

РАСТВОРЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В КАСКАДАХ СМЕЩЕНИЯ ПРИ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ

*В.В. Сагарадзе, В.М. Колосков, В.Д. Пархоменко, В.А. Шабашов, А.Р. Кузнецов,
В.И. Воронин*

Институт физики металлов УрО РАН, 620219, г.Екатеринбург, Россия

Методом мессбауэровской спектроскопии показано активное низкотемпературное (340 К) растворение дисперсных интерметаллидов Ni_3Ti в ГЦК-матрице инварного сплава Fe-Ni-Ti при каскадообразующем нейтронном облучении, которое существенно интенсифицируется с уменьшением исходного размера частиц. С увеличением флюенса нейтронов наряду с растворением наблюдается конкурирующий процесс выделения интерметаллидов. Теоретически построена бимодальная функция распределения γ -частиц по размерам.

1. ВВЕДЕНИЕ

Процессы растворения вторых фаз в каскадах смещений рассмотрены теоретически в работе [1]. Экспериментальных работ, касающихся растворения частиц при ионном и особенно при нейтронном облучении, мало. В наиболее информативной работе [2] электронно-микроскопическим методом показано растворение достаточно крупных частиц γ -фазы Ni_3Al и одновременное образование мелких γ -частиц в никелевых сплавах при каскадообразующем ионном облучении в области повышенных температур (923 К). Однако в этом случае трудно разделить обычные термические, радиационно-ускоренные и неравновесные радиационно-индуцируемые процессы. Авторы [3], обсуждая работу [2], считают неприемлемой концепцию растворения γ -частиц в каскадах смещения при анализе радиационно-индуцированных структурных изменений в состаренном сплаве PE-16. Проведенная оценка [2] низкотемпературного (298 К) растворения упорядоченных интерметаллидов Ni_3Al по исчезновению сверхструктурных отражений также неоднозначна и может быть связана только с разупорядочением частиц. Настоящее исследование посвящено мессбауэровскому изучению инициируемого нейтронами процесса растворения частиц Ni_3Ti , являющихся распространенной фазой в реакторных сплавах с ГЦК-решеткой.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование было выполнено на стареющем модельном инварном сплаве H35T3 с ГЦК-решеткой, содержащем (в ат. %): 34,2 Ni; 3 Ti; 0,1 C; ост. Fe. Для анализа количества когерентной упорядоченной γ -фазы Ni_3Ti в облучаемом сплаве оказались мало информативными как метод электронной микроскопии ввиду плохого разрешения дисперсных частиц, так и метод нейтронографии, так как облучение может приводить к разупорядочению фазы Ni_3Ti без ее растворения, что затрудняет количественный фазовый анализ по сверхструктурным отражениям. Поэтому процесс радиационно-индуцированного растворения или выделения высоконикеле-

