас. %. Величина  $S_f$  соответствует аннигиляции позитронов из свободного (блоховского) состояния.

ций, присутствующих в образцах, представлена в табл. 2. Как видно из данных таблицы и рис. 1, значения  $S$ -параметра в исходном (до облучения) состоянии коррелируют с плотностью дислокаций, присутствующих в образцах.

С ростом флюенса до  $\Phi = 2 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$  во всех образцах наблюдается резкий рост значений  $S$ -параметра, что обусловлено образованием в них дефектов вакансионного типа. Результаты наших исследований этих сталей и модельных сплавов показали [18, 19], что в сталях при данной температуре в процессе облучения образуются двумерные вакансионные скопления – зародыши вакансионных петель. Захват позитронов вакансионными петлями приводит к увеличению  $S$ -параметра. При дальнейшем увеличении флюенса приросты  $S$ -параметра значительно уменьшаются. При этих флюенсах концентрация вакансионных скоплений достигает значения, при котором они эффективно поглощают мигрирующие межузельные атомы. При этом возникает квазистационарное состояние, когда скорость образования дефектов и скорость их исчезновения близки. Как резуль-

тат, скорость накопления вакансионных дефектов и, соответственно, скорость роста  $S$ -параметра от флюенса значительно уменьшаются. Следует отметить, что при флюенсе  $\Phi \geq 2 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$  прирост  $S$ -параметра для образцов напрямую зависит от содержания фосфора. Так, наибольший прирост наблюдается для образца стали, содержащего 0.1 мас. % P. Для образца с минимальным содержанием фосфора наблюдается даже небольшое снижение величины  $S$ -параметра с ростом флюенса.

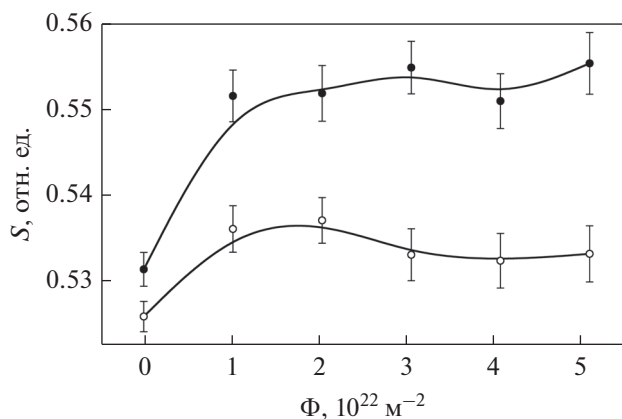
На рис. 2 представлены зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для сталей серии SSTi с различным содержанием фосфора. В исходном (до облучения) состоянии значения  $S$ -параметра для образцов сталей, содержащих 0.005 мас. % P и 0.06 мас. % P превышают величину  $S_f$ , что обусловлено наличием в них значительного количества дислокаций (см. табл. 2).

С ростом флюенса величина  $S$ -параметра для образца с содержанием фосфора 0.005 мас. % практически не меняется. По-видимому, дислокации, которые присутствуют в образце, эффективно поглощают вакансии. Для образца, содержащего 0.06 мас. % P,  $S$ -параметр растет вплоть до  $\Phi = 2 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ , а затем снижается. Для образца с высоким (0.1 мас. %) содержанием фосфора величина  $S$ -параметра продолжает возрастать при  $\Phi \geq 2 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ .

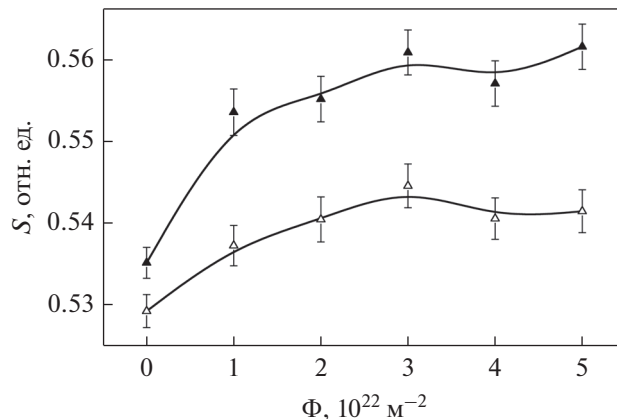
Таким образом, результаты облучения показывают, что фосфор усиливает накопление вакансионных дефектов в обеих сталях при данной температуре облучения. Вакансии в сталях обладают высокой подвижностью при данной температуре [18]. Усиление накопления дефектов вакансионного типа, по-видимому, обусловлено взаимодействием

**Таблица 2.** Плотность дислокаций, присутствующих в исследуемых образцах

Образец	$\rho, 10^{13} \text{ м}^{-2}$
SS-005P	1.56
SS-06P	3.69
SS-1P	5.64
SSTi-005P	5.1
SSTi-06P	3.3
SSTi-1P	2.4



**Рис. 3.** Зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для образцов сталей SS (●) и SSTi (○) с содержанием фосфора 0.06 мас. %.



