



**Received:** 16.10.2022  
**Revised:** 29.11.2022  
**Accepted:** 23.12.2022  
**DOI:** 10.17804/2410-9908.2022.6.107-116

## FORMATION OF INTERMETALLIC PARTICLES IN AN Fe-Ni-Al ALLOY DURING ANNEALING AND ELECTRON IRRADIATION

S. E. Danilov

*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences  
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620137, Russia*

 <https://orcid.org/0000-0001-9815-8196>  [danilov@imp.uran.ru](mailto:danilov@imp.uran.ru)

Corresponding author. E-mail: [danilov@imp.uran.ru](mailto:danilov@imp.uran.ru)  
Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russia  
Tel.: +7 343 378 3850

The behavior of intermetallic nanoparticles, such as Ni<sub>3</sub>Al, and vacancy defects in an fcc Fe-Ni-Al alloy during annealing and electron irradiation is studied by measuring residual resistivity. It is shown that, during annealing at early stages, Ni<sub>3</sub>Al zones are formed in the quenched Fe-Ni-Al alloy, which increase residual electrical resistance, and during annealing above 700 K, nanosized (~4.5 nm) intermetallic precipitates are formed from them, uniformly distributed in the alloy matrix, whose growth leads to a decrease in residual resistivity. Under irradiation at room temperature, vacancy defects accumulate in the alloy in the form of vacancy complexes. The dissociation of these complexes at about 400 K causes the appearance of freely migrating vacancies and enhances self-diffusion forming Ni<sub>3</sub>Al bands. At about 600 to 700 K, the solid solution is decomposed thermally. At higher temperatures, the formation of intermetallic particles occurs, which is characterized by a decrease in electrical resistance.

**Keywords:** irradiation, electrons, electrical resistivity, Fe-Ni-Al alloy, intermetallic compounds, point defect sinks, solid solution decomposition.

### Acknowledgment

*The research was performed under the state assignment, theme Function, No. 122021000035-6.*

### References

1. Williams K.R., Fisher S.B. The void swelling of a  $\gamma'$ -hardened alloy. *Radiation Effects*, 1972, 15, pp. 243–250.
2. Johnston W.G., Rosolowsky J.H., Turkalo A.M., Lauritzen T. An experimental survey of swelling in commercial Fe-Cr-Ni alloys bombarded with 5 MeV Ni Ions. *J. Nucl. Mater.*, 1974, 54 (1), pp. 24–40. DOI: 10.1016/0022-3115(74)90073-7.
3. Parshin A.M. *Struktura, prochnost i radiatsionnaya povrezhdaemost korrozionno-stoykikh staley i splavov* [Structure, strength and radiation damageability of corrosion-resistant steels and alloys]. Chelyabinsk, Metallurgiya Publ., 1988, 665 p. (In Russian).
4. Druzhkov A.P., Perminov D.A., Pecherikina 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. *Philosophical Magazine*, 2008, vol. 88, pp. 959–976. DOI: 10.1080/14786430802014670.
5. Wilson G., Pickering F.B. A study of zone formation in an austenitic steel containing 4% titanium. *Acta Metallurgica*, 1968, 16 (1), pp. 115–131. DOI: 10.1016/0001-6160(68)90080-1.