левой фазы Ni_3Ti , приводящий соответственно к обогащению или обеднению аустенитной матрицы никелем и сильно изменяющий магнитные свойства выбранного модельного сплава, анализировали наиболее информативным методом мессбауэровской спектроскопии. Мессбауэровские измерения проводили при 298 К на ЯГР-спектрометре с источником $^{57}Co(Cr)$. Растворение дисперсной γ -фазы в каскадах смещения осуществляли в процессе облучения сплава быстрыми нейтронами (флюенс 5×10^{19} ; 10^{20} ; 5×10^{20} нейтрон/см²) в реакторе ИВВ-2М при достаточно низкой температуре 340 К, чтобы по возможности избежать развития конкурирующих процессов старения, которые активизируются при повышении температуры. Титан в позициях замещения в количествах 2...3 мас. % практически не влияет на вид спектров исследуемого сплава [4]. Сильное изменение магнитных характеристик и, в частности, зеemanовского размещения мессбауэровских спектров, как было показано в работе [4], происходит вследствие растворения или выделения высоконикелевой фазы Ni_3Ti . Распределение атомов никеля в матрице Fe-Ni-Ti сплава анализировали по функциям распределения внутреннего эффективного поля на ядрах ^{57}Fe $P(H)$. Для реставрации функций плотности распределения $P(H)$ применяли алгоритмы Виндоу [5] и Хессе-Рубарча [6] с регуляризацией [7]. В качестве исходной информации использовали данные об асимметрии спектров Fe-Ni вследствие различия изомерного сдвига I.S. пара и ферромагнитного аустенита и представления "размытого" магнитного перехода, допускающего сосуществование пара и ферромагнитных областей при температуре ниже T_c . В ферромагнитной области устанавливали варьируемую линейную связь между H и I.S. (в соответствии с моделью зависимости магнитного момента на железе от ближайшего атомного окружения) и пренебрегали анизотропными магнитным и квадрупольными вкладами из-за малости магнитных моментов на атомах Fe и Ni и кубической симметрии кристаллической решетки. Критерием достоверности $P(H)$ наряду с регуляризацией являлась устойчивость решений $P(H)$ по отношению к различным алгоритмам реставрации [5,6]. Принято считать [8],

что пикам плотности $P(H)$ с более высокими полями соответствует увеличенная концентрация Ni в пределах I координационной сферы атома Fe . Однако количественная интерпретация пиков $P(H)$ неоднозначна вследствие наложения динамических процессов в системе магнитных моментов, особенно вблизи T_C , и носит скорее качественный характер. Поэтому для количественного анализа использовали средние величины распределенных мессбауэровских параметров, например, среднее поле H , рассчитанное как средневзвешенное: $H=UHP(H)$. Возможности количественного анализа по средним мессбауэровским параметрам объясняется сильной зависимостью как локальных, так и средних мессбауэровских параметров от локального и среднего состава сплавов. Рассчитанные средние H использовали далее для анализа состава матрицы сплава $H35T3$ на основе полученных в [9] зависимостей $H=f(C_{Ni})$.

Сталь $H35T3$ исследовали в трех состояниях: после закалки, холодной деформации и старения. Структуру изучали в электронном микроскопе JEM-200CX. Изменения параметра решетки аустенита анализировали рентгеновским методом.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Мессбауэровское исследование растворения γ - частиц

Средний размер образующихся каскадов смещения в $Fe-Ni$ ГЦК-сплавах типа $H36$ при облучении быстрыми нейтронами с энергией $E>0,1$ МэВ в реакторе ИВВ-2М составляет 4...6 нм [10]. Поэтому было интересно оценить интенсивность радиационно-индуцированного растворения дисперсных частиц интерметаллидов с размерами как меньше области каскада смещения, так и больше ее. Наиболее мелкие когерентные частицы γ -фазы Ni_3Ti размером ~2 нм [11,12] с ГЦК-решеткой, близкой по параметру к аустенитной матрице, создавали в сплаве $H35T3$ в процессе неполной закалки в воде от 1323 К. Эти частицы плохо разрешаются в электронном микроскопе и дают дифракционный контраст типа ряби (рис.1,а). Выделения γ -фазы более крупного размера (~6 нм в диаметре) создавали в результате старения закаленного сплава $H35T3$ при 923 К в течение 30 минут (см.рис.1,б). Исследованию подвергали также холоднодеформированные образцы стали $H35T3$ (см. рис.1,в). ЯГР-спектры и соответствующие им распределения магнитных полей $P(H)$ в сплаве $H35T3$, содержащем γ - частицы разного размера, представлены на рис.2,а, а', в,в'. После нейтронного облучения при 340 К мессбауэровские спектры и $P(H)$ сильно изменяются (см.рис.2, б, б', г, г'). $P(H)$ спектров исходного и облученного образцов характеризуется рядом пиков плотности, рост H которых связан с увеличением количества атомов Ni преимущественно в первой координационной сфере ГЦК-железа. Результатом облучения становится увеличение интегральной интенсивности под пиками с увеличенными H , что соответствует увеличению содержания никеля в матрице сплава. По сред-

