На правах рукописи

The

ИЛЬИНОВА Татьяна Николаевна

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

 $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$ и $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$

Специальность 02.00.21 – Химия твердого тела

ΑΒΤΟΡΕΦΕΡΑΤ

диссертации на соискание ученой степени кандидата химических наук

Воронеж - 2019

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Воронежский государственный университет» (ФГБОУ ВО «ВГУ»)

| Научный руководитель: | доктор физико-математических наук, академик РАН, профессор Иевлев Валентин Михайлович |
|------------------------|--|
| Официальные оппоненты: | Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических на- ук, профессор, ФГАОУ ВО НИТУ «МИСИС», кафедра физического материаловедения, главный науч- ный сотрудник Ярославцев Андрей Борисович, доктор химических наук, член- корреспондент РАН, ФГБУН ИОНХ РАН, лаборатория ионики функцио- нальных материалов, заведующий |
| Ведущая организация: | ФГБОУ ВО «Саратовский государ- ственный технический университет |

Защита состоится «24» апреля 2019 года в 16 ч. 00 мин. на заседании диссертационного совета Д 212.038.19 по химическим наукам при Воронежском государственном университете по адресу: 394018, Россия, г. Воронеж, Университетская пл., 1, химический факультет, ауд. 439.

им. Ю.А. Гагарина», г. Саратов

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке Воронежского государственного университета и на сайте http://www.science.vsu.ru.

Автореферат разослан «05» марта 2019 г.

Ученый секретарь диссертационного совета

Филр Столповская Н.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы диссертации. Вследствие особенностей структуры аморфным сплавам (AC) свойственны высокие прочность, твердость, пластичность, величины которых существенно превышают достигаемые для конструкционных (кристаллических) металлических материалов. AC на основе железа являются магнитомягкими и характеризуются стойкостью к коррозии. Для кристаллических материалов в основе механизма пластической деформации лежат процессы зарождения, движения и взаимодействия дислокаций, с учетом роли точечных дефектов, межзеренных и межфазных границ. Отсутствие трансляционной симметрии и неприменимость представлений о видах дефектов, присущих кристаллическим материалам, ограниченность экспериментальных данных о локальном атомном строении аморфного сплава оставляет не раскрытой природу их пластичности.

Частичная кристаллизация AC – метод создания композитов со свойствами, отличными и от аморфных, и от кристаллических составляющих. При сохранении аморфной структуры возможно изменение физических свойств, в частности, увеличение модуля упругости, твердости и коррозионной стойкости при термообработке AC ниже температуры кристаллизации. В подавляющем большинстве исследований для кристаллизации AC используют традиционную термическую обработку (TO). В то же время в ряде работ показана эффективность кратковременной (от долей до единиц секунды) фотонной обработки (ФО) AC широкополосным излучением мощных газоразрядных ламп. Эффект ФО в активации твердофазных процессов проявляется в ускорении синтеза, снижении температурных порогов образования фаз, более высокой дисперсности синтезируемых фаз, обусловленной большей скоростью их зарождения.

Работа выполнена на кафедре материаловедения и индустрии наносистем Воронежского государственного университета при финансовой поддержке РФФИ (грант № 13-03-97523-р_центр_а, № 17-03-01140-а).

<u>Цель работы</u> – установление структурных превращений в аморфных сплавах $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$ и $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$ в результате термической или фотонной обработки и их корреляции с механическими и коррозионными свойствами.

Для этого предполагается решение следующих задач:

1. Анализ структурных превращений в аморфных сплавах при термической или фотонной обработке.

2. Исследование механических свойств аморфных сплавов и на последовательных стадиях их кристаллизации. 3. Исследование стойкости к коррозии аморфных и кристаллизованных сплавов.

<u>Объекты и методы исследования</u>. Для исследований выбраны AC состава $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$, $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$ и $Fe_{78}P_{20}Si_{2}$, полученные быстрым (10^{5} - 10^{6} K/c) охлаждением расплава на вращающемся медном диске. Основание к выбору состава AC – возможность использования природнолегированного кремнием, марганцем, ванадием и углеродом феррофосфора после его восстановления до состава, склонного к аморфизации, при сохранении большего количества легирующих элементов. Выбор систем определялся также отсутствием данных об исследовании структуры и свойств данных сплавов, возможным практическим применением в качестве магнитомягких материалов.

