

УДК 539.371, 538.911

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СЕМЕЙСТВА Fe-Ni-Co-Al

В.В. Коледов<sup>1</sup>, Э.Т. Дильмиева<sup>1</sup>, В.С. Калашников<sup>1</sup>, А.П. Каманцев<sup>1</sup>, А.В. Маширов<sup>1</sup>,  
С.В. фон Гратовски<sup>1</sup>, В.Г. Шавров<sup>1</sup>, Ю.С. Кошкидько<sup>1,2</sup>, А.В. Кошелев<sup>3</sup>,  
С.В. Таскаев<sup>4</sup>, В. Сампат<sup>5</sup>, И.И. Мусабилов<sup>6</sup>, Ф.В. Чунг<sup>7</sup>, Р.М. Гречишкин<sup>8</sup>

<sup>1</sup>Институт радиотехники и электроники им. А.В. Котельникова РАН,  
125009, Москва, ул. Моховая, 11-7

<sup>2</sup>Институт низких температур и структурных исследований ПАН,  
50-422, Вроцлав, Польша

<sup>3</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,  
119991, Москва, Ленинские горы, д. 1,

<sup>4</sup>Челябинский государственный университет,  
454001, Челябинск, ул. Братьев Кашириных, 129

<sup>5</sup>Индийский технологический институт Мадраса, 600036, Ченнай, Индия

<sup>6</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
450001, Уфа, ул. Степана Халтурина, 39

<sup>7</sup>Московский физико-технический институт,  
141701, Московская обл., Долгопрудный, Институтский пер., 9

<sup>8</sup>Тверской государственный университет,  
170100, Тверь, ул. Желябова, 33

Статья поступила в редакцию 31 мая 2018 г., после доработки – 18 июля 2018 г.

**Аннотация.** Методами индукционной и дуговой плавки с последующим гомогенизирующим отжигом и закалкой изготовлены слитки сплавов систем Fe-Ni-Co-Al и Fe-Ni-Co-Al-Ta-V, затем электрорезкой и прокаткой изготовлены пластины сплавов и исследованы кристаллографическая структура методом рентгеновской дифракции, а также термомеханические и магнитные свойства. Показан эффект сверхупругости при температуре ниже 330 К. При измерении температурных зависимостей намагниченности обнаружен типичный для ферромагнетиков ход, который при понижении температуры от 335 К до 4 К сменяется неоднозначным гистерезисным поведением. Полученные данные можно объяснить комбинацией состояний «спинового» и «деформационного стекла». Исследования железосодержащих сплавов должны быть продолжены, представляют большой интерес для создания сверхустойчивых к экстремальным нагрузкам конструкций.

**Ключевые слова:** фазовый переход, эффект памяти формы, сверхупругость,

деформационное стекло, спиновое стекло, Fe-Ni-Co-Al-Ta-B, сверхустойчивые конструкции.

**Abstract.** Recently, it has been proved that the addition of Ta and B as quinary elements to the quaternary Fe-Ni-Co-Al alloy alters the thermoelastic martensitic transformation and also leads to "giant" superelasticity of up to 13.5% in the  $\text{Fe}_{40.95}\text{Ni}_{28}\text{Co}_{17}\text{Al}_{11.5}\text{Ta}_{2.5}\text{B}_{0.05}$  alloy. This is significantly larger than the best binary Ti-Ni shape memory alloy. In addition, the iron-based shape memory alloy is 50% stronger than titanium nickelide ( $YS = 1 \text{ GPa}$ ). The ingots of alloys of Fe-Ni-Co-Al and Fe-Ni-Co-Al-Ta-B were produced by induction melting/ arc melting technique followed by homogenization annealing and quenching. Then the alloy ingots cut by electro-discharge machining were further subjected to rolling. The crystal structure (by XRD) and thermomechanical and magnetic properties were studied. The alloy exhibits superelasticity at a temperature lower than 330 K. While measuring the temperature dependence of magnetization, a behavior that is typical of ferromagnets was observed. With a decrease in temperature from 335 K to 4 K, this behavior is replaced by ambiguous hysteresis behavior. The data obtained can be explained by a combination of states of the spin and strain-glass. Studies of iron-containing alloys should be continued since strong superelasticity is of great interest for the construction of superstructures that are resistant to extreme loads.

**Keywords:** phase transition, shape memory effect, superelasticity, strain glass, spin glass, Fe-Ni-Co-Al-Ta-B, superstructures.

## 1. Введение

Отправной точкой настоящего исследования, как и многих других, стала статья, опубликованная в 2010 г. Танака и др. [1]. В ней сообщалось, что добавление элементов Ta и B в сплав системы Fe-Ni-Co-Al изменяет нетермоупругое мартенситное превращение на термоупругое и значения сверхупругости могут достигать 13.5% в сплаве  $\text{Fe}_{40.95}\text{Ni}_{28}\text{Co}_{17}\text{Al}_{11.5}\text{Ta}_{2.5}\text{B}_{0.05}$ . Это существенно больше, чем у сплава с эффектом памяти Ti-Ni в горячекатанном не текстурированном состоянии, а кроме того, сплав на основе

железа оказался прочнее сплава Ti-Ni в крупнозернистом состоянии ( $\sigma_B \geq 1$  ГПа) [1]. С тех пор сплавы этой и подобных систем привлекают большое внимание ученых. Исследовались, в частности, сплавы:  $Fe_{40.95}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Nb_{2.5}B_{0.05}$  [2],  $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$  [3-6],  $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ti_{2.5}$  [7, 8] и  $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Nb_{2.5}$  [9]. Выявлено, например, что добавление Nb вместо B (сплав  $Fe_{28}Ni_{17}Co_{10.5}Al_{2.5}Nb_{0.05}B$ ) также приводит к изменению характера мартенситного перехода из нетермоупругого в термоупругий, но при этом величина реализуемой сверхупругости достигает лишь 5% [2]. В случае добавление Ti ( $Fe_{30}Ni_{15}Co_{10}Al_{2.5}Ti_{0.05}B$ , [10]), сверхупругость падает до 4.2%.

В работах [8, 11-16], в которых изучены сплавы без добавления дополнительных элементов Nb, Ta, Ti, сообщается, что сплав  $Fe_{43.5}Mn_{34}Al_{15}Ni_{7.5}$  продемонстрировал до 5% сверхупругой деформации в монокристаллическом и поликристаллическом состояниях. Показано также, что сплав имеет слабую температурную зависимость критического напряжения для индуцированного напряжением мартенситного превращения [11]. Это означает, что требуемое напряжение для запуска сверхупругости существенно не меняется с температурой, и большой температурный диапазон для существования сверхупругости возможен, что важно для ряда приложений, например для создания сейсмически устойчивых строений.

В работе [17] в поликристаллическом сплаве  $Fe_{43.5}Mn_{34}Al_{15}Ni_{7.5}$  рассмотрено влияние термомеханической обработки на сверхупругость железосодержащих сплавов с ЭПФ в условиях растяжения при комнатной температуре. Оказалось, что улучшенная сверхупругость наблюдается в образцах с относительно большими размерами зерен. Такие образцы проявляют повышенное удлинение до момента разрушения, более низкое критическое напряжение превращения, и более высокий коэффициент формовозврата.

Интересные работы посвящены изучению монокристаллических железосодержащих сплавов с ЭПФ Fe-Ni-Co-Al-Ta [4-6]. Рассматриваются влияния термической и термомеханической обработок, изменения химического

состава на функциональные свойства. В большинстве работ, среднее значение сверхупругости составило ~5%.