6. White R.J., Fisher S.B., Miller K.M., Swallow G.A. A resistometric study of ageing in nimonic alloys (I). PE16. *J. Nucl. Mater.*, 1974, vol. 52 (1), pp. 51–58. DOI: 10.1016/0022-3115(74)90024-5.
7. Welchel R.L., Kelekanjeri V.S.K.G., Gerhardt R.A. Mechanical and electrical characterisation in age hardened Waspaloy microstructures. *International Heat Treatment & Surface Engineering*, 2009, 3 (1), pp. 35–39. DOI: 10.1179/174951409X12450558152589.
8. Druzhkov A.P., Danilov S.E., Perminov D.A., & Arbuzov V.L. Formation and evolution of intermetallic nanoparticles and vacancy defects under irradiation in Fe–Ni–Al ageing alloy characterized by resistivity measurements and positron annihilation. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 476, pp. 168–178. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2016.04.045.
9. Lifschitz I.M., Slyozov V.V. The Kinetics of Precipitation from Supersaturated Solid Solutions. *J. Phys, Chem. Solids*, 1961, vol. 19 (1–2), pp. 35–50. DOI: 10.1016/0022-3697(61)90054-3.
10. Kelekanjeri V.S.K.G., Moss L., Gerhardt R.A., Ilavsky J. Quantification of the coarsening kinetics of  $\gamma'$  precipitates in Waspaloy microstructures with different prior homogenizing treatments. *Acta Materialia*, 2009, 57 (16), pp. 4658–4670. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.06.019.
11. Arbuzov V.L., Druzhkov A.P., Danilov S.E. Effects of phosphorus on defects accumulation and annealing in electron-irradiated Fe–Ni austenitic alloys. *Journal of Nuclear Materials*, 2001, vol. 295 (1–2), pp. 273–280. DOI: 10.1016/S0022-3115(01)00505-0.
12. Dimitrov C., Dimitrov O., Dworschak F. The interaction of self interstitials with undersized solute atoms in electron-irradiated aluminium. *Journal of Physics F: Metal Physics*, 1978, 8, pp. 1031–1052. DOI: 10.1088/0305-4608/8/6/009.
13. Ardell A.J., Nicholson R.B., Eshelby J.D. On the modulated structure of aged Ni–Al alloys. *Acta Metall.*, 1966, 14, pp. 1295–1309.
14. Hofer C., Stergar E., Maley S.A., Wang Y.Q., Hosemann P. An intermetallic forming steel under radiation for nuclear applications. *J. Nucl. Mater.*, 2015, 458, pp. 361–368. DOI: 10.1016/S0022-3115(01)00505-0.

Подана в журнал: 16.10.2022  
УДК 539.12.04:621.78: 669.15.24  
DOI: 10.17804/2410-9908.2022.6.107-116

## ОБРАЗОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВЕ Fe-Ni-Al ПРИ ОТЖИГЕ И ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОНАМИ

С. Е. Данилов

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт физики металлов им. М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,  
ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620137, Россия*

 <https://orcid.org/0000-0001-9815-8196>  [danilov@imp.uran.ru](mailto:danilov@imp.uran.ru)

Ответственный автор. Электронная почта: [danilov@imp.uran.ru](mailto:danilov@imp.uran.ru)  
Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108, Россия  
Тел.: +7 (343) 378–38–46

Методом измерения остаточного электрического сопротивления исследовано поведение интерметаллидных наночастиц типа  $Ni_3Al$  и вакансионных дефектов в ГЦК-сплаве Fe-Ni-Al при отжигах и при электронном облучении. Было показано, что в закаленном сплаве Fe-Ni-Al при отжиге на ранних этапах происходит образование зон состава  $Ni_3Al$ , повышающих остаточное электросопротивление, а при отжигах выше 700 К из них образуются наноразмерные (~4,5 нм) интерметаллидные выделения, равномерно распределенные в матрице сплава, рост которых приводит к уменьшению остаточного сопротивления. При облучении в районе комнатных температур происходит накопление вакансионных дефектов в виде вакансионных комплексов. Диссоциация этих комплексов в районе 400 К приводит к появлению свободно мигрирующих вакансий и усилению самодиффузии, приводящей к образованию зон состава  $Ni_3Al$ . В районе 600–700 К процесс распада твердого раствора происходит термически. При более высоких температурах происходит формирование интерметаллидных частиц, характеризующееся спадом электросопротивления.

**Ключевые слова:** облучение, электроны, электросопротивление, сплав Fe-Ni-Al, интерметаллиды, стоки точечных дефектов, распад твердого раствора.

### 1. Введение

Аустенитные нержавеющие стали широко используются в качестве конструкционных материалов для компонентов атомных реакторов. Много усилий было сделано, чтобы продлить срок их службы за счет повышения сопротивления распуханию. Было замечено, что инкубационный период распухания в этих сталях коррелирует со временем перераспределения легирующих элементов и формированием выделений. Стойкость к распуханию сплавов на основе железа и никеля [1, 2] часто связывают с наличием однородно распределенных в матрице дисперсных выделений типа  $Ni_3Al(Ti)$ . Кроме того, прочность этих материалов зависит от состава, размера, плотности и пространственного распределения выделений [3]. Наличие мелкодисперсных выделений увеличивает концентрацию стоков и снижает среднюю концентрацию точечных дефектов, тем самым подавляя процесс распухания. Исследование [4] показало, что нанокристаллические частицы (наночастицы), такие как  $Ni_3Al$ , образующиеся при термическом старении сплава Fe-Ni-Al, уменьшают накопление дефектов вакансионного типа под облучением.