нему магнитному полю на ядре ^{57}Fe ($H=137$ кЭ) можно оценить концентрацию никеля и распределение γ -частиц в исходном аустените после трех использованных обработок:

1) Закалка от 1373 К в воде. Быстрым охлаждением в процессе закалки не удается подавить интерметаллидное старение. В аустенитной ГЦК-матрице выделяются частицы γ -фазы Ni_3Ti размером ~2 нм, а концентрация никеля в аустените снижается от 34,2 до 31,2 ат.%. (см.рис.2 а,а', измерения C_{Ni} по зависимости $H=f(C_{Ni})$ [9]), что соответствует [13] выделению ~4 об.% частиц Ni_3Ti при плотности ~ $4,5 \times 10^{18}$ см⁻³ и среднем расстоянии между центрами частиц ~5 нм.

2) Старение закаленного сплава $H35T3$ при 923 К (30 мин). Оно приводит к уменьшению концентрации Ni в аустенитной γ -фазе до 30,5 ат.%. (см.рис.2 в,в') и выделению ~5 об.% более крупных γ -частиц Ni_3Ti (рис.1б) размером ~6 нм (плотность ~ 3×10^{17} см⁻³, расстояние между центрами частиц ~13 нм).

3) Холодная деформация (298 К) прокаткой на ~94% предварительно закаленного сплава $H35T3$. В процессе прокатки γ -фаза частично растворяется и концентрация никеля в твердом растворе $Fe-Ni-Ti$ возрастает до ~32,9 ат.%. (рис.3, кривая 3). Спектр облученного нейтронами образца (флюенс 5×10^{19} нейтр./см², 340 К) с частицами размером 2 нм представляет собой магнитный секстет с существенно большим средним полем на ядре ($H=171$ кЭ), что отвечает среднему содержанию никеля в аустените 32,4 ат.%. (см. рис.2,б, б' и рис.3, кривая 2). Этот результат может объясняться только радиационно-индуцированным растворением высоконикелевой γ -фазы. Надо сказать, что нейтронное облучение нестарееющего бинарного сплава $Fe+35$ ат.% Ni в таких же условиях не приводит к заметным изменениям в ЯГР спектрах. Следует отметить, что увеличение H в ГЦК $Fe-Ni$ может происходить в результате процессов расслоения и ближнего упорядочения. Однако в этих случаях [9] появление парциальных компонент с увеличенными полями в $P(H)$ сопровождается образованием компоненты с малыми полями. В результате H изменяется незначительно. Мессбауэровские спектры и значения $P(H)$ стареющего сплава $H35T3$ с большим размером γ -частиц (6 нм) до и после облучения представлены на рис.2, в, г. В результате нейтронного облучения среднее поле на ядре H возрастает от 90 до 104 кЭ (см. рис.3, кривая 1), что соответствует увеличению средней концентрации никеля [9] только на 0,2% (от 30,5 до 30,7 ат.%).

Таким образом, увеличение концентрации никеля в аустенитной матрице при облучении сплава $H35T3$ с мелкими (2...3 нм) и более крупными (6 нм) частицами γ -фазы, соответственно на 1,2 и 0,2% свидетельствует о радиационно-индуцированном растворении (при флюенсе 5×10^{19} нейтр./см²) ~1,5% (из общего объема ~4%) дисперсных частиц γ -фазы Ni_3Ti в закаленном сплаве и 0,25 % более крупных частиц γ -фазы в предварительно состаренном сплаве. Атомное перемешивание и растворение γ -частиц может происходить,