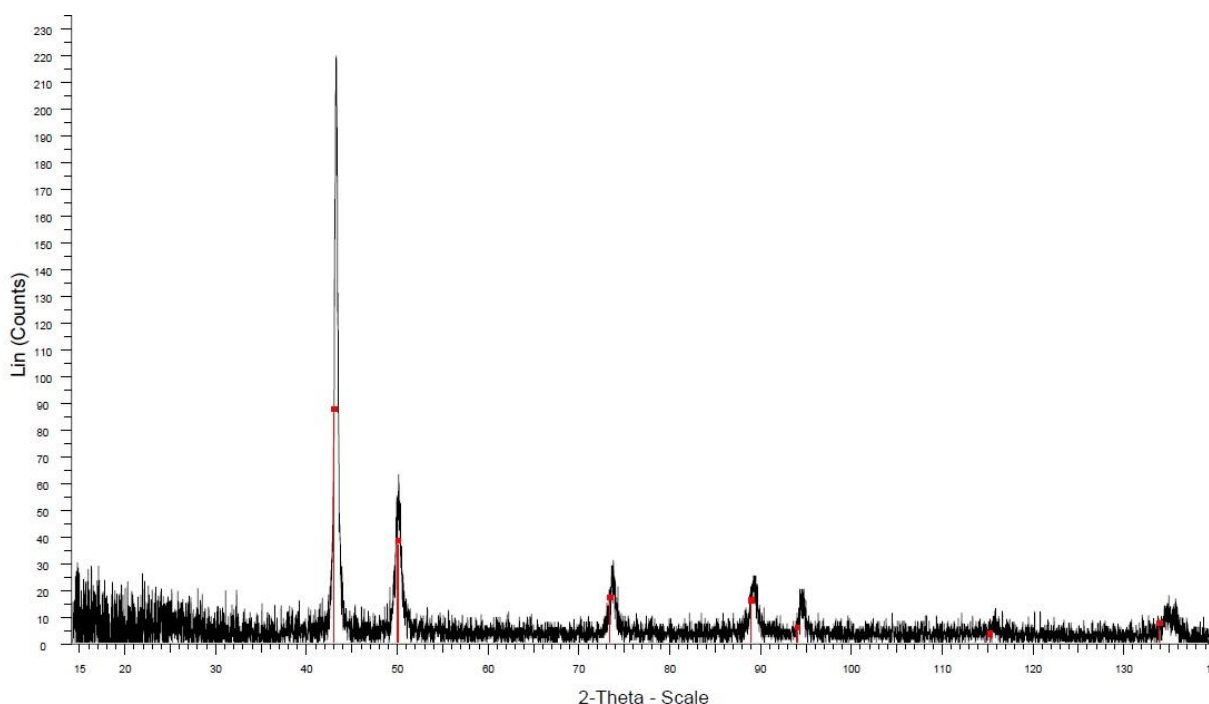
Необходимо отметить работы, в которых изучалось поведение железосодержащих сплавов с ЭПФ под действием магнитного поля [1, 18]. В них показано, что намагниченность индуцированной давлением структурной фазы сильно отличается от намагниченности исходной. Это указывает на возможность влияния сильных магнитных полей на структуру и вероятность сильного эффекта магнитоиндуцированных деформаций и напряжений. Однако, на сегодняшний день отсутствуют сообщения о подобных исследованиях.

Остановимся также на прикладном аспекте проблемы исследования железосодержащих функциональных сплавов гигантской сверхупругостью. Работа [19] была посвящена очень важным применениям сплавов с эффектом памяти формы и сверхупругостью для создания сейсмоустойчивых строительных конструкций. Отмечается, что, не смотря на большие перспективы, широкое использование традиционных сплавов с памятью формы резко ограничено их высокой ценой. Сообщение в работе [1] об открытии гигантского эффекта сверхупругости (ЭСУ) в широком температурном диапазоне в сплаве Fe-Ni-Co-Al-Nb-B, породило надежды на создание более дешевого сплава на основе железа с высокими конструкционными свойствами. Отметим только небольшое количество работ, которые появились в самое последнее время [20-30] на эту тему. Однако, несмотря на большой интерес, оптимальные составы сплавов и технологии их получения не найдены.

Задачи настоящей работы заключались в следующем: изготовить образцы сплавов семейства Fe-Ni-Co(Mn)-(Al-Ta-B), изучить их структуру в зависимости от вида термообработки, изучить магнитные свойства и термоупругие свойства в диапазоне температур от 2 до 400 К, а также обсудить возможности практического применения этих сплавов.

## 2. Образцы и методы

Методом аргонно-дуговой плавки были выплавлены сплавы из семейства  $\text{Fe}_2\text{MnZ}$  ( $Z = \text{Al}, \text{Si}$ ). Были проведены исследования магнитных и структурных свойств полученных сплавов. В результате рентгеноструктурного анализа образца сплава  $\text{Fe}_{44}\text{Mn}_{31.8}\text{Al}_{16}\text{Ni}_{8.2}$  при комнатной температуре было выявлено, что фазовый состав, составляет твердый раствор на основе  $\gamma\text{-Fe}$ . Дифракционные максимумы соответствовали фазе Fe (ГЦК-решетка) с измененным параметром решетки (рис. 1). Электросопротивление сплавов Гейслера системы Fe-Mn-Al-Ni изучалось при помощи установки PPMS Quantum Design 4-х точечным методом в широком диапазоне температур 4– 400 К. На рис. 2 представлены данные температурной зависимости электросопротивления сплава  $\text{Fe}_{44}\text{Mn}_{31.8}\text{Al}_{16}\text{Ni}_{8.2}$ . Наблюдается снижение электросопротивления с ростом температуры – полупроводниковое поведение.



**Рис. 1.** Рентгеновская дифрактограмма ферромагнитной фазы сплава  $\text{Fe}_{44}\text{Mn}_{31.8}\text{Al}_{16}\text{Ni}_{8.2}$  при 290 К.

Низкополевая намагниченность данного сплава в широком диапазоне температур 4 – 380 К, измеренная по протоколу ZFC-FH-FC, представлена на рис. 3. По этим данным можно судить, что при температуре 380 К сплав имеет фазовый переход – точку Кюри, а также некоторый фазовый переход

при низких температурах – около 30 К, что отражено небольшим пиком на кривой электросопротивления и несовпадением кривых ZFC и FC при измерении намагниченности.

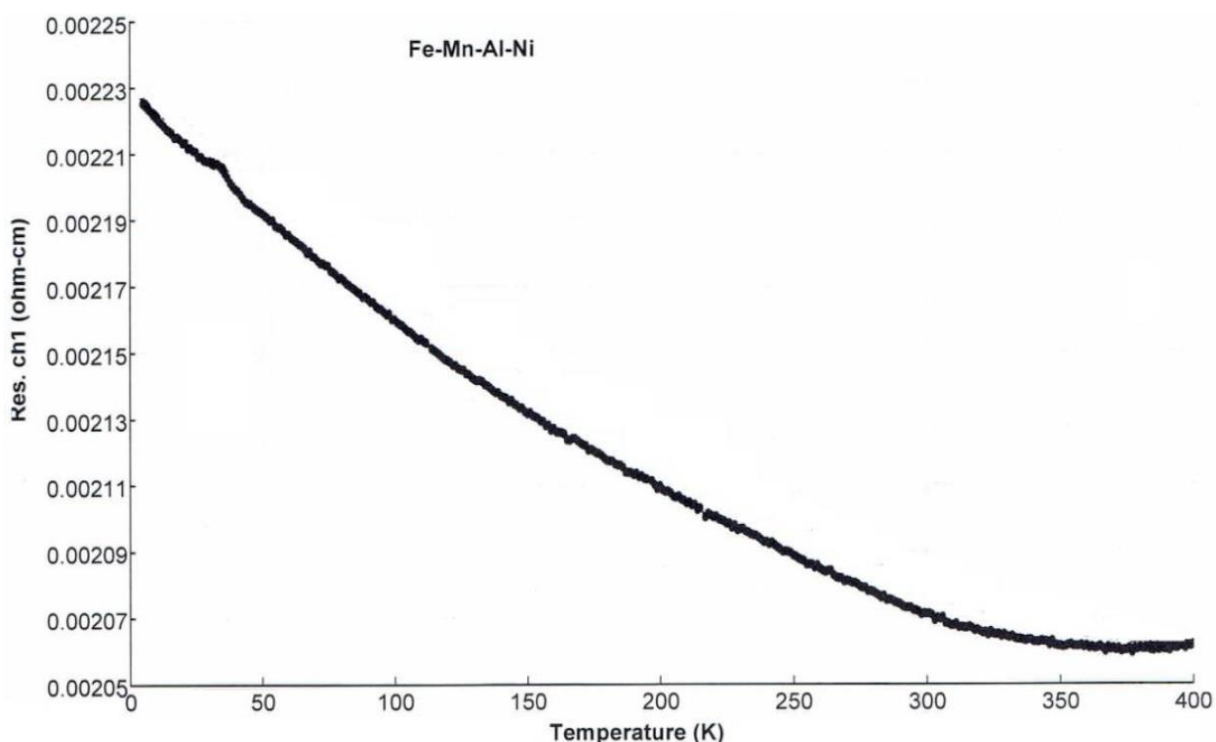


Рис. 2. Электросопротивление сплава  $\text{Fe}_{44}\text{Mn}_{31.8}\text{Al}_{16}\text{Ni}_{8.2}$  в диапазоне температур 4-400 К.