Сплав Fe-Ni-Al служил модельным сплавом нержавеющих сталей для реакторов на быстрых нейтронах.

Метод измерения остаточного электросопротивления основан на том, что на него влияют точечные дефекты, растворенные примеси или вторичная фаза, присутствующая в виде дисперсии, поскольку все они могут влиять на рассеяние электронов проводимости. В работе [5] для аустенитной нержавеющей стали начальное увеличение удельного сопротивления приписывали рассеянию из небольших зон. Эти зоны вызывали максимальное рассеяние электронов проводимости при достижении ими диаметра примерно 1 нм. В работе [6] описано поведение удельного сопротивления в сплаве Nimonic PE16. Сделан вывод, что небольшие выделения размером от 1 до 2 нм были доминирующими рассеивателями электронов проводимости, тогда как в случае более крупных выделений демонстрируется незначительная способность рассеяния электронов. Измерения остаточного электросопротивления обеспечивают удобный и экспрессный метод неразрушающей оценки и используются в никелевых сплавах, суперсплавах и других дисперсионно-твердеющих системах [5–7].

Цель работы – изучение эволюции наноразмерных частиц интерметаллидов при различных температурах, накопления вакансионных дефектов в сплаве Fe-Ni-Al в условиях электронного облучения при комнатной и повышенных температурах и их отжига, а также исследование роли облучения в формировании и стабильности зон ультрадисперсных выделений фазы Ni<sub>3</sub>Al.

## 2. Материалы и методики

В работе использовался сплав Fe-Ni-Al, содержащий 31.2 ат.% Ni и 10.8 ат.% Al. Этот сплав является стареющим сплавом. При температурах выше 700 К в нем происходит выделение когерентных частиц  $\gamma'$ -фазы типа Ni<sub>3</sub>Al [8]. Содержание углерода было около 0,01 вес.%.

Пластины сплава толщиной 100 мкм после вакуумного передела компонентов были получены холодной прокаткой. Из них электроискровым способом были вырезаны образцы для измерения электросопротивления длиной 8 мм с шириной рабочей части 0,6 мм. После этого образцы отжигали при 1373 К в атмосфере очищенного гелия в течение 1 ч, а затем закалывали в воду со скоростью  $\approx 500$  К/с. После закалки образцы полировали электролитически с целью устранения поверхностных загрязнений. Рентгеноструктурный анализ закаленных образцов показал наличие в них 100 % аустенитной фазы. Согласно оценкам по данным ПЭМ, средний размер зерна в образцах составлял  $\approx 50$  мкм, а плотность дислокаций –  $\approx 10^{11}$  м<sup>-2</sup>.

Режимы отжига и закалки выбирались с тем расчетом, чтобы исключить образование в сплаве интерметаллидных выделений при охлаждении. Часть закаленных образцов сплава отжигались при температурах 823, 923 и 1023 К в течение 3–35 ч с последующей закалкой в воду.

ПЭМ-исследования показали, что после старения при температурах 823–923 К в образцах сплава образуются частицы интерметаллидной  $\gamma'$ -фазы Ni<sub>3</sub>Al.

Образцы сплава в закаленном состоянии облучали на линейном ускорителе электронами с энергией 5 МэВ при 300–600 К. Для обеспечения гомогенности облучения проводилось сканирование пучка электронов по облучаемому сечению. Температура в процессе облучения поддерживалась с точностью  $\pm 10$  К. Максимальный флюенс составлял  $5 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup>, что соответствует в этом материале, согласно оценкам, повреждающей дозе  $\sim 5 \cdot 10^{-4}$  сна.

Изохронный отжиг – это серия коротких отжигов в течение одинакового времени на каждой ступени при ступенчато повышающейся температуре отжига с измерениями остаточного электросопротивления после каждой из ступеней. Облученные (и необлученный) образцы отжигали изохронно с шагами по 10 или 20 К и одинаковой средней скоростью 1 К/мин в атмосфере гелия, очищенного титановым геттером, в интервале от 300 до 900 К.