Структурные превращения активировали ТО или ФО (излучение ксеноновых ламп, спектр 0,2-1,2 мкм). Исследование структурных превращений проводили методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей электронной микроскопии, мессбауэровской спектроскопии. Механические свойства исследовали методом динамического наноиндентирования, а также методом одноосного растяжения. Стойкость к коррозии оценивали посредством анализа потенциодинамических кривых и гравиметрическим методом.

Научная новизна исследований.

1. Установлены структурные превращения аморфных сплавов $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$ и $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$ в результате термической или фотонной обработки.

2. Установлена немонотонная зависимость твердости, модуля упругости и доли пластической деформации в работе индентирования от температуры или энергии поступающего на образец излучения.

3. Установлено восстановление доли пластической деформации в работе индентирования аморфного сплава $Fe_{78}P_{20}Si_2$ после его кристаллизации, что объяснено исходя из предположения об идентичности основной структурной единицы (Fe₃P) в кристаллизованном и аморфном сплавах.

4. Установлено повышение стойкости к коррозии аморфных сплавов после структурной релаксации в агрессивной среде 0,1М Na₂SO₄ – аналоге промышленной среды, загрязненной SO₂.

<u>Теоретическая и практическая значимость.</u> В фундаментальном научном аспекте - сопоставление механических свойств сплавов (аморфных и кристаллизованных) в предположении одинаковой структурной единицы (Fe₃P) в организации структуры основной кристаллической и аморфной фазы.

2

Для сплавов установлены режимы ТО и ФО, приводящие к формированию аморфно-кристаллических композитов с оптимальными механическими и коррозионными свойствами. Полученные результаты могут быть рекомендованы для создания сплавов на основе природнолегированного феррофосфора с возможным применением в качестве материалов для изготовления сердечников трансформаторов, магнитных датчиков, звукозаписывающих головок.

Основные положения, выносимые на защиту.

1. При общей последовательности образования фаз, активируемого термической или фотонной обработкой, одинаковая структура и субструктура достигается во втором варианте обработки за время на два порядка величины меньше.

2. Немонотонное изменение величины твердости и модуля упругости с увеличением температуры отжига или дозы энергии качественно имеет одинаковый характер и отражает последовательность структурных превращений, активируемых термической или фотонной обработкой.

3. Исходя из структурной организации кристаллической фазы Fe₃P (плохо выраженная трансляционная симметрия) и большой доли пластической деформации в работе индентирования аморфного и кристаллизованного сплава, механизм локальной пластической деформации можно объяснить межкластерным проскальзыванием (характерные структурные единицы тетраэдрические кластеры Fe₃P).

4. Фотонная обработка дозой ниже порога кристаллизации повышает стойкость к коррозии исследованных аморфных сплавов.

<u>Степень достоверности и апробация результатов</u>. Работа выполнена на современном научном и методическом уровне, достоверность полученных результатов подтверждается использованием комплекса современных методов исследования.

Основные результаты работы были представлены на следующих конференциях и семинарах: V Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2013» (Звенигород, 2013), VI Международная научная конференция «НПМ-2014» (Волгоград, 2014), II Всероссийская молодежная научно-техническая конференция с международным участием «Инновации в материаловедении» (Москва, 2015), VI Всероссийская конференция по наноматериалам с элементами научной школы для молодежи «НАНО 2016» (Москва, 2016), VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2017), VII Всероссийская конференция с международным участием «Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах» (Воронеж, 2018).

<u>Степень разработанности</u> материалов диссертации составляет 100%. По материалам диссертации опубликовано 14 работ, в том числе 3 статьи из перечня журналов ВАК РФ.

<u>Структура и объем работы</u>. Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов и списка литературы. Объем диссертации составляет 91 страницу, содержит 35 рисунков и 4 таблицы. В списке литературы 125 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы, сформулированы цель и задачи исследования, перечислены основные положения, выносимые на защиту, показана научная новизна полученных результатов и их практическая значимость, приведены сведения об апробации результатов работы, публикациях, структуре и объеме работы.