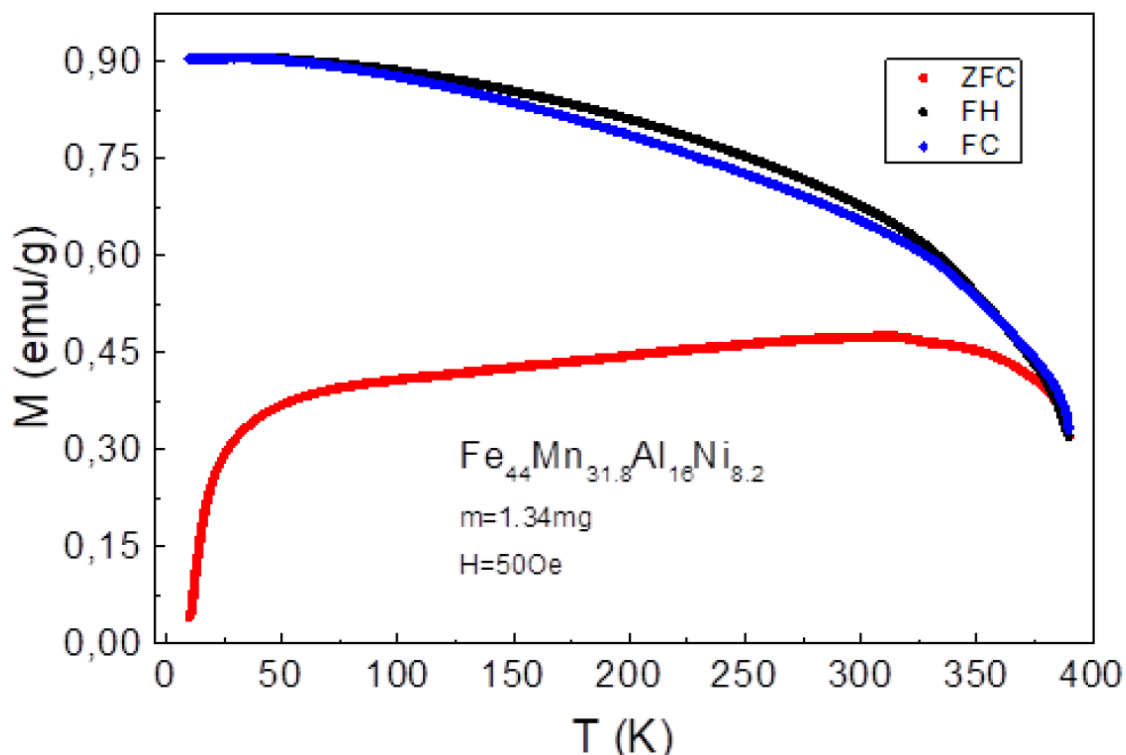


Рис. 3. Низкополевая намагниченность сплава  $\text{Fe}_{44}\text{Mn}_{31.8}\text{Al}_{16}\text{Ni}_{8.2}$  в диапазоне температур 4-400 К, измеренная по протоколу ZFC-FH-FC.

В описываемых экспериментах методом аргонно-дуговой плавки были изготовлены и предварительно исследованы образцы сплавов  $\text{Fe}_{28}\text{Ni}_{17}\text{Co}_{11.5}\text{Al}_{2.5}\text{Ta}_{0.05}\text{V}$  (ат.%) (NCATB) и  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  (FNCATB).

Для выплавки слитков использовали тигли MgPSZ (тигель 1) или огнеупорный кирпич (тигель 2). Затем из слитков методом горячей прокатки были получены полосы.

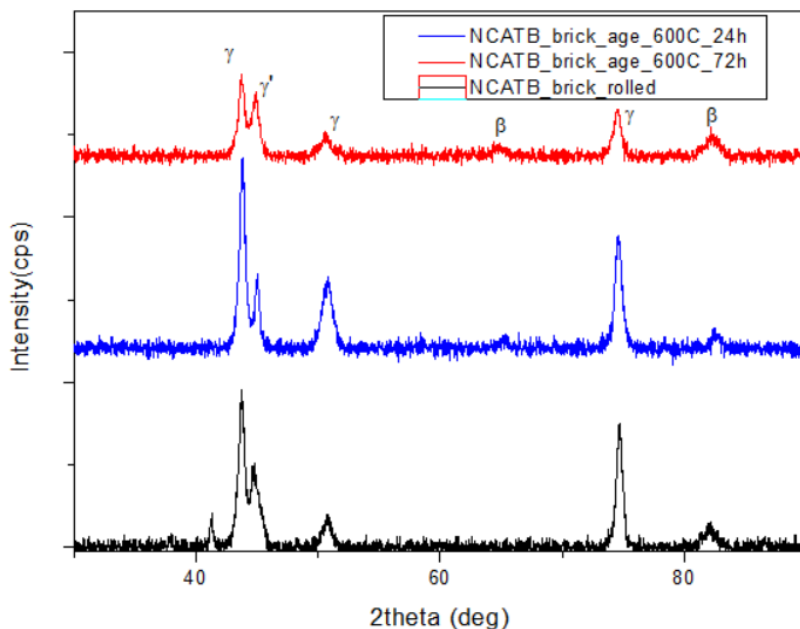
Для изучения функциональных свойств сплавов с гигантским эффектом ЭСУ использовалась экспериментальная установка для определения термомеханических свойств сплавов в диапазоне температур  $-130$  до  $+300$  °C, механических напряжений до 2000 МПа и деформаций до 20% [<https://elibrary.ru/item.asp?id=32619968>]. Принцип работы установки основан на методе трехточечного изгиба образца при переменной температуре и постоянной нагрузке. Установка испытана на образцах известного сплава  $\text{Ni}_{49.8}\text{Ti}_{50.2}$ , что подтвердило достоверность результатов, получаемых на ней.

Методом EDX исследована однородность сплава FNCATB - химический состав образца изучался в 8 точках. В таблице 1 представлены максимальные и минимальные значения весовых процентов химических элементов, зафиксированных в сплаве в изучаемом объеме. По усредненным данным можно отметить, что полученный сплав имеет удовлетворительную однородность и полученный химический состав близок к заложенному в пределах погрешности измерения. Метод EDX имеет погрешность около 0.3 – 0.5% в весовых процентах, поэтому он не позволяет зафиксировать наличие Бора в образце.

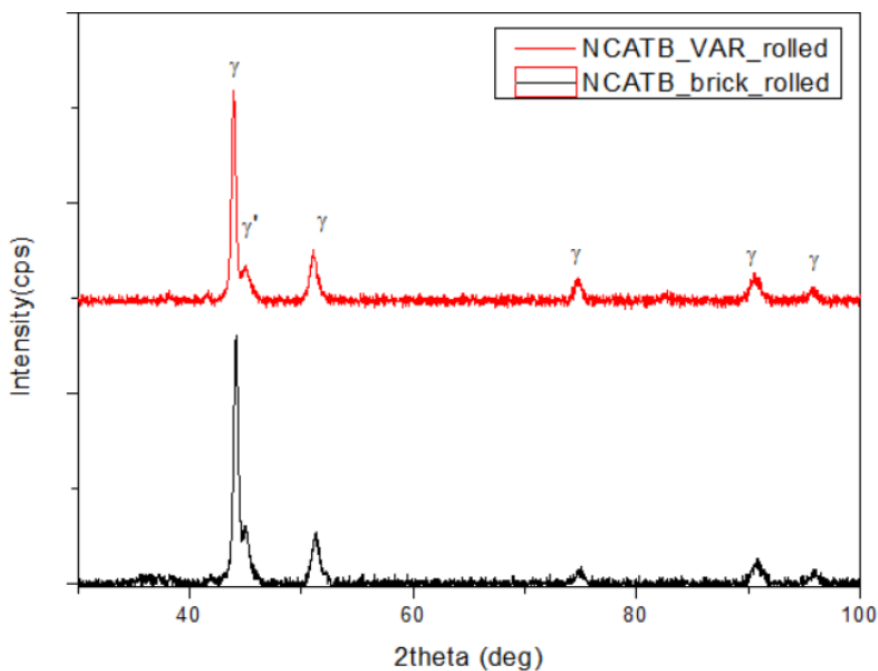
**Таблица 1.** Состав образца сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  (ат. %).

	Al	Fe	Co	Ni	Ta	V
Макс	6.98	40.19	17.53	28.46	6,61	-
Мин	6.26	38.80	17.10	27.62	7.47	-
Усреднение	6.62	39.54	17.37	28.14	8.33	-

Ниже на рис. 4 и 5 показаны результаты рентгеноструктурного анализа на образцах NCATB, изготовленных с применением тиглей 1 и 2. Затем полученные образцы подвергались старению для стабилизации преципитатов  $\gamma'$  (Ni, Fe, Co)<sub>3</sub>(Al,Ta).