когда каскад смещений задевает край частицы и край матрицы или когда каскад перекрывает всю частицу при ее размерах, меньших, чем каскадная область. Если каскад смещений формируется внутри крупной частицы Ni_3Ti , то происходит только разупорядочение этой области интерметаллида, а не его растворение (см. схему на рис.4). Если принять первоначальный размер каскада смещений 5...6 нм, то при случайном распределении каскадов в закаленном сплаве H35T3 каждый каскад попадет на одну

или больше дисперсных частиц размером 2 нм (межчастичное расстояние 5 нм) и растворит их (см. рис.4,а). В состаренном сплаве при расстоянии между частицами ~13 нм каскад смещений может формироваться как на краю частицы, так и между частицами или внутри них (см. рис.4,б). В последних двух случаях растворение интерметаллидов происходить не будет.

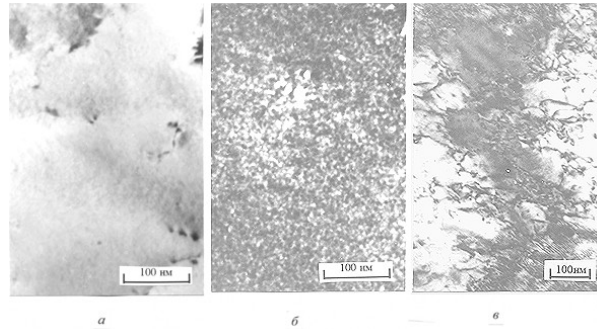


Рис. 1. Структура стали H35T3. Обработка: а - закалка от 1323 К в воде; б - закалка + старение при 923 К (0,5 ч); в - закалка + холодная прокатка с обжатием 94%

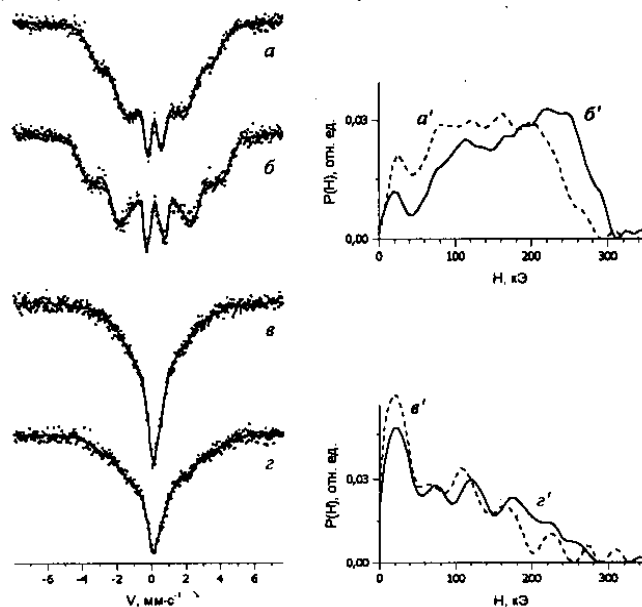


Рис.2. Мессбауэровские спектры (а-г) и соответствующие им функции плотности вероятности распределения магнитных полей $P(H)$ (а'-г') сплава H35T3 после закалки от 1373 К (а, а'), старения при 923 К (0,5 ч) - (в, в') и последующего облучения быстрыми нейтронами при 340 К (флюенс 5×10^{19} нейтр./см²) в закаленном (б, б'), а также в состаренном (г, г') состояниях

Увеличение флюенса нейтронов по разному влияет на фазовую стабильность сплава H35T3 после трех указанных обработок. С увеличением флюенса до 10^{20} и 5×10^{20} нейтр./см², когда каскады смещения размером ~4...6 нм занимают весь объем образца, растворение самых мелких частиц размером ~2 нм приостанавливается (см. рис.3, кривая 2), а более крупные частицы размером 6 нм продолжают растворяться (см. рис.3, кривая 1). Понятно, что наряду с неравновесным процессом растворения γ -частиц в каскадах смещения при 340 К развивается конкурирующий равновесный процесс старения в результате миграции (вне каскада и в каскаде сме-