В первой главе представлен обзор литературы по теме диссертации, в котором рассмотрены модели структуры AC, структурные превращения при TO, механические и коррозионные свойства аморфных сплавов. Рассмотрены механизмы деформации, коррозии в среде 0,1M Na₂SO₄.

Во второй главе представлены методы получения аморфных сплавов, используемые методы активации процесса кристаллизации, методы анализа фазового состава и структуры, методы исследования свойств.

Ленточные образцы аморфных сплавов $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$, Fe₇₆5P₁₃₆Si₄₈Mn₂₄V₀₂C₂₅ и Fe₇₈P₂₀Si₂ предоставленные ИМЕТ РАН, были получены быстрым охлаждением расплава со скоростью 10⁵-10⁶ К/с. Основания к выбору исследуемых систем – низкая стоимость используемого феррофосфора, природнолегированного Мо, Мп, V, Si и C, склонного к аморфизации и по термической стабильности, магнитным свойствам, коррозионной стойкости во влажной атмосфере, загрязненной SO₂ (аналог – раствор 0,1M Na₂SO₄ с pH = 6,25) сопоставимого по свойствам с широко применяемыми коммерческими AC типа Metglas 2826 (Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆). В фундаментальном научном аспекте - возможность сопоставления механических свойств сплавов (аморфных и кристаллизованных) в предположении одинаковой структурной единицы (Fe₃P) в организации структуры основной кристаллической и аморфной фазы.

Кристаллизацию активировали методами термической и фотонной обработки. Исследование структурных превращений проводили методами рентгеновской дифрактометрии (РД), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), мессбауэровской спектроскопии (МС). Механические свойства исследовали методами динамического наноиндентирования и одноосного растяжения. Стойкость к коррозии оценивали гравиметрическим методом и анализом потенциодинамических i,Е-кривых.

<u>В третьей главе</u> методами РД, ПЭМ, МС сопоставлены структурные изменения AC Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7} и AC Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}, активируемые ТО и Φ O.

Исходный сплав Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7} имеет аморфную структуру, что подтверждено рентгеновскими дифрактограммами (рисунок 1) и картиной микродифракции (рисунок 2а).



Рисунок 1. Фрагменты дифрактограмм сплава $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$: a – исходный (1), после ТО при 250 (2), 300 (3), 350 (4), 375 (5), 400 (6) и 450 °C (7); б – исходный (1), после ФО при 20 (2), 30 (3) и 40 Дж/см² (4)



Рисунок 2. Картины микродифракции и ПЭМ - изображения исходного сплава (а) и после ФО при D = 10 Дж/см² (б)

ФО при D=10 Дж/см² инициирует кристаллизацию аморфного сплава, на микроэлектронограмме наблюдаются кольца, соответствующие ОЦК решетке твердого раствора на основе железа (рисунок 2б). При D=20 Дж/см² образуется нанокристаллическая структура с размером зёрен интерметаллидов до 40 нм. Увеличение температуры (Т) или дозы энергии (D) приводит к зарождению и росту доли кристаллических фаз. Установлено, что при TO образуется тот же набор кристаллических фаз, что и при ФО. В результате TO и ФО:

 $\begin{array}{l} \operatorname{AC} \xrightarrow{350^{\circ}\mathrm{C}} \operatorname{CP} \xrightarrow{375^{\circ}\mathrm{C}} \alpha Fe + Fe_{3}P + Fe_{2}P, \\ \operatorname{AC} \xrightarrow{10d_{\mathcal{K}}/\mathrm{CM}^{2}} \operatorname{CP} \xrightarrow{20d_{\mathcal{K}}/\mathrm{CM}^{2}} \alpha Fe + Fe_{3}P + Fe_{2}P, CP - cmpy \kappa myphan penakcauun. \end{array}$