Остаточное электросопротивление при 4,2 К измеряли автоматической системой стандартным четырехконтактным способом с точностью 0,05 % и чувствительностью 10 нОм·см.

### 3. Результаты

Средний размер частиц, их плотность распределения и тип зависят от температуры и продолжительности отжига. Сплав, отожженный в вакууме при 923 К 3 часа, был исследован с помощью ПЭМ. Получено, что частицы образующегося интерметаллида состава  $\text{Ni}_3\text{Al}$  изоморфны матрице и имеют размеры около 4,5 нм и концентрацию на уровне  $10^{23} \text{ м}^{-3}$  [4]. В случае отжига при более низких температурах размер и плотность частиц оценивалась с помощью теории Слезова [9].

#### 3.1. Изменения электросопротивления при изотермическом отжиге

Электросопротивление зависит от присутствующих в твердом растворе точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов, примесей) и от частиц другой фазы в мелкодисперсном состоянии.

Относительные изменения электросопротивления  $\Delta\rho/\rho_0$  сплавов, изотермически отжигаемых при различных температурах, в зависимости от времени показаны на рис. 1. При этом  $\rho_0$  – это значение сопротивления, полученное после закалки от температуры отжига 1373 К, а  $\Delta\rho$  – это его изменение от этого уровня.

Как видно из рисунка первоначально, для всех температур отжига наблюдается быстрый рост в пределах 4 %. Скорость роста увеличивается с ростом температуры отжига. При более низких температурах отжига, 573–623 К, дальнейший отжиг приводит к приближению прироста к постоянному значению. При более высоких температурах отжига, 773–823 К, рост сопротивления сменяется спадом электросопротивления ниже исходного значения на 6 % и более. Эти изменения происходят из-за совместного действия различных механизмов рассеяния электронов, которые становятся доминирующими на разных стадиях процесса старения [10].

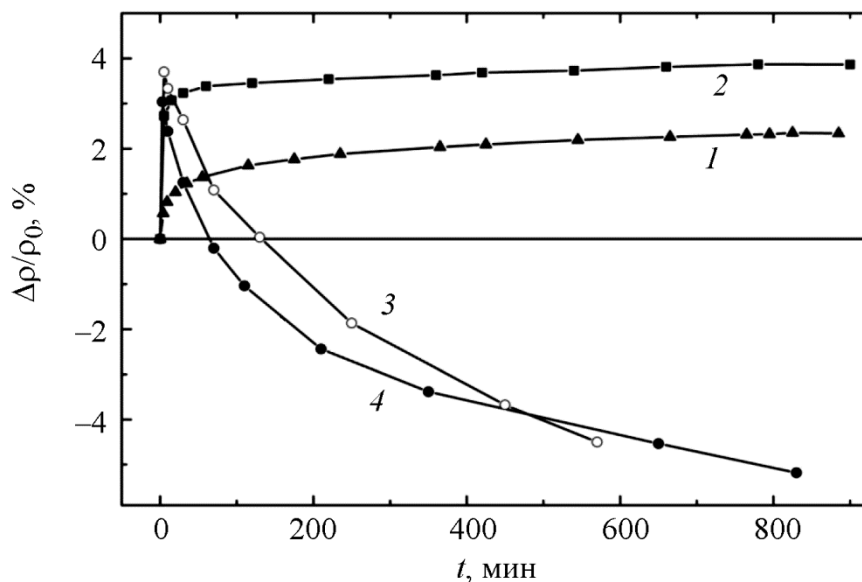


Рис. 1. Изменения остаточного электросопротивления сплава Fe-Ni-Al при изотермическом отжиге при различных температурах: кривая 1 – 573 К; кривая 2 – 623 К; кривая 3 – 773 К; кривая 4 – 823 К

#### 3.2. Электронное облучение

Электронному облучению подвергали стареющий сплав Fe-Ni-Al. Ранее было показано [11], что вакансии, генерируемые при облучении, подвижны при комнатной температуре в сплавах Fe-Ni инварного состава. Можно считать, что в нашем случае вакансии при об-

лучении также подвижны при комнатной температуре и образуют вакансионные комплексы (ВК). Основной эффект электронного облучения кроме накопления точечных дефектов заключается в повышении самодиффузии и диффузии элементов, образующих выделения, за счет образования и миграции точечных дефектов. В результате может происходить радиационно-индуцированное старение сплава с образованием наночастиц Ni<sub>3</sub>Al. С другой стороны, в сплаве к началу облучения могут существовать интерметаллидные частицы, образовавшиеся в сплаве после термического старения, и они могут уменьшить накопление дефектов. С изменением температуры облучения меняется и конфигурация ВК. При температуре облучения 573 К преобладающими кластерами являются двумерные ВК [11].