**Рис. 4.** Результаты рентгеноструктурного анализа сплава NCATB, состаренного при 600 °С 0 ч., 24 ч., 72 ч.

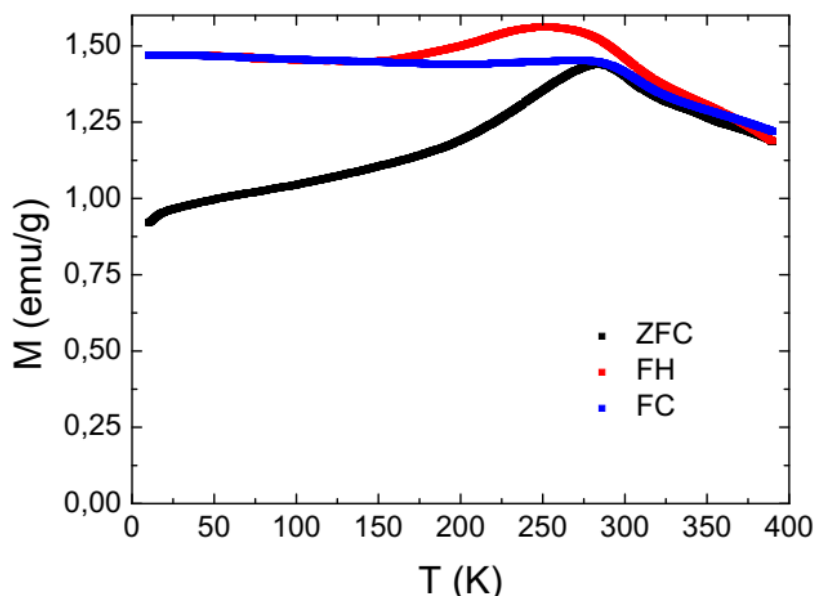


**Рис. 5.** Сравнение результатов рентгеноструктурного анализа для образца NCATB приготовленных в тигле 2.

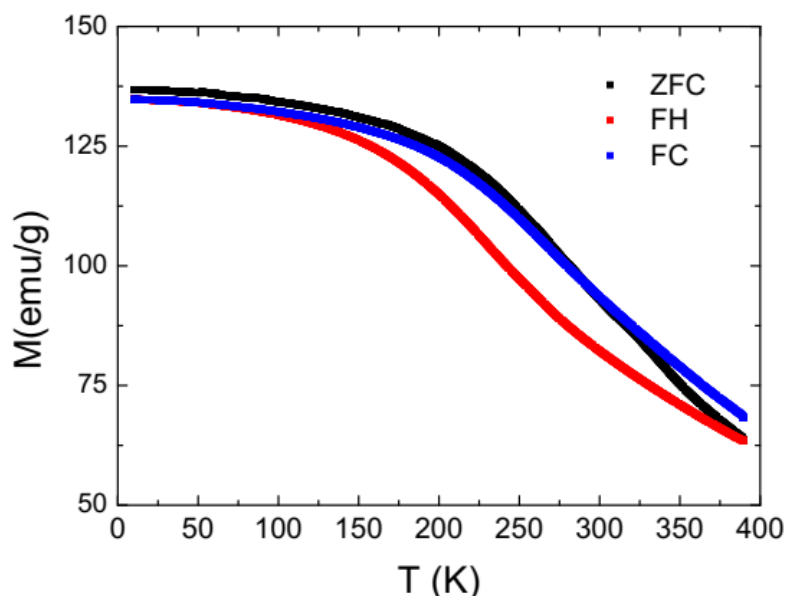


### 3. Результаты экспериментов

На рис. 6 и 7 представлена температурная зависимость намагниченности образца  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  после отжига 24 часа при 1220С и термического старения 72 часа при 600С в процессе нагрева и охлаждения в магнитном поле 50 Э и 3 Тл, соответственно. Из графика зависимости  $M(T)$  следует, что вблизи комнатной температуры имеет место аномалия поведения кривой намагниченности с гистерезисом, что предполагает наличие ФП 1-го рода в сплаве.

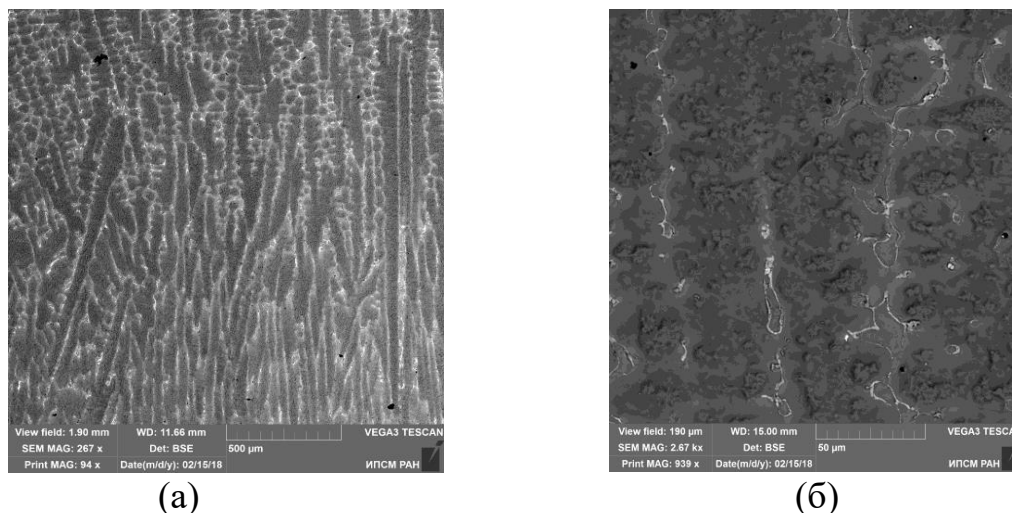


**Рис. 6.** Температурная зависимость намагниченности сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  в магнитном поле 50 Э.



**Рис. 7.** Температурная зависимость намагниченности сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  в магнитном поле 3 Тл.

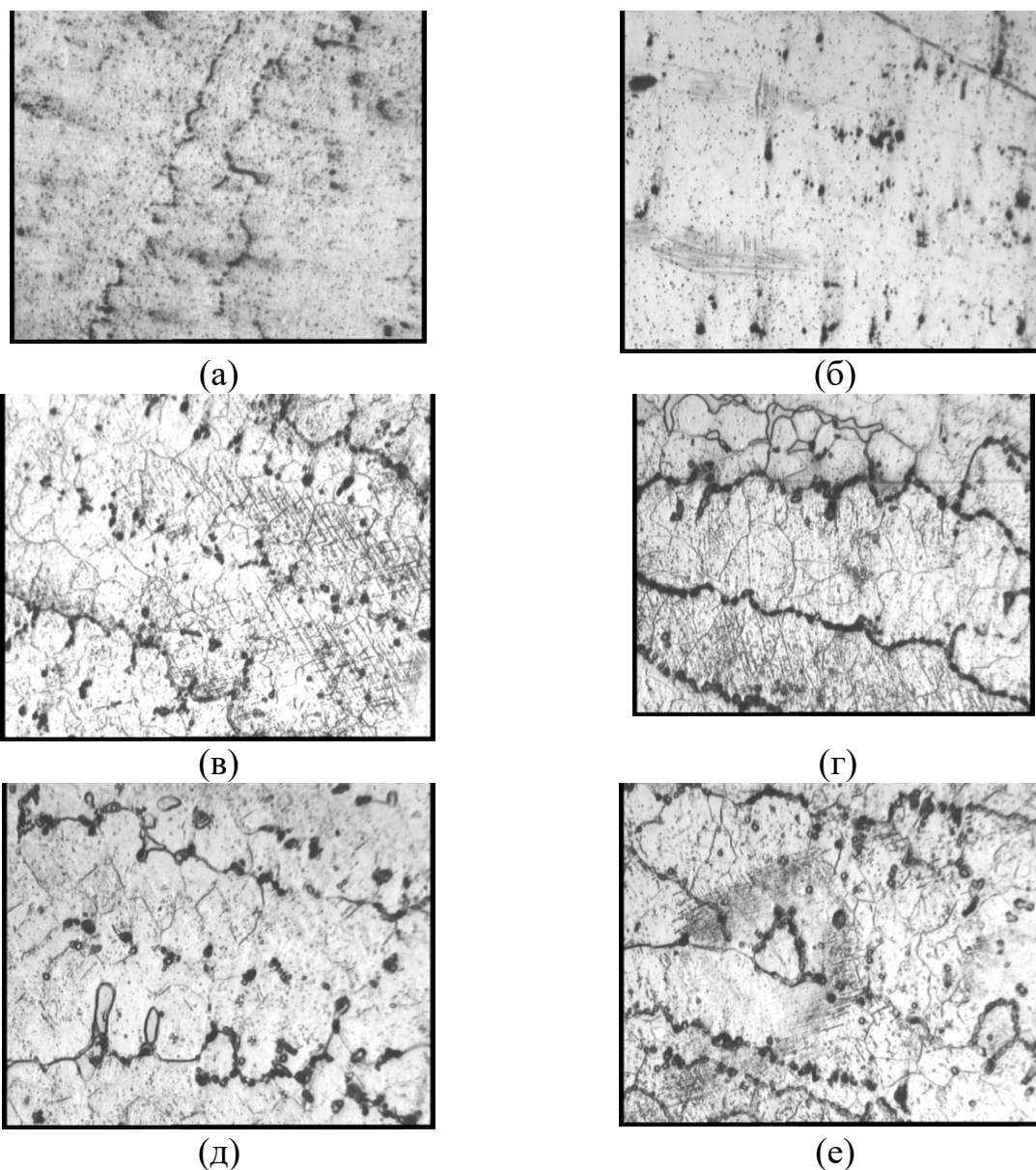
Из исследований микроструктуры образца с помощью растрового электронного микроскопа выявлена многофазность сплава FNCATB при комнатной температуре. Также из рис. 9 (а) видно, что имеет место дендритная структура, связанная, возможно, с процессом теплоотвода при изготовлении образца.