ТО при 375 °С приводит к образованию метастабильной парамагнитной фазы (ПФ) Fe₂P, что проявляется в появлении ассиметричного дублета в спектре (рисунок 3а). С увеличением температуры уменьшается доля ПФ, $H_{3\phi}$ полей принимает величины 0,64-0,96·10⁷ А/м и соответствует фазам, обогащённым Мо и Р, на основе α-Fe и Fe₃P. ФО при D=20 Дж/см² приводит к образованию твердых растворов на основе α-Fe, фазы на основе Fe₃P (рисунок 3б). Увеличение D приводит к снижению доли твердых растворов на основе α-Fe в сплаве. Установлено, что ПФ, метастабильные для этого состава сплава системы Fe-P-Mo, выделяются в большем количестве при TO, чем при ФО (36-42 % и 14-18 % соответственно) при сохранении небольшой доли аморфной матрицы.

Исходный сплав $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$ имеет аморфную структуру, при этом дифракционное гало хорошо описывается двумя гауссовскими профилями, что свидетельствует о неоднородной структуре аморфной фа-

зы, полученной при быстром охлаждении расплава. Увеличение температуры отжига или дозы поступающего на образец излучения не приводит к образованию новых фаз, а повышает долю кристаллических фаз и средний размер ОКР (рисунок 4). В результате ТО и ФО:

AC
$$\xrightarrow{\text{Do 297°C}}$$
 CP $\xrightarrow{\text{297°C}}$ $Fe_3P + \alpha Fe,$
AC $\xrightarrow{D \text{ do 30 } \text{Дж/cm}^2}$ CP $\xrightarrow{D=30 \; \text{Дж/cm}^2}$ $Fe_3P + \alpha Fe$

Средний размер ОКР преобладающей фазы Fe₃P составляет 45 нм при TO и 43 нм при ФО. Одинаковая доля кристаллических фаз после TO и ФО достигается за время на два порядка величины меньше во втором случае обработки, что свидетельствует об ускорении процесса кристаллизации при ФО. Это различие в кинетике процесса кристаллизации при TO и ФО связано со скоростью ввода энергии при активации процесса.



<u>В четвертой главе</u> представлены результаты исследования механических свойств AC и их изменение при кристаллизации.

Из диаграмм нагрузка (P) - глубина проникновения индентора (h) следует, что деформация исходных и кристаллизованных AC обеих исследуемых систем при разных режимах TO и ФО носит упругопластический характер (рисунок 5а и 56, 7а и 76).



Рисунок 5. Диаграммы нагрузка – глубина проникновения индентора для сплава Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}: а – после ТО 250 (1), 300 (2), 350 (3), 375 (4), 400 (5), 450°C (6); б – исходный (1), после ФО дозой 5 (2), 10 (3), 15 (4), 20 (5), 25 (6), 30 (7), 35 (8) и 40 Дж/см² (9)



Рисунок 6. Диаграммы, характеризующие зависимость твердости (H), модуля упругости (E) и доли пластической деформации в работе индентирования (W_{пл}/W) сплава Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7} от T (a) и D (б)

Немонотонное изменение величины H (рисунок 6а и 6б, 8а и 8б) с увеличением T или D в общем имеет одинаковый характер и отражает последовательность структурных превращений, активируемых TO или ФО. Изменение величины модуля упругости есть следствие композиционного характера структуры. Зарождение кристаллических фаз приводит к повышению твердости и модуля Юнга, а также снижению доли пластической деформации в работе наноиндентирования. Для обоих видов обработки максимальная твердость приходится на композитную структуру с большим содержанием нанокристаллических интерметаллидов (их доля ~80%), ограничивающих пластическую деформацию аморфной фазы. Дальнейшее увеличение Т или D приводит к снижению твердости.



Рисунок 7. Диаграммы нагрузка – глубина проникновения индентора для сплава $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$: а – исходный (1), после ТО 200 (2), 300 (3), 350 (4), 400 (5), 450 °C (6); б – исходный (1), после ФО 10 (2), 15 (3), 25 (4), 30 (5), 40 Дж/см²(6)



Рисунок 8. Диаграммы, характеризующие зависимость твердости (H), модуля упругости (E) и доли пластической деформации в работе индентирования (W_{пл}/W) сплава Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5} от T(a) и D (б)

Петля механического гистерезиса в цикле нагружение – разгружение (рисунок 9) свидетельствует об остаточной пластической деформации образца. Малая пластичность АС может отражать проявление микропластичности на каждом этапе нагружения как результат проскальзывания кластеров зародышей кристаллических фаз. В основном упругая деформация AC подтверждает тот факт, что им свойственна только высокая локальная пластичность, как следствие принципиального отличия механизма проскальзывания от дислокационного механизма, реализуемого в кристаллических телах.