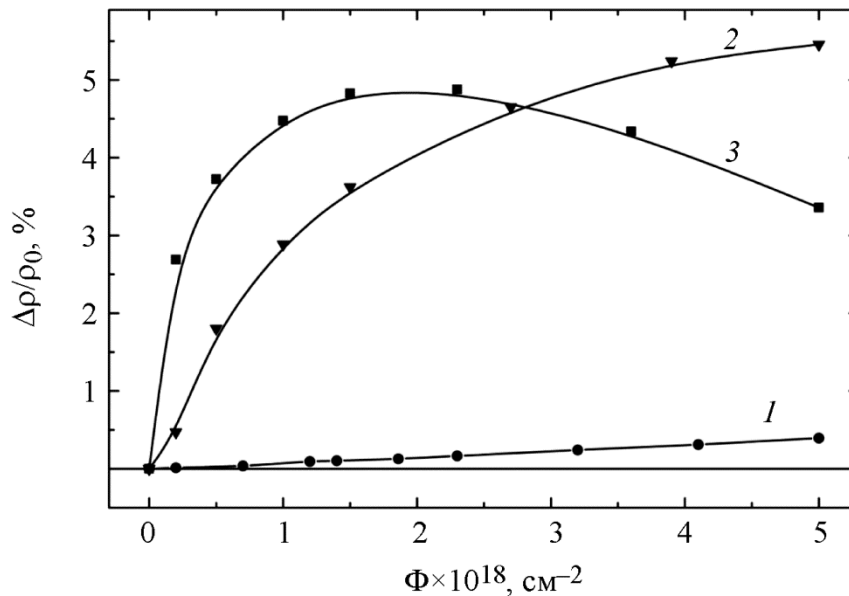


Рис. 2. Изменения электросопротивления закаленного сплава от дозы электронного облучения при различных температурах облучения: кривая 1 – 323 К; кривая 2 – 423 К; кривая 3 – 573 К

Относительные изменения сопротивления сплава Fe-Ni-Al в закаленном состоянии в зависимости от флюенса облучения при 323, 423 и 573 К показаны на рис. 2. Поведение сопротивления с увеличением флюенса сильно зависит от температуры облучения. Наблюдается небольшой прирост сопротивления (не более 0,5 %) при 323 К, что связано с накоплением точечных дефектов в виде ВК. Более высокий рост удельного сопротивления (4–5 %) происходит при температурах облучения 423 и 573 К. Сильный рост сопротивления при 573 К и облучении до  $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  сменяется при дальнейшем увеличении дозы снижением с 5 % до 3,5 %. Известно [12], что в аустенитных сплавах увеличение удельного сопротивления пар Френкеля составляет около  $10 \text{ мкОм} \cdot \text{см} (\text{ат.}\%)^{-1}$ . По нашим оценкам [11], при набираемой дозе  $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  происходит повреждение на уровне  $5 \cdot 10^{-4}$  сна. Следовательно, максимальное увеличение удельного сопротивления в сплаве за счет накопления точечных дефектов ожидается не более чем 1,0 %.

### 3.3. Изохронные отжиги после облучения

Изменение относительного сопротивления в зависимости от температуры изохронного отжига для сплава Fe-Ni-Al, облученного при различных температурах, представлено на рис. 3. Результаты изохронного отжига необлученного сплава в закаленном состоянии представлены там же. Нагрев при изохронных отжигах проводился со средней скоростью 1 К/мин.