щений) отдельных вакансий и междоузельных атомов. По-видимому, при данной температуре в сплаве существует определенная квазиравновесная концентрация никеля, к которой стремится система в процессе облучения. Возможно это концентрация ~32,2 ат.% Ni (см. кривую 2), которая не меняется с увеличением флюенса. В образцах с более крупными (6 нм) и редко расположенными γ -частицами (на расстоянии ~13 нм) множество каскадов смещения образуется в межчастичном пространстве, что не вызывает повсеместного растворения фазы Ni_3Ti (кривая 1). Поэтому интенсивность растворения этих частиц невелика, но в сплаве преобладает про-

цесс растворения, а не выделения (кривая 1), по-видимому, до тех пор, пока не будет достигнута указанная выше "квазиравновесная" концентрация никеля 32,2 ат.%. Совсем иная ситуация наблюдается в холоднодеформированном сплаве НЗ5ТЗ, когда концентрация никеля в ГЦК-матрице составляет около 33 ат.%, и имеется большое количество дислокаций. Облучение деформированного сплава НЗ5ТЗ флюенсом 5×10^{19} нейтр./см² несколько повышает концентрацию никеля в твердом растворе аустенита (см. рис.3, кривая 3).

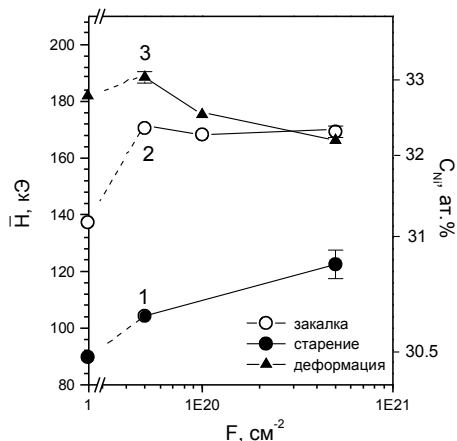


Рис.3. Изменение среднего поля H и концентрации никеля C_{Ni} в аустенитной матрице сплава НЗ5ТЗ в зависимости от флюенса быстрых нейтронов. Исходная обработка: 1 - старение при 923 К 0,5 ч; 2 - закалка от 1373 К в воду; 3 - холодная прокатка (94%) закаленного сплава

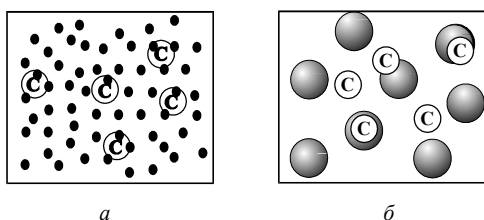


Рис.4. Схематическое распределение каскадов смещения (светлые круги) среди мелких (а) и более крупных (б) γ -частиц (темные круги) в сплаве НЗ5ТЗ

Однако при дальнейшем увеличении флюенса нейтронов начинает преобладать не растворение, а выделение высоконикелевых частиц, и концентрация никеля в ГЦК-матрице снижается до предполагаемого "равновесного" уровня 32,2 ат.%(см. рис.3, кривая 3). Подобное старение наблюдалось ранее при "бескаскадном" электронном облучении сплава НЗ5Т [9].

Таким образом, в процессе нейтронного облучения при 340 °С в стареющем аустенитном сплаве НЗ5ТЗ может произойти как растворение частиц Ni_3Ti в каскадах смещения, так и их выделение в зависимости от флюенса, исходного количества и размеров γ -частиц. По всей видимости, существует "квазиравновесная" концентрация никеля в ГЦК-

матрице (~32,2 ат.%), к которой стремится облучаемая система Fe-Ni-Ti при данной температуре в зависимости от исходного состояния.