**Рис. 11.** Фотографии структуры образца  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  снятие с помощью растрового электронного микроскопа. (а) – 500 мкм, (б) – 50 мкм.

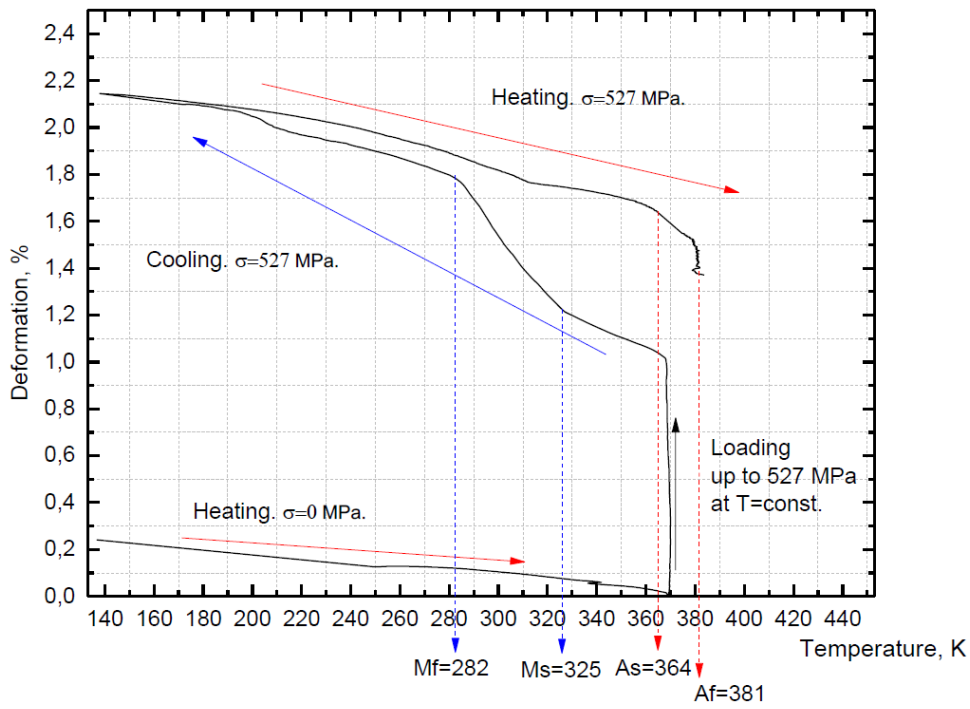
Металлографические исследования проводились на поляризационном оптическом микроскопе. Полировка образца проводилась выше комнатной температуре  $\sim 330$  К. На рис. 12 (а) представлена микроструктура сплава FNCATB при комнатной температуре. После дополнительного термоциклирования, которое заключалось в охлаждении до температуры 77 К и нагрева до 300 К, на поверхности металлографического шлифа имеет место мартенситная фаза, что также доказывает наличие структурного фазового перехода 1-го рода в сплаве  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$ . Дополнительная электрополировка (рис. 12в-е) позволила выявить характер выделений фаз сплава.

На рис. 13 представлены результаты исследования температурной зависимости деформации образца FNCATB. Методика исследований следующая. Образец нагревался от температуры 140 К до 370 К без нагрузки. Затем при температуре 370 К путем приложения внешней механической силы были достигнуты напряжения 527 Мпа.

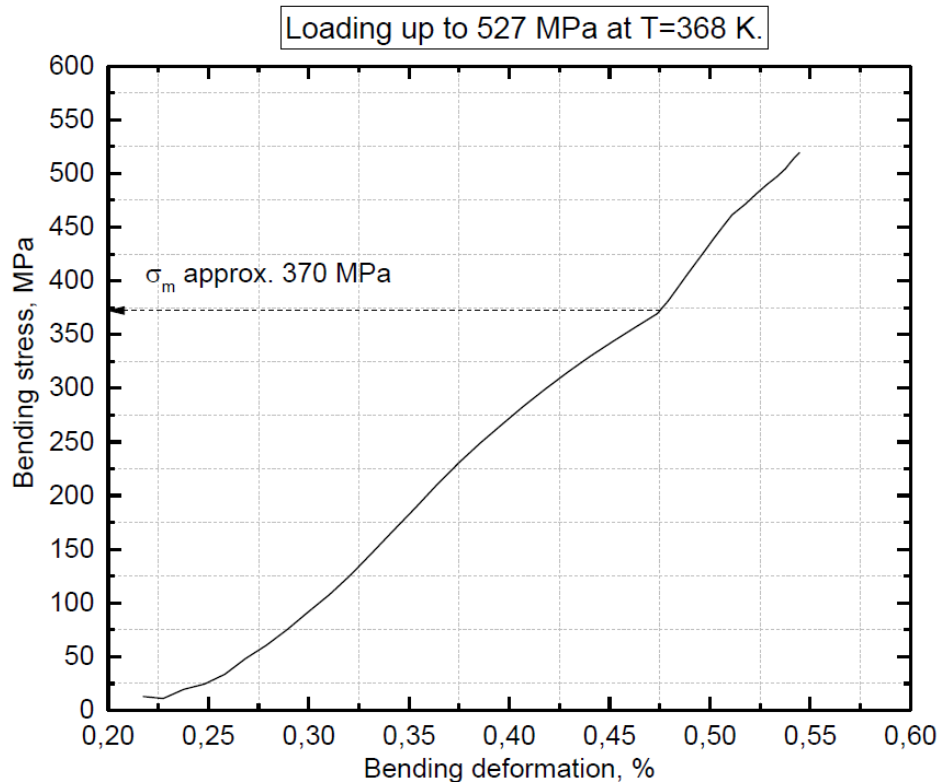


**Рис. 12.** Микроструктура сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  (а) – при комнатной температуре, (б) – после дополнительного охлаждения до температуры 77 К и нагрева до 300 К, (в)-(е) – после электрополировки при комнатной температуре.

В состоянии под нагрузкой, образец был охлажден до температуры 140 К и затем нагрет до 410 К. На кривой зависимости деформации от температуры для нагрева и охлаждения видно отклонение от линейной зависимости для твердых материалов, что говорит о наличии в образце псевдопластичности и ЭПФ. Величина ЭПФ не более 0,3 %. Температуры начала и конца термоупругого фазового превращения отмечены на рисунке.



**Рис. 13.** Температурная зависимость деформации сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  при различной нагрузке.

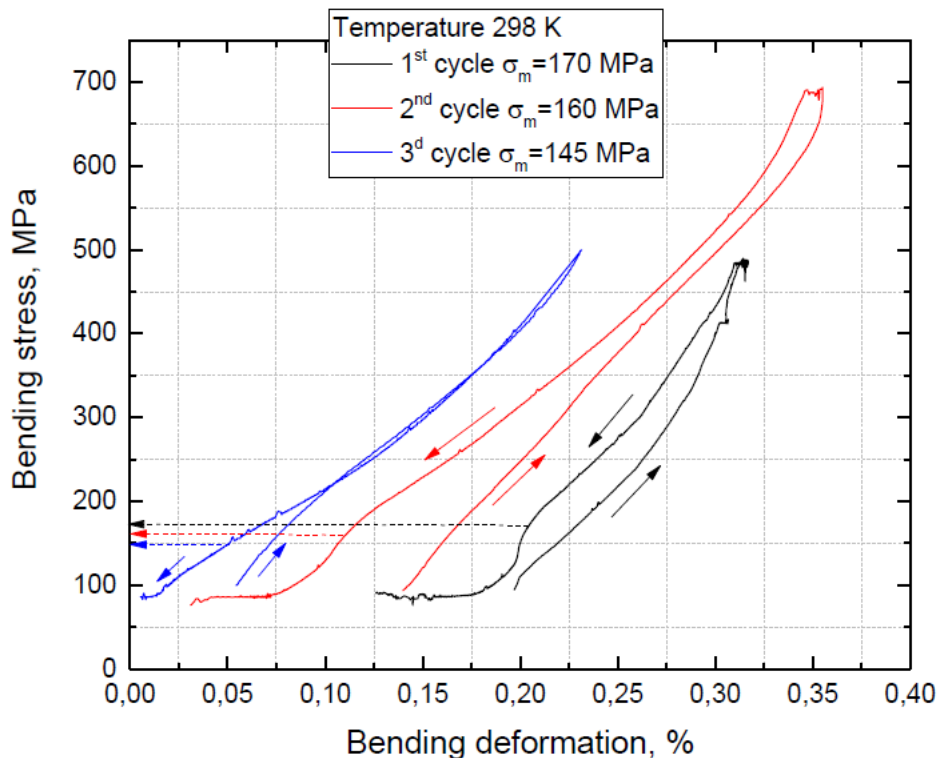


**Рис. 14.** Зависимость деформации сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  при нагружении при температуре 368 К.