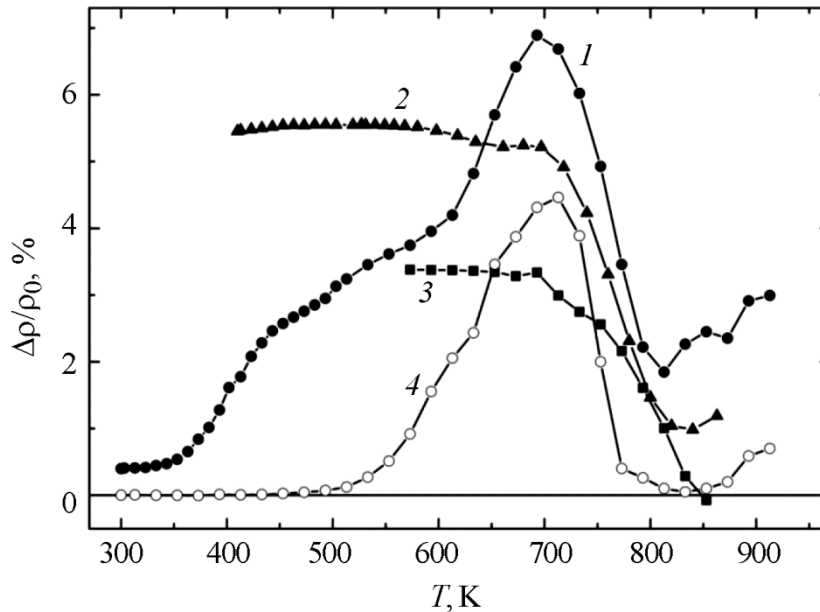


Рис. 3. Зависимости остаточного сопротивления сплава Fe-Ni-Al от температуры изохронного отжига для различных температур облучения: кривая 1 – 323 К; кривая 2 – 423 К; кривая 3 – 573 К; кривая 4 – необлученный образец

Как видно из рис. 3, поведение кривых отжига для сплава Fe-Ni-Al зависит от микроstructures, образующейся при облучении. Рост электросопротивления в образце, облученном при 323 К, происходит при отжиге выше 420 К (см. рис. 3). В случае облучения при более высоких температурах 423 и 573 К этого роста нет. Рост электросопротивления в необлученном образце и в образце, облученном при 323 К, начинается при ~600 К. Выше 600 К кривые для необлученного образца и образца, облученного при 323 К, аналогичны. Обе кривые имеют максимум при ~700 К и спадают практически до исходного уровня при последующем повышении температуры. Кривые отжига образцов, облученных при повышенных температурах 423 и 573 К, не имеют такого роста в районе 600–700 К и почти постоянны до 700 К. Выше 700 К поведение кривых отжига всех образцов сходно. Таким образом, микроструктура сплава, сформировавшаяся при облучении, стабильна до 700 К. Выше 700 К для необлученного сплава и сплавов, облученных при различных температурах, значения электросопротивления падают.

#### 4. Обсуждение

Увеличение остаточного электросопротивления, отмеченное вначале при изотермических отжигах (см. рис 1), может объясняться наличием очень мелких зон Ni<sub>3</sub>Al (субнано кластеры). Зоны Ni<sub>3</sub>Al действуют как дополнительные центры рассеяния электронов проводимости, тем самым увеличивая значения удельного сопротивления. Это напрямую связано с дисперсией зон, количественно определяемых средним межчастичным интервалом. Когда это значение близко к длине свободного пробега электрона, рассеяние, связанное с распределением частиц Ni<sub>3</sub>Al, приводит к росту удельного сопротивления для всех образцов на рис. 1. Это свидетельствует о наличии режима зарождения/роста во всех случаях. При температурах старения (573–623 К) стадия зародышеобразования «заморожена», а удельное сопротивление приближается к насыщению. При более высоких температурах старения (773–823 К) вслед за этапом роста сопротивления наблюдается спад удельного сопротивления. Это объясняется трансформацией зоны, занимаемой частицами Ni<sub>3</sub>Al, и их укрупнением, вероятно, в результате коалесценции. Это приводит к увеличению расстояния между частицами, что вызывает постепенное снижение электросопротивления. Действительно, образование Ni<sub>3</sub>Al выделений размером 1–2 нм для старения в течение 10–15 ч при 823 К подтверждено данными PAS и

ТЕМ [4]. Оценка диффузионной подвижности Al в Ni дает значение диффузионной длины  $L_{diff} \sim 10^{-3}$  нм при 623 К в течение 10 ч [13]. Таким образом, остаточное электросопротивление позволяет изучать распад твердого раствора на начальных стадиях, начиная с образования зон, приближающихся по составу к выделяющимся частицам интерметаллида. Эта интерпретация находится в соответствии с кривой для изохронного отжига необлученного образца на рис. 3.