3.2. Рентгенографическое исследование облученного сплава НЗ5ТЗ

В дополнение к мессбауэровским исследованиям на тех же облученных нейтронами образцах были выполнены рентгенографические исследования аустенитного сплава НЗ5ТЗ в трех аналогичных исходных состояниях (флюенс 5×10^{19} , 10^{20} , 5×10^{20} нейтр./см²). После различных воздействий был проанализирован параметр "а" решетки аустенита, который сильно зависит от концентрации титана в ГЦК-матрице (увеличивается или уменьшается в зависимости от растворения или выделения высокотитанистой фазы Ni_3Ti). Параметр "а" определяли в $Cu K_{\alpha}$ -излучении по задней линии $(331)_{\alpha}$, имеющей значение $2\theta \sim 138^\circ$.

В таблице приведены значения параметра решетки аустенита "а" сплава НЗ5ТЗ после различных режимов термообработки и облучения. Как видно из таблицы исходный параметр аустенита равен $3,596 \text{ \AA}$ после закалки образцов от 1373 К в воду. Старение при 923 К (30 мин) приводит к дополнительному выделению γ -фазы Ni_3Ti и снижает параметр "а" до $3,590 \text{ \AA}$. Холодная деформация прокаткой предварительно закаленного сплава НЗ5ТЗ приводит к частичному растворению дисперсной γ -фазы, существующей в закаленном сплаве (см. предыдущий раздел), и увеличивает параметр решетки аустенита до $3,600 \text{ \AA}$.

Поведение γ -фазы Ni_3Ti в процессе нейтронного облучения при 340 К, фиксируемое рентгенографически по изменению параметра решетки аустенитной матрицы (см. таблицу), качественно не отличается от поведения фазы Ni_3Ti , выясненного по мессбауэровским данным. Так облучение состаренного при 923 К сплава вызывает прогрессирующий рост параметра решетки "а" от $3,590$ (в исходном состоянии) до $3,595 \text{ \AA}$ - после флюенса 5×10^{20} нейтр./см², что свидетельствует о растворении γ -фазы в каскадах смещения. Радиационно-индуцированное растворение очень дисперсной γ -фазы ($d_{\text{частиц}} \sim 2 \text{ нм}$) в закаленном сплаве также наблюдается при флюенсе 5×10^{19} нейтр./см², а затем растворение сопровождается старением, и параметр решетки остается на близком уровне $\sim 3,598 \text{ \AA}$. В холоднодеформированном сплаве наблюдается заметное падение, а затем некоторый рост параметра решетки аустенита, что свидетельствует в основном о выходе титана из твердого раствора в виде фазы Ni_3Ti , как это было показано и в мессбауэровских исследованиях.

3.3. Расчет изменения размеров α -частиц

Рассмотрим поведение мелких выделений под облучением, для которых средний радиус выделений r_0 (рис.5) меньше или равен среднему размеру каскадов l . В [1] получено следующее уравнение

для функции распределения выделений $f(r_0, t)$, исходя из рассмотрения следующих механизмов: образование зародышей выделений, их рост вследствие потока атомов примеси и растворение выделений в каскадах смещений.

$$\frac{\partial f(r_0, t)}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial r_0} \left[\frac{dr_0}{dt} f(r_0, t) \right] + \frac{1}{\tau(r_0, K)} f(r_0, t) = I_0 \delta(r_0 - r_c), \quad (1)$$

$$\tau(r_0, K) = K l^3 / ((4\pi/3)(2r_c + l - r_0)),$$

$$dr_0/dt = D(\Delta - \alpha/r_0)/r_0, \quad \Delta = c_0 - c_t - (4\pi/3)r_0^3 n c_p$$

$$D = D_0 \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right] + \frac{K}{\alpha_1},$$

t - время; r_c - критический радиус зародышей; $\tau(r_0, K)$ - среднее время жизни малого выделения; K - интенсивность облучения; D, D_0, Q - коэффициент диффузии, предэкспоненциальный множитель и энергия активации соответственно; R - газовая постоянная; T - температура; K - постоянная Больцмана; α_1 - концентрация стоков точечных дефектов; α - связано с поверхностным натяжением: $\alpha = c_t \gamma \omega / (kT)$; γ - коэффициент поверхностного натяжения; ω - атомный объем; dr_0/dt - скорость роста; Δ - пересыщенность; c_0, c_t - средняя и равновесная концентрация примеси в материале соответственно; c_p - концентрация примеси в частицах выделений; n - концентрация выделений в материале; I_0 - скорость зародышеобразования.