На рис. 14 приведена зависимость деформации образца при нагружении при температуре 368 К. Зависимость также отражает отклонение от закона Гука

(от линейности). На кривой  $\sigma(\varepsilon)$  отмечается место излома, где наблюдается отклонение, которое соответствует напряжению фазового перехода под нагрузкой и примерно составляет 370 МПа.

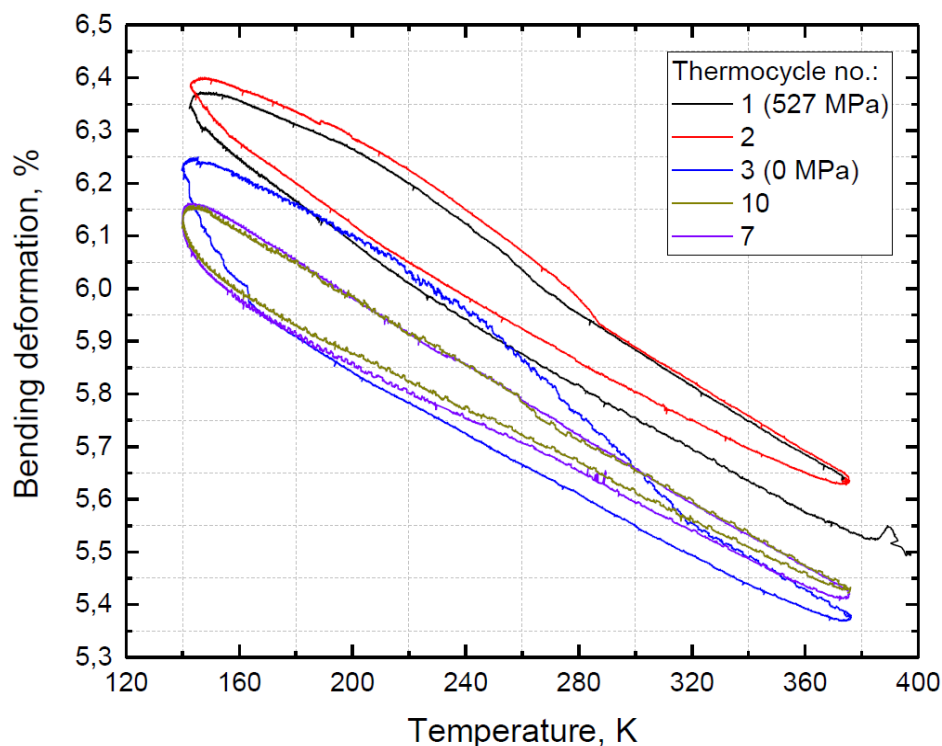
На рис. 15 представлена зависимость деформации от нагрузки – разгрузки для трех циклов нагружения. Отмечается, что с увеличением количества термоциклов величина напряжения, при которых наблюдается фазовое превращение, снижается. На графиках при снятии нагрузки деформация образца после снятия нагрузки оказывается несколько ниже деформации образца под нагрузкой. Это явление носит инструментальный характер, и является особенностью установки, на которой проводится испытание.



**Рис. 15.** Зависимость деформации от нагрузки – разгрузки для трех циклов нагружения сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$ .

На рис. 16 представлены результаты термоциклирования образца под нагрузкой и без нагрузки. При первых циклах нагружения при нагреве, в образце  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  наблюдался мартенситный ФП. На третьем цикле нагрузка была снята и ФП наблюдался до 7-го цикла. Далее фазовый переход отсутствовал – эффект тренировки образца пропал или

произошла релаксация напряжений наведенных при первых циклах нагружения.



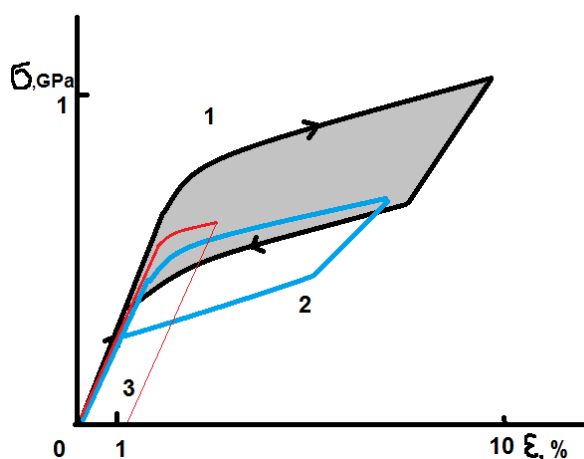
**Рис. 16.** Температурная зависимость деформации сплава  $\text{Fe}_{40.71}\text{Ni}_{27.33}\text{Co}_{17.13}\text{Al}_{12.05}\text{Ta}_{2.73}\text{V}_{0.05}$  под нагрузкой и без нагрузки до 7-го термоцикла.

#### 4. Обсуждение результатов

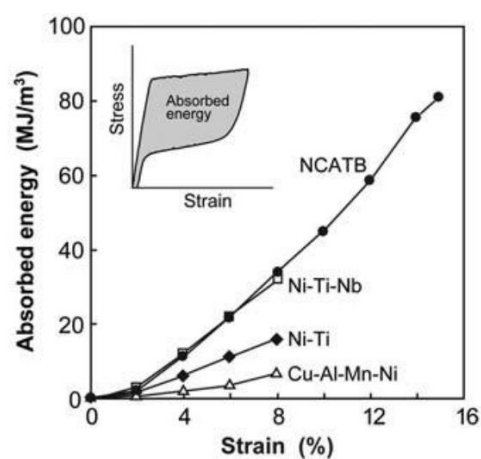
Ферромагнитные железосодержащие сплавы Гейслера с эффектом памяти формы, такие как Ni-Mn-Ga-Fe, демонстрируют обратимые деформации до нескольких процентов вследствие термоупругого мартенситного перехода, индуцированного магнитным полем [31]. Высокопрочный сплав Fe-Ni-Co-(Al-Ta-V) на основе железа, обладающий сверхпластичностью и обратимыми деформациями более 13% с прочностью на растяжение выше 1 ГПа, обсуждается в работе [32]. Прочность на растяжение этого сплава почти в два раза выше, чем при максимальном напряжении для сверхупругой деформации в сплавах Ni-Ti. Совсем недавно привлекали внимание другие железосодержащие сплавы, обладающие сверхэластичностью [33-37]. Исследования наноструктурированного сплава FeMnSi с ЭПФ, полученного после пластической деформации, изучены в [8]. Ввиду этих свойств ожидается, что

данные железосодержащие сверхупругие сплавы будут использоваться для широкого спектра практических применений, таких как функциональные и демпфирующие материалы. Например, использование функциональных сплавов с магнитоиндуцированным мартенситным переходом, актуально для применения в магнитоуправляемых микроэлектромеханических устройствах [39-41] или в магнитокалорических устройствах [42,43]. В тоже время значительный интерес к этим сплавам вызван стремлением к созданию конструкционных материалов для изготовления конструкций, устойчивых к землетрясениям, таким как атомные электростанции, высотные здания, мосты и промышленные объекты.

Принципы сверхупругости проиллюстрированы на рис. 17 а, где схематически показаны «флагоподобные» кривые напряжение-деформация сверхупругого сплава типа Fe-Ni-Co-(Al-Ta-V) и Ti-Ni (кривые 1, 2). Эти кривые представлены схематически по сравнению со стандартной кривой деформационного напряжения для стали (кривая 3). Характерными особенностями сверхупругих сплавов являются высокая обратимая деформация, по сравнению с обычной сталью, а также гистерезисный характер кривой, объясняющий их выдающиеся свойства демпфирования (рис.17 б).