Рисунок 9. Диаграмма напряжение – деформация при испытаниях на разрыв исходного AC (на вставке показана диаграмма цикла нагружение – разгружение)

Согласно диаграмме состояния системы Fe-P в результате кристаллизации основной до 80 об.% формируется кристаллическая фаза Fe₃P, атомная структура которой представлена на рисунке 10. Столь низкая трансляционная симметрия кристаллической решетки исключает возможность дислокационного механизма пластической деформации кристаллического Fe₃P. Исходя из особенностей структуры кристаллической фазы Fe₃P, можно полагать, что и в AC соответствующего состава основная структурная единица, как энергетически выгодная, такая же. Для нее характерна соответствующая формуле соединения тетраэдрическая структурная единица. На элементарную ячейку из тридцати двух атомов приходится восемь тетраэдров, и они в ее пределах взаимно разориентированы. Проскальзывание обеспечивает меньшая величина энергии металлической связи (Fe-Fe) относительно энергии ковалентной в тетраэдрическом кластере Fe₃P.

Показано, что при малой скорости нагружения (рисунок 11, левая вставка) проявляется «прерывистое течение», природу которого объясняют образованием и развитием полос сдвига в процессе пластической деформации АС. При малой скорости нагружения энергия деформации диссипирует в активацию сдвигов, что проявляется на кривой *P-h* совокупностью «скач-

ков». При большой скорости нагружения деформационные скачки суммируются и не разрешаются на кривой нагружения (правая вставка), что проявляется в увеличении доли пластической деформации, уменьшении твердости и модуля упругости.



Рисунок 10. Элементарная ячейка Браве кристаллической фазы Fe₃P: $1 - \text{Fe}, 2 - P^1$



Рисунок 11. Диаграммы *P-h* при скорости нагружения (мН/мин): 0,5 (1), 1 (2), 10 (3), 100 (4)

<u>В пятой главе</u> представлены результаты исследования стойкости к коррозии AC, сплавов после ФО и со сформированными зонами локальной деформации.

¹ Fe₃P Crystal Structure: Datasheet from "PAULING FILE Multinaries Edition-2012" in Springer Materials (https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd_0452183)

На рисунке 12а приведены графики бестоковых потенциалов для аморфного образца (1), после ФО при D=10 (2) и 30 (3) Дж/см² и сплава Fe₇₇B_{6,94}Si₁₃Nb_{2,15}Cu_{0,96} (Finemet) (4). Из них следует, что для аморфного сплава стационарный потенциал равен -394 мВ, после ФО с D=10 Дж/см², 30 Дж/см² –435 и -570, Finemet -622 мВ, соответственно, что свидетельствует о снижении стойкости к коррозии кристаллизованных образцов. Отжиг ниже порога начала кристаллизации активирует релаксационные процессы, приводящие к перераспределению элементов преимущественно в приповерхностной области образца, а также уменьшению внутренних напряжений.

На анодном участке вольтамперограммы (ВАГ) АС имеется плато (рисунок 12б), где скорость анодного процесса практически не зависит от потенциала, что можно объяснить переходом металлического электрода в относительно устойчивое пассивное состояние с минимальной скоростью растворения металлической системы. Оценка скорости коррозии частично кристаллизованных сплавов сплава типа Finemet по анодным участкам вольтамперограмм показала, что скорость растворения сплавов после ΦO с D=10 и 30 Дж/см² и сплава типа Finemet равна 1,78, 7,94 и 0,16 мА/см² соответственно.



Рисунок 12. Стационарные величины бестоковых потенциалов (а) и ВАГ (б) аморфного сплава $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$ (1), сплава после ФО при D=10 (2), 30 Дж/см² (3) и сплава $Fe_{77}B_{6,94}Si_{13}Nb_{2,15}Cu_{0,96}$ (4)

Таким образом, отжиг AC при дозе, не приводящей к кристаллизации, повышает стойкость к коррозии в среде 0,1М Na₂SO₄.