Получено следующее стационарное решение уравнения (1)

$$f(r_0) = \frac{I_0}{\frac{dr_0}{dt}} \exp\left[-\int_{r_c}^{r_0} \frac{dr}{\frac{dr_0}{dt}(r)\tau(r, K)}\right]. \quad (2)$$

Зависимость параметра решетки устенитной матрицы "а" (Е) в сплаве Н35Т3 после разных режимов обработки и облучения

Обработка	F, нейтр./см ²			
	0	5x10 ¹⁹	10 ²⁰	5x10 ²⁰
1. Закалка в воде от 1373 К	3,596	3,598	3,600	3,598
2. Закалка + старение при 923 К (0,5 ч.)	3,590	3,594	-	3,595
3. Закалка + х/д - прокатка (94%)	3,600	3,592	3,593	3,597

Нами исследована функция распределения (2) для дисперсионно-твердеющих сплавов, ее график при указанных ниже параметрах приведен на рис.5.

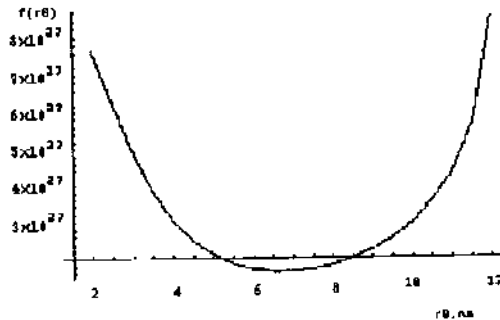


Рис.5. Функция распределения по размерам r_0 -частиц $f(r_0)$, m^{-4}

Расчеты проведены для диффузии Ti при $T=340$ К с параметрами, аналогичными использованным в [14]: $D_0 = 0,9 \cdot 10^{-4} m^2/c$, $Q = 260$ кДж/моль,

$\alpha_1 \approx 10^{15} m^{-2}$, $D = 1 \times 10^{-21} m^2 \cdot c$, $c_0 = 0,03$, $c_t = 0,005$, $c_p = 0,25$, $I_0 = 1 \times 10^{14} m^{-3} \cdot c$ (взято по [15] для гетерогенного зарождения), $n = 1 \times 10^{22} m^{-3}$ (взято с учетом исходной плотности частиц); $r_c = 2$ нм (взято с учетом характерных размеров зародышей выделяющихся упорядоченных частиц при гетерогенном зарождении [16, 17]).

Интенсивность облучения K определяется следующим образом:

$$K = D_1 N l^3 / (t v) = 1 \times 10^{-6} c^{-1}, \quad (3)$$

при $D_1 = 0,05$ сна, $N = 9 \cdot 10^{28} m^{-3}$, $l = 6$ нм (по данным наших измерений), $t = 10$ дней = $8,6 \times 10^4$ с, $v = 1 \times 10^4$ (оценена из размера каскада l); где D_1 - доза; t - время облучения; N - число атомов в единице объема; v - каскадная функция.

Кривая на рис.5 построена для не очень больших радиусов. Видна бимодальность кривой, причем минимум ($r_0 = 6$ нм) совпадает с минимумом подобной

экспериментальной кривой для γ' -частиц (Ni_3Si) в сплаве E-48 после облучения при $T=600^\circ\text{C}$, флюенс 135 сна [1]. Расчет дает также монотонные зависимости $f(t_0)$ для других параметров. Возможно, что довольно медленное растворение более крупных частиц (размером $\sim 6 \text{ нм}$) связано с тем, что определенное их количество является равновесным для данных условий.