В случае облучения генерируется большое количество вакансий и междоузлий, а удельное сопротивление зависит не только от накопления дефектов, но и от структурно-фазовых превращений, особенно на этапах зарождения и роста  $\gamma'$ -выделений в сплавах на основе никеля. Из поведения сопротивления в сплаве Fe-Ni-Al можно сделать вывод, что миграция точечных дефектов, генерированных облучением, вызывает образование зон состава  $Ni_3Al$  и их трансформацию в  $\gamma'$ -выделения под облучением уже при 573 К. Этот процесс обусловлен усилением диффузии. Оценки коэффициента радиационно-стимулированной диффузии с использованием приближений из работы [14] дают значение  $D_{irr} = 1,2 \cdot 10^{-21}$  м<sup>2</sup>/с при 573 К, что на 6 порядков выше, чем коэффициент термодиффузии  $D_{therm} = 1,4 \cdot 10^{-27}$  м<sup>2</sup>/с.

При температуре облучения 423 К удельное сопротивление растет, но скорость роста здесь ниже, чем при 573 К. Здесь отсутствует снижение электросопротивления при высоких флюенсах (см. рис. 2). В этом случае из-за меньшей диффузионной подвижности атомов растворенного вещества только зоны высокой плотности состава  $Ni_3Al$ , повышающие электросопротивление, образовались при облучении. Можно предположить, что диффузия, вызванная облучением, достаточно высока, чтобы позволить идти процессу образования зон, но все же слишком низкая для полного процесса образования выделений во время облучения.

Поведение кривых изохронного отжига для сплава Fe-Ni-Al в облученном состоянии (см. рис. 3) зависит от микроструктуры, образующейся при облучении. При облучении при 323 К, как было показано в работе [8], образуются вакансионные кластеры трехмерной конфигурации, которые впоследствии при достижении 420 К в процессе изохронного отжига диссоциируют (см. рис. 3). Образующиеся при диссоциации свободно мигрирующие вакансии ускоряют диффузию легирующих элементов и формирование зон  $Ni_3Al$ , приводящих к росту сопротивления.

Следует обратить внимание на кривую отжига для необлученного образца. Интенсивный рост электросопротивления в этом образце начинается при  $\sim 600$  К, т. е. зоны  $Ni_3Al$  при термическом старении имеют место при температуре на 200 К выше, чем в образце, облученном при комнатной температуре. Выше 600 К кривые для необлученных и облученных при 323 К образцов аналогичны. Обе кривые достигают максимума при  $\sim 700$  К и падают практически до начального уровня при последующем повышении температуры. Уменьшение удельного сопротивления при более высоких температурах чем 700 К (за наблюдаемым максимумом) в этих образцах связано с трансформацией зон в частицах  $Ni_3Al$  и их постепенным превращением в интерметаллидные выделения. Поведение кривых отжига образцов, облученных при повышенных температурах, показывает, что значения электросопротивления почти постоянны до 700 К, т. е. образование зон  $Ni_3Al$  происходит уже во время облучения. Концентрация термических вакансий и, соответственно, диффузия атомов мала до 700 К и недостаточна для эволюции. Выше 700 К поведение кривых отжига для образцов, облученных при повышенных температурах, аналогично поведению кривых для других образцов.

## 5. Заключение

Путем измерения удельного сопротивления исследовались зарождение, рост и эволюция интерметаллидных выделений при отжигах и облучении в сплаве Fe–31,2 ат. % Ni–10,8 ат. % Al (Fe–Ni–Al).

Термический отжиг при 600–700 К приводит к образованию зон состава  $Ni_3Al$  и росту электросопротивления. При более высоких температурах отжига (770–820 К) происходит



преобразование этих зон в интерметаллидные выделения и их укрупнение, сопровождающееся спадом электросопротивления.

Облучение в области комнатных температур приводит к накоплению вакансионных кластеров, которые диссоциируют при температуре около 420 К. Эта диссоциация вызывает аналогичный изотермическому отжигу процесс образования зон предвыделения состава  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , выраженный в росте электросопротивления.