Установлено, что локальная деформация образцов определяет многократное увеличение скорости анодных процессов, коррозия происходит в зоне следов пластической деформации и приводит к образованию микротрещин.

Гравиметрические испытания образцов АС показали, что сплавы разрушались даже при малой величине плотности тока коррозии и большой величине бестокового потенциала. Длительная выдержка образцов в неподвижном растворе приводит к образованию на поверхности металлического электрода относительно плотного слоя продуктов коррозии. Если такой слой прочно связан с поверхностью металла, то его формирование приведет к уменьшению скорости коррозии, в противном случае возникают локальные участки коррозионных поражений. Скорость коррозии в таких очагах многократно возрастает, что может служить причиной разрушения образца.

Таким образом, данных о максимальной плотности тока коррозии и бестоковых потенциалах недостаточно, чтобы судить о коррозионной стой-кости AC.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В процессе кристаллизации аморфных сплавов $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$ и $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$ практически равная доля кристалличности и одинаковый фазовый состав достигнуты при термической обработке за время на два порядка величины больше, чем при фотонной. Для исследованных сплавов основная кристаллическая фаза - Fe_3P .

2. В процессе кристаллизации аморфного сплава $Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7}$ доля метастабильной фазы Fe_2P при термической обработке в 2,5 раза больше, чем при фотонной, что объясняется различием скорости ввода энергии.

3. Установлена немонотонная зависимость твердости, модуля упругости и доли пластической деформации в работе индентирования от структуры сплава.

4. При общности упруго-пластического характера деформации доля пластической деформации в работе индентирования аморфного и кристаллизованного сплавов практически одинакова. Исходя из особенностей кристаллической структуры фазы Fe₃P, соответственно невозможности дислокационного механизма пластической деформации, и в предположении идентичности структурной единицы кристаллической и аморфной фаз, близкая по величине доля пластической деформации объяснена механизмом межкластерного проскальзывания.

5. Фотонная обработка исходных образцов АС ниже порога начала кристаллизации (D=10 Дж/см²) повышает стойкость к коррозии вследствие структурной релаксации аморфной фазы.

13

6. Стойкость к коррозии частично кристаллизованных аморфных сплавов исследованных систем ниже, чем исходных аморфных вследствие образования дефектов кристаллической структуры (межфазных границ и границ зерен), а также снижения содержания пассивирующих компонентов в приповерхностном слое.

7. Формирование участков локальной деформации в приповерхностном слое аморфного сплава $Fe_{76.5}P_{13.6}Si_{4.8}Mn_{2.4}V_{0.2}C_{2.5}$ приводит к снижению его коррозионной стойкости вследствие увеличения свободной поверхности контактирующей с коррозионной средой и возможного отличия элементного состава вновь образовавшихся участков поверхности.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Кристаллизация, механические и коррозионные свойства аморфного сплав Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5} / В.М. Иевлев, С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, М.С. Володина, Е.В. Бобринская, А.С. Баикин, В.В. Вавилова, Д.В. Сериков // Неорганические материалы. – 2016. – Т.52. - №7. – С.734-742

2. Структурные превращения при фотонной и термической обработке аморфного сплава Al₈₅Ni₁₀La₅: твердость и локальная пластичность/ В.М. Иевлев, С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, А.С. Баикин, Т. Дайюб, В.В. Вавилова, А.Н. Косырева, Д.В Сериков // Неорганические материалы. – 2017. – Т. 53. - №10. – С.1038-1047

3. Нанокристаллизация и изменение свойств аморфного сплава Fe_{80,2}P_{17,1}Mo_{2,7} при термической и фотонной обработке/ В.В. Вавилова, В.М. Иевлев, В.Т. Заболотный, С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, В.П. Корнеев, М.О. Аносова, Ю.В. Балдохин // Металлы. – 2014. - №6. – С.43-50.