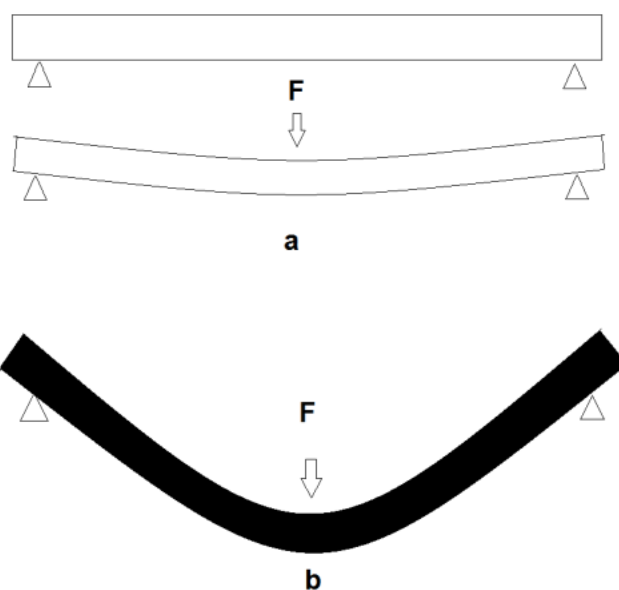
(a)



(б)

**Рис. 17.** (а) Кривые напряженного состояния для сверхэластичного сплава Fe-Co-Ni- (Al-Ta-V) - 1, сплав TiNi с ЭПФ - 2, обычная сталь - 3; (б) зависимость поглощенной энергии в результате деформации для сплавов с различными эффектами памяти формы [32].

На рис. 18 качественно сравнивается деформация изгиба обычной стали (рис. 18 а) и сверхупругого сплава с ЭПФ на основе Fe (рис. 18 б), демонстрирующий полностью обратимую гигантскую деформацию изгиба под действием внешней силы  $F$ . Как статические перегрузки, так и динамические деформации из-за сильного ветра или землетрясения могут быть полностью восстановлены без какой-либо технической помощи с использованием данного физического явления.



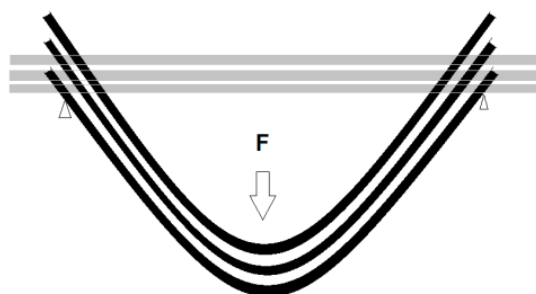
**Рис. 18.** Концепция обратимой сверхэластичной деформации: (а) нормальная упругая деформация стали; (б) сверхэластичная обратимая деформация сплава Fe-Ni-Co- (Ta-V) для проектирования сверхстабильных структур.

Необходимо отметить, что еще большие величины деформации можно достичь с использованием того же количества сверхэластичного сплава при использовании конструкций из упакованных сверхупругих пучков (рис. 19).

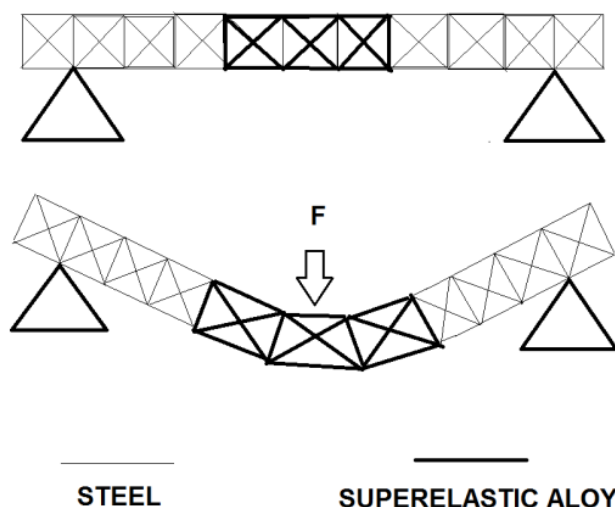
Эти виды крупномасштабных структур называют «сверхстабильными» из-за того, что их полностью обратимые деформации в принципе в несколько раз больше, чем у современных структур на основе пластиковых вставок и проволок с эффектом памяти формы. Рис. 20 и 21 демонстрируют концепции сверхстабильных, полностью обратимых структур с использованием как демпфирующей способности, так и высокой прочности сверхэластичных



пучков и упаковок. Бетонные конструкции также могут быть усилены сверхэластичными пучками, создающими сверхстабильные стенки и демпфирующие основы.



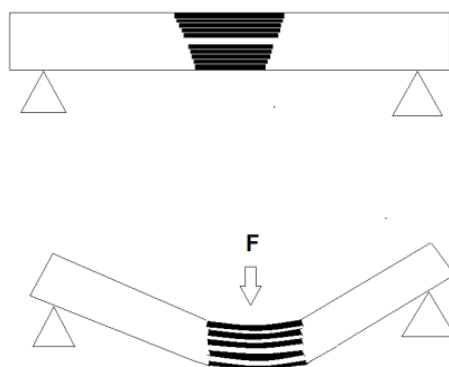
**Рис. 19.** Концепция конструкции упаковки суперэластичных балок с гигантской обратимой деформацией для сверхстабильных структур.



**Рис.20.** Концепция сверхстабильной структуры на основе сверхэластичных пучков с полностью обратимой гигантской деформацией.

При проектировании сверхстабильных структур возникает особая трудность, связанная со статической неопределенностью задачи. Традиционная статическая неопределенность возникает из-за наличия дополнительных соединений. Из-за «флагоподобных» кривых напряжений деформаций сверхэластичных материалов следует применять новые математические

методы, чтобы преодолеть проблему описания поведения композиционных материалов со вставками сплава с мартенситным переходом, которые при внешней нагрузке переходят к промежуточному состоянию. Необходимо провести дальнейшую работу, чтобы разработать надежные методы расчета для поиска наиболее надежных и экономичных решений. Экономичность может быть реальным фактором, несмотря на то, что Ni и Co – не дешевые металлы. Дело в том, что, как очевидно из рис. 19 и 20, на долю сверхупругих вставок и пучков в сверхустойчивой конструкции, например, моста, может приходиться незначительный ее объем, который, в основном, выполнен из стандартной конструкционной стали. Таким образом, поиск достаточно надежных методов описания, расчета и предсказания свойств сверхустойчивых конструкций, включающих сверхупругие материалы, является важной принципиальной и прикладной задачей.



**Рис. 21.** Концепция сверхстабильной структуры на основе пакета сверхэластичных пучков с полностью обратимой гигантской деформацией.

## 5. Заключение

Таким образом, в настоящей работе представлены результаты разработки новых сплавов Fe-Ni-Co-Al-Ta-V, экспериментальное исследование их структуры, возникновение мартенситного фазового перехода, индуцированного температурой, механическим напряжением, а также магнитным полем.

1) Методами индукционной и дуговой плавки с последующим гомогенизирующим отжигом и закалкой изготовлены слитки сплавов систем Fe-Ni-Co-Al и Fe-Ni-Co-Al-Ta-B, затем электрорезкой и прокаткой изготовлены пластины сплавов.

2) Исследованы кристаллографическая структура полученных образцов методом рентгеновской дифракции, а также термомеханические и магнитные свойства. Показан эффект сверхупругости при температуре ниже 330 К.

3) При измерении температурных зависимостей намагниченности обнаружен типичный для ферромагнетиков ход, который при понижении температуры от 335 К до 4 К сменяется неоднозначным гистерезисным поведением. Полученные данные можно объяснить комбинацией состояний спинового и деформационного стекла.

4) Обсуждается технический подход к созданию сверхпрочных конструкций с применением новых сверхупругих материалов. Кроме того, указывается на математические проблемы, возникающие при описании статически неопределенных систем, в которых неопределенное состояние обусловлено сверхупругостью и промежуточным состоянием равновесия мартенситно-аустенитного материала под действием сильной внешней нагрузки.

Исследования железосодержащих сплавов с эффектами сверхупругости должны быть продолжены, так как сочетание сильной сверхупругости и высокой надежности со сравнительно невысокой ценой и технологичностью представляет большой интерес для создания сверхстойчивых к экстремальным нагрузкам конструкций.

Работа поддержана РФФИ, грант № 16-57-45066.

### **Литература**

1. Y. Tanaka Y. Himuro, R. Kainuma, Y. Sutou, K. Ishida. Ferrous polycrystalline shape-memory alloy showing huge superelasticity. *Science*. V. 327, 2010. P. 1488.