Облучение при повышенных температурах 423 К и 573 К за счет радиационной диффузии приводит также к образованию зон предвыделений, и росту электросопротивления. При более высоких температурах (выше 700 К) при изохронном отжиге после всех облучений происходит формирование выделений и их укрупнение.

Необходимы дополнительные исследования, чтобы лучше понять, как когерентные интерметаллические выделения влияют на эволюцию точечных дефектов, и измерение остаточного электросопротивления в сочетании с методом аннигиляции позитронов представляется многообещающим подходом к исследованиям этого явления.

## Благодарность

*Исследование выполнено в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Функция» Г.р. № 122021000035-6).*

## Литература

1. Williams K. R., Fisher S. B. The void swelling of a  $\gamma'$ -hardened alloy // *Radiation Effects*. – 1972. – 15. – P. 243–250.
2. An experimental survey of swelling in commercial Fe–Cr–Ni alloys bombarded with 5 MeV Ni Ions / W. G. Johnston, J. H. Rosolowsky, A. M. Turkalo, T. Lauritze // *J. Nucl. Mater.* – 1974. – 54 (1). – P. 24–40. – DOI: 10.1016/0022-3115(74)90073-7.
3. Паршин А. М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск : Металлургия, 1988. – 665 с.
4. Druzhkov A. P., Perminov D. A., Pecherkina 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 // *Philosophical Magazine*. – 2008. – Vol. 88. – P. 959–976. – DOI: 10.1080/14786430802014670.
5. Wilson G., Pickering F. B. A study of zone formation in an austenitic steel containing 4% titanium // *Acta Metallurgica*. – 1968. – 16 (1). – P. 115–131. – DOI: 10.1016/0001-6160(68)90080-1.
6. A resistometric study of ageing in nimonic alloys (I). PE16 / R. J. White, S. B. Fisher, K. M. Miller, G. A. A. Swallow // *J. Nucl. Mater.* – 1974. – Vol. 52 (1). – P. 51–58. – DOI: 10.1016/0022-3115(74)90024-5.
7. Whelchel R. L., Kelekanjeri V. S. K. G., Gerhardt R. A. Mechanical and electrical characterisation in age hardened Waspaloy microstructures // *International Heat Treatment & Surface Engineering*. – 2009. – 3 (1). – P. 35–39. – DOI: 10.1179/174951409X12450558152589.
8. Formation and evolution of intermetallic nanoparticles and vacancy defects under irradiation in Fe–Ni–Al ageing alloy characterized by resistivity measurements and positron annihilation / A. P. Druzhkov, S. E. Danilov, D. A. Perminov, & V. L. Arbuzov // *Journal of Nuclear Materials*. – 2016. – 476. – P. 168–178. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2016.04.045.
9. Lifschitz I. M., Slyozov V. V. The Kinetics of Precipitation from Supersaturated Solid Solutions // *J. Phys. Chem. Solids*. – 1961. – Vol. 19 (1–2). – P. 35–50. – DOI: 10.1016/0022-3697(61)90054-3.

10. Quantification of the coarsening kinetics of  $\gamma'$  precipitates in Waspaloy microstructures with different prior homogenizing treatments / V. S. K. G. Kelekanjeri, L. Moss, R. A. Gerhardt, J. Ilavsky // *Acta Mater.* – 2009. – 57 (16). – P. 4658–4670. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.06.019.
11. Arbuzov V. L., Druzhkov A. P., Danilov S. E. Effects of phosphorus on defects accumulation and annealing in electron-irradiated Fe–Ni austenitic alloys // *J. Nucl. Mater.* – 2001. – 295. – P. 273–280. – DOI: 10.1016/S0022-3115(01)00505-0.
12. Dimitrov C., Dimitrov O., Dworschak F. The interaction of self interstitials with undersized solute atoms in electron-irradiated aluminium // *Journal of Physics F: Metal Physics.* – 1978. – 8. – P. 1031–1052. – DOI: 10.1088/0305-4608/8/6/009.
13. Ardell A. J. & Nicholson R. B. On the modulated structure of aged Ni–Al alloys // *Acta Metall.* – 1966. – 14 (10). – P. 1295–309.
14. An intermetallic forming steel under radiation for nuclear applications / C. Hofer, E. Stergar, S. A. Maley, Y. Q. Wang, P. Hosemann // *J. Nucl. Mater.* – 2015. – 458. – P. 361–368. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.12.099.