**Рис. 4.** Зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для образцов сталей SS (▲) и SSTi (△) с содержанием фосфора 0.1 мас. %.

атомов фосфора с вакансиями и образованием неподвижных или малоподвижных комплексов вакансия – атом примеси. Уменьшение подвижности вакансий снижает вероятность их рекомбинации с междоузельными атомами и отжиг на стоках. Кроме того, эти комплексы захватывают мигрирующие вакансии, являясь, тем самым, центрами кластерообразования. Следует отметить еще два возможных процесса, представленных во Введении – образование комплексов междоузельный атом – атом фосфора и образование фосфидов. Однако, образующиеся в этих случаях междоузельные петли и некогерентные выделения являются стоками для вакансий, и их наличие должно приводить к снижению накопления вакансионных дефектов.

### ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА НАКОПЛЕНИЕ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

На рис. 3 представлены зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для образцов сталей серий SS и SSTi с содержанием 0.06 мас. % P. Как видно из рисунка, прирост  $S$ -параметра в образце стали SSTi значительно подавлен по сравнению с образцом стали SS. Из этого следует, что присутствие титана в стали приводит к существенному снижению накопления вакансионных дефектов при облучении.

На рис. 4 представлены зависимости  $S$ -параметра от флюенса электронов для образцов сталей серий SS и SSTi с содержанием 0.1 мас. % P. Как и в случае образцов, содержащих 0.06 мас. % P, в образце стали SSTi прирост  $S$ -параметра, а следовательно и накопление вакансионных дефектов, при облучении подавлены по сравнению с образцом стали SS.

Из полученных данных можно предположить, что в стали SSTi в процессе облучения образуются дополнительные стоки или центры рекомбина-

ции точечных дефектов. Наши исследования модельных сплавов Fe–Ni показали [20, 21], что в сплавах, легированных титаном, в процессе облучения при данной температуре происходит радиационно-индуцированное образование nano-размерных частиц интерметаллидных выделений типа Ni<sub>3</sub>Ti. Эти выделения усиливают рекомбинацию точечных дефектов при облучении и, тем самым, значительно снижают накопление вакансионных дефектов в сплавах [21]. Аналогичный эффект может наблюдаться и в сталях. Содержание титана в стали SSTi составляет 1 мас. % (около 1.2 ат. %), что значительно превышает предел растворимости титана в стали [9]. Таким образом, здесь при облучении возможно протекание процессов распада твердого раствора и образование интерметаллидных выделений. Эти выделения усиливают рекомбинацию точечных дефектов и снижают их накопление по сравнению со сталью SS.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе методом позитронной аннигиляционной спектроскопии изучено накопление дефектов вакансионного типа в сталях X16H15M3 и X16H15M3T1, легированных фосфором, на ранних стадиях облучения при температуре 573 К. Полученные данные показали, что при этой температуре вакансии в сталях взаимодействуют с атомами фосфора с образованием неподвижных или малоподвижных комплексов вакансия – примесь, что приводит к усилению накопления дефектов вакансионного типа. В стали, легированной титаном, при облучении происходит образование наноразмерных частиц интерметаллидных выделений Ni<sub>3</sub>Ti, которые усиливают рекомбинацию точечных дефектов и снижают их накопление по сравнению со сталью, не содержащей титан. При этом присутствие фосфора в легированной титаном стали