2. Omori, T., Abe, S., Tanaka, Y., Lee, D. Y., Ishida, K., Kainuma, R. Thermoelastic martensitic transformation and superelasticity in Fe–Ni–Co–Al–Nb–B polycrystalline alloy. *Scripta Mater.* V. 69, № 11, 2013. P. 812-815.
3. J. Ma, B.C. Hornbuckle, I. Karaman, G.B. Thompson, Z.P. Luo, Y.I. Chumlyakov, The effect of nanoprecipitates on the superelastic properties of FeNiCoAlTa shape memory alloy single crystals. *Acta Materialia.* V.61, № 9, 2013. P. 3445-3455.
4. J. Ma, B.C. Hornbuckle, I. Karaman, G.B. Thompson, Z.P. Luo, Y.I. Chumlyakov, The effect of nanoprecipitates on the superelastic properties of FeNiCoAlTa shape memory alloy single crystals. *Acta Materialia.* V. 61. № 9, 2013. P. 3445-3455.
5. A. Evirgen, J. Ma, I. Karaman, Z.P. Luo, Y.I. Chumlyakov. Effect of aging on the superelastic response of a single crystalline FeNiCoAlTa shape memory alloy. *Scripta Materialia.* V. 67, № 5, P. 475-478.
6. Krooß, P., Somsen, C., Niendorf, T., Schaper, M., Karaman, I., Chumlyakov, Y., Maier, H. J. Cyclic degradation mechanisms in aged FeNiCoAlTa shape memory single crystals. *Acta Materialia.* V. 79. 2014. P. 126-137.
7. Chumlyakov, Y. I., Kireeva, I. V., Poklonov, V. V., Pobedennaya, Z. V., & Karaman, I. The shape-memory effect and superelasticity in single-crystal ferromagnetic alloy FeNiCoAlTi. *Technical physics Letters.* V. 40, № 9. 2014. P. 747-750.
8. Tseng, L. W., Ma, J., Karaman, I., Wang, S. J., & Chumlyakov, Y. I. Superelastic response of the FeNiCoAlTi single crystals under tension and compression. *Scripta Materialia.* V. 101. 2015. P. 1-4.
9. Chumlyakov, Y. I., Kireeva, I. V., Kutz, O. A., Turabi, A. S., Karaca, H. E., & Karaman, I. Unusual reversible twinning modes and giant superelastic strains in FeNiCoAlNb single crystals. *Scripta Materialia.* V. 119, 2016. P. 43-46.
10. Lee, D., Omori, T., Kainuma, R. Ductility enhancement and superelasticity in Fe–Ni–Co–Al–Ti–B polycrystalline alloy. *Journal of Alloys and Compounds,* V. 617, 2014. P. 120-123.

11. Omori, T., Ando, K., Okano, M., Xu, X., Tanaka, Y., Ohnuma, I., Ishida, K. Superelastic effect in polycrystalline ferrous alloys. *Science*. V. 333(6038), 2011. P. 68-71.
12. Omori, T., Okano, M., & Kainuma, R. Effect of grain size on superelasticity in Fe-Mn-Al-Ni shape memory alloy wire. *APL Materials*. V. 1, № 3, 2013. P. 032103.
13. Tseng, L. W., Ma, J., Hornbuckle, B. C., Karaman, I., Thompson, G. B., Luo, Z. P., & Chumlyakov, Y. I. The effect of precipitates on the superelastic response of [100] oriented FeMnAlNi single crystals under compression. *Acta Materialia*. V. 97, 2015. P. 234-244.
14. Vollmer, M., Segel, C., Krooß, P., Günther, J., Tseng, L. W., Karaman, I., Niendorf, T. On the effect of gamma phase formation on the pseudoelastic performance of polycrystalline Fe–Mn–Al–Ni shape memory alloys. *Scripta Materialia*. V. 108, 2015. P. 23-26.
15. Vollmer, M., Krooß, P., Kriegel, M. J., Klemm, V., Somsen, C., Ozcan, H., Niendorf, T. Cyclic degradation in bamboo-like Fe–Mn–Al–Ni shape memory alloys—The role of grain orientation. *Scripta Materialia*. V. 114, 2016. P. 156-160.
16. Tseng, L. W., Ma, J., Wang, S. J., Karaman, I., Chumlyakov, Y. I. Effects of crystallographic orientation on the superelastic response of FeMnAlNi single crystals. *Scripta Materialia*. V. 116, 2016. P. 147-151.
17. Tseng, L. W., Ma, J., Vollmer, M., Krooß, P., Niendorf, T., Karaman, I. Effect of grain size on the superelastic response of a FeMnAlNi polycrystalline shape memory alloy. *Scripta Materialia*. V. 125, 2016. P. 68-72.
18. Bruno, N. M., Wang, S., Karaman, I., Chumlyakov, Y. I. Reversible martensitic transformation under low magnetic fields in magnetic shape memory alloys. *Scientific reports*. V. 7, 2017. P. 40434.
19. Ozbulut, O. E., Hurlebaus, S., Desroches, R. Seismic response control using shape memory alloys: a review. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. V. 22, № 14, 2011. P. 1531-1549.

20. Nzabonimpa, J.D., Hong, W.-K., Park, S.-C. Experimental investigation of dry mechanical beam–column joints for precast concrete based frame. *Structural Design of Tall and Special Buildings*. V. 26, № 1, 2017. P. e1302.

21. Dos Santos, F.A., Bedon, C. Preliminary experimental and finite-element numerical assessment of the structural performance of SMA-reinforced GFRP systems. *American Journal of Engineering and Applied Sciences*. V. 9, № 3, 2016. P. 692-701.

22. Bhowmick, S., Mishra, S.K. FNCATB Superelastic damper for seismic vibration mitigation. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. V. 27, № 15, 2016. P. 2062-2077.

23. Bedon, C., Amarante dos Santos, F. Exploratory Investigation on the Performance of SMA-Reinforced Laminated Glass Panels. *Advanced Engineering Materials*. V. 18, № 8, 2016, P. 1478-1493.

24. Omori, T., Iwaizako, H., Kainuma, R. Abnormal grain growth induced by cyclic heat treatment in Fe-Mn-Al-Ni superelastic alloy. *Materials and Design*. V. 101, 2016. P. 263-269.

25. Nikulin, I., Sawaguchi, T., Kushibe, A., Inoue, Y., Otsuka, H., Tsuzaki, K. Effect of strain amplitude on the low-cycle fatigue behavior of a new Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si seismic damping alloy. *International Journal of Fatigue*. V. 88, 2016. P. 132-141.

26. Shahverdi, M., Czaderski, C., Annen, P., Motavalli, M. Strengthening of RC beams by iron-based shape memory alloy bars embedded in a shotcrete layer. *Engineering Structures*. V. 117, 2016. P. 263-273.

27. Gao, N., Jeon, J.-S., Hodgson, D.E., Desroches, R. An innovative seismic bracing system based on a superelastic shape memory alloy ring. *Smart Materials and Structures*. V. 25, № 5, 2016, P. 055030.

28. Hu, J.W., Cho, Y.-I. Pilot Study for Investigating the Cyclic Response of the Recentering Bridge Bearing System Combined with the Friction Damper. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2016, P. 3701292.

29. Treadway, J., Abolmaali, A., Lu, F., Aswath, P. Tensile and fatigue behavior of superelastic shape memory rods. *Materials and Design*. V. 86, 2015. P. 105-113.

30 Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Прокошкин С.Д., Добаткин С.В., Трубицына И.Б., Хмелевская И.Ю., Пушин В.Г., Валиев Р.З. Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, подвергнутых равноканальному угловому прессованию. *ФММ*. Т. 100. № 6. 2005. С. 91.

31. Cherechukin A.A., et al. Shape memory effect due to magnetic field-induced thermoelastic martensitic transformation in polycrystalline Ni–Mn–Fe–Ga alloy. *Phys. Lett. A*, V. 291, № 2, 2001. P. 175.

32. Y. Tanaka et al. Ferrous polycrystalline shape-memory alloy showing huge superelasticity. *Science*. V. 327, 2010. P. 1488.

33. Bhowmick, S., Mishra, S. K. FNCATB Superelastic damper for seismic vibration mitigation. *J. Intel. Mat. Syst. Str.* V. 27, № 15, 2016. P. 2062.

34. Omori, T., Ando, K., Okano, M., Xu, X., Tanaka, Y., Ohnuma, I. Superelastic effect in polycrystalline ferrous alloys. *Science*. V. 333 (6038), 2011. P. 68-71.

35. Omori, T., Abe, S., Tanaka, Y., Lee, D. Y., Ishida, K., and Kainuma, R. Thermoelastic martensitic transformation and superelasticity in Fe–Ni–Co–Al–Nb–B polycrystalline alloy. *Scripta Mater.* V. 69, № 11. 2013. P. 812-815.

36. Lee, D., Omori, T., and Kainuma, R. Ductility enhancement and superelasticity in Fe–Ni–Co–Al–Ti–B polycrystalline alloy. *J