ВЫВОДЫ

Мессбауэровским методом показано, что в процессе нейтронного облучения (флюенс $5 \times 10^{19} \dots 5 \times 10^{20} \text{ нейтр./см}^2$) при 340°C в стареющем аустенитном сплаве H35T3 происходит как растворение частиц Ni_3Ti в каскадах смещения, так и их выделение в зависимости от флюенса, исходного количества и размеров γ -частиц. По всей видимости, существует «квазиравновесная» концентрация никеля в ГЦК-матрице ($\sim 32,2 \text{ ат.}\%$), к которой стремится облучаемая система Fe-Ni-Ti при данной температуре вне зависимости от исходного состояния. Теоретически рассчитано бимодальное распределение γ -частиц по размерам в облученных образцах.

Авторы выражают признательность Печёркиной Н.Л. и Мукосееву А.Г. за помощь в выполнении работы.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект N 00-15-96581) и Международного научно-технического центра (проект № 467).

ЛИТЕРАТУРА

1. А.С.Бакай, Н.М.Кирюхин // *Вопросы атомной науки и техники, серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. 1983, Вып. 5(28), с. 33-40.
2. R.S.Nelson, J.A.Hudson and D.J.Mazey // *J. Nucl. Mater.* 1972, v. 44. p. 318-330.
3. D.S.Gelles // *J.Nucl. Mater.* 1979, v. 83, p. 200-207.
4. В.А. Шабашов, В.В.Сагарадзе, С.В.Морозов и др. // *Металлофизика*. 1990, т. 12, ¹ 4, с. 107-114.
5. B. Window // *J. Phys.E: Sci. Instrum.* 1971, v. 4, ¹ 5, p. 401-402.
6. J. Hesse, A. Rubartsch // *J. Prys. E: Sci. Instrum.* 1974, v 7, № 7, p. 526-532.
7. В.С. Литвинов, С.Д. Каракишев, В.В. Овчинников // *Ядерная гамма резонансная спектроскопия сплавов*. М.: "Металлургия", 1982. 143 с.
8. В.А. Макаров, И.М. Пузей, Т.В. Сахарова и др. // *ЖЭТФ*. 1974, т. 67, № 2, с. 771-779.
9. В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов, Т.М. Лапина и др. // *ФММ*. 1994, т. 78, в.4, с. 88-96.
10. B.N. Goshchitskii, V.V. Sagaradze, V.L. Arbuzov et. al. // *J. Nucl. Mater.*, 1998, v. 258-263, p. 1681.
11. J.K. Abraham, J.K. Jackson, K.Leonard // *Trans. ASM*. 1968, v. 61, p. 223.
12. В.М. Алябьев, В.Г. Вологин, С.Ф. Дубинин и др.// *ФММ*., 1990, № 8, с. 142-148.
13. V.V. Sagaradze, V.M. Nalesnik, S.S.Lapin et al. // *J. Nucl. Mater.*, 1993, v. 202, p. 137-144.
14. А.Р. Кузнецов // *ФММ*., 1998, т.85, в.4, с.61-65.
15. Дж.У. Кристиан // *Фазовые превращения. Физическое материаловедение*, / Ред. Кан Р. М.: "Мир", 1968, т.2, с.246.
16. А.Р. Кузнецов, Ю.Н. Горностырев, Р.И. Кузнецов, И.Б. Половов // *ФММ*., 1996, т.82, в.5, с.24-32.
17. Ю.Н. Горностырев, М.И. Кацнельсон, А.Р. Кузнецов., А.В. Трефилов // *Письма в ЖЭТФ*, 1999, т.70, в.6, с.376-380.