4. Анализ атомной структуры аморфных металлических сплавов состава $Al_{83}Ni_{10}La_7$ и $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$ / К.Б. Алейникова, А.А. Змейкин, Е.Н. Зинченко, **Т.Н. Ильинова**, В.М. Иевлев // Труды международной научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (НФМ 2012), Санкт-Петербург, 2012. – С.168-171.

5. Структура аморфных металлических сплавов $Al_{83}Ni_{10}La_7$ и $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$./ К.Б. Алейникова, А.А. Змейкин, Е.Н. Зинченко, **Т.Н. Ильинова**, В.М. Иевлев // Тезисы докладов 7й международной научной конференции «Кинетика и механизм кристаллизации. Кристаллизация и материалы нового поколения», Иваново, 2012. – С. 75-76.

6. Кристаллизация и изменение твердости аморфного сплава $Fe_{78}P_{24}Si_2$ при кратковременной фотонной обработке / С.В. Канныкин,

А.В. Боряк, **Т.Н. Ильинова**, В.В. Вавилова // Сборник материалов НАНО 2013, Звенигород, 2013. - С.129-130.

7. Кристаллизация и изменение твердости сплава Fe_{80.2}P_{17.1}Mo_{2.7} при активации процесса фотонной и термической обработками / С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, М.С. Антонова, А.А. Синельников, В.В. Вавилова // Тезисы докадов VI международной научной конференции НПМ, Волгоград, 2014. – С.50-52.

8. Особенности электрохимического поведения сплавов Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5} и Fe₇₇B_{6,94}Si₁₃Nb_{2,15}Cu_{0,96} (FINEMET) в растворе 0,1M Na₂SO₄ / Е.В. Бобринская, **Т.Н. Ильинова**, С.В. Канныкин, В.В. Вавилова // Тезисы докладов второй Всероссийской молодежной научнотехнической конференции с международным участием "Инновации в материаловедении", Москва, 2015. - С.166-167.

9. Механические свойства аморфного сплава Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5} / В.М. Иевлев, С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, М.С. Володина, В.В. Вавилова // Тезисы докладов второй Всероссийская молодежная научно-технической конференции с международным участием "Инновации в материаловедении", Москва, 2015. – С. 193-195.

10. Кристаллизация и механические свойства аморфного сплава Al₈₅Ni₁₀La₅ / В.М. Иевлев, С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, А.С. Баикин, Т. Дайюб // Тезисы докладов VI Всероссийской конференции по наноматериалам с элементами научной школы для молодежи Нано-2016, Москва, 2016. – С. 414-415.

11. Особенности электрохимического поведения в растворе 0,1 M Na₂SO₄ аморфных сплавов системы Fe-P-Si в зависимости от содержания фосфора / Е.В. Бобринская, **Т.Н. Ильинова**, С.В. Канныкин // Тезисы докладов VI Всероссийской конференции по наноматериалам с элементами научной школы для молодежи Нано-2016, Москва, 2016. – С.482-483.

12. Механические свойства аморфного сплава Fe₇₇B₇Si₁₃Nb_{0.4}Cu_{0.2} (Finemet): твердость и локальная пластичность/ С.Б. Кущев, С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, В.В. Вавилова, А.Н. Косырева, А.С. Баикин, Д.В. Сериков // Материалы VII Международной конференции "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов", Москва, 2017. – С.613.

13. Кристаллизация аморфного металлического сплава $Fe_{77}B_7Nb_{2.1}Si_{13}Cu_{0.9}$ при активации процесса фотонной обработкой / С.В. Канныкин, **Т.Н. Ильинова**, Д.В. Сериков, В.В. Вавилова // Сборник материалов VIII всероссийская конференция с международным участием «Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах», Воронеж, 2018. – С.269-270.

15

14. Коррозионная стойкость аморфных сплавов на основе железа / В.М. Иевлев, **Т.Н. Ильинова**, С.В. Канныкин, Е.В. Бобринская, В.В. Вавилова, Д.В. Сериков // Сборник материалов VIII Всероссийская конференция с международным участием «Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах», Воронеж, 2018 – С.267.

Работы 1 – 3 опубликованы в изданиях, входящих в Перечень ВАК РФ.