также приводит к усилению накопления вакансионных дефектов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема “Спин” № 01201463330), по проекту УрО РАН № 18-10-2-22 при частичной поддержке РФФИ (проект № 18-02-00270).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Steven J. Zinkle and Jeremy T. Busby*. Structural materials for fission & fusion energy // *Materials Today*. 2009. V. 12. P. 12–19.
2. *Zinkle S.J., Was G.S.* Materials challenges in nuclear energy // *Acta Materialia*. 2013. V. 61. P. 735–758.
3. *Garner F.A.* Recent insights on the swelling and creep of irradiated austenitic alloys // *J. Nucl. Mater.* 1984. V. 122–123. P. 459–471.
4. *Bates J.F., Powell R.W.* Irradiation-induced swelling in commercial alloys // *J. Nucl. Mater.* 1981. V. 102. P. 200–213.
5. *Braisford A.D., Bullough R.* Void growth and its relation to intrinsic point defect properties // *J. Nucl. Mater.* 1978. V. 69–70. P. 434–450.
6. *Watanabe H., Aoki A., Murakami H., Muroga T., Yoshida N.* Effects of phosphorus on defect behavior, solute segregation and void swelling in electron irradiated Fe–Cr–Ni alloys // *J. Nucl. Mater.* 1988. V. 155–157. P. 815–822.
7. *Watanabe H., Muroga T., Yoshida N.* The temperature dependent role of phosphorus and titanium in microstructural evolution of Fe–Cr–Ni alloys irradiated in FFTF // *J. Nucl. Mater.* 1996. V. 228. P. 261–274.
8. *Okita T., Wolfer W.G., Garner F.A., Sekimura N.* Effects of titanium additions to austenitic ternary alloys on microstructural evolution and void swelling // *Philosophical Magazine*. 2005. V. 85. № 18. P. 2033–2048.
9. *Сагарадзе В.В., Гощицкий Б.Н., Арбузов В.Л., Зуев Ю.Н.* Дисперсионно-твердеющая аустенитная сталь для реакторов на быстрых нейтронах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2003. № 8. С. 13–20.
10. *Odette G.R., Alinger M.J., Wirth B.D.* Recent developments in irradiation resistant steels, *Annu. Rev. Mater. Res.* 2008. V. 38. P. 471–503.
11. *David C., Panigrahi B.K., Balaji S., Balamurugan A.K., Nair K.G.M., Amarendra G., Sundar C.S., Raj B.* A study of the effect of titanium on the void swelling behavior of D9 steels by ion beam simulation // *J. Nucl. Mater.* 2008. V. 383. P. 132–136.
12. *Arunkumar J., Abhaya S., Rajaraman R., Amarendra G., Nair K.G.M., Sundar C.S., Raj B.* Positron annihilation studies on D9 steel – Effect of Ti concentration // *Phys. Stat. Sol. (c)*. 2009. V. 6. № 11. P. 2319–2321.
13. *Графутин В.И., Прокопьев Е.П.* Применение позитронной аннигиляционной спектроскопии для изучения строения вещества // *УФН*. 2002. Т. 172. № 1. С. 67–83.
14. *Garner F.A., Wolfer W.G.* The effect of solute additions on void nucleation // *J. Nucl. Mater.* 1981. V. 102. P. 143–150.
15. *Jacobs P.W.M., Kotomin E.A., Stashans A., Stefanovich E.V., Tale I.* Quantum chemical simulations of hole self-trapping in corundum // *J. Phys.: Condens. Matter*. 1992. V. 4. P. 7531–7544.
16. *Shibahara I., Ukai S., Onose S., Shikakura S.* Irradiation performance of modified 316 stainless steel for Monju fuel // *J. Nucl. Mater.* 1993. V. 204. P. 131–140.
17. *Vijayanand V.D., Parameswaran P., Nandagopal M., Panneer Selvi S., Laha K., Mathew M.D.* Effect of prior cold work on creep properties of a titanium modified austenitic stainless steel // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 438. P. 51–57.
18. *Druzhkov A.P., Arbuзов V.L., Perminov D.A.* Positron annihilation study of effects of Ti and plastic deformation on defect accumulation and annealing in electron-irradiated austenitic steels and alloys // *J. Nucl. Mater.* 2005. V. 341. P. 153–163.
19. *Druzhkov A.P., Perminov D.A., Pecherkinina N.L.* Positron annihilation spectroscopy characterization of effect of intermetallic nanoparticles on accumulation and annealing of vacancy defects in electron-irradiated Fe–Ni–Al alloy // *Phil. Mag.* 2008. V. 88. P. 959–976.
20. *Дружков А.П., Арбузов В.Л., Перминов Д.А., Шальнов К.В.* Влияние интерметаллидных выделений на накопление радиационных дефектов в аустенитных Fe–Ni–Ti сплавах // *ФММ*. 2003. Т. 96. № 5. С. 74–78.
21. *Perminov D.A., Druzhkov A.P., Arbuзов V.L.* Role of intermetallic nanoparticles in radiation damage of austenitic Fe–Ni-based alloys studied by positron annihilation // *J. Nucl. Mater.* 2011. V. 414. P. 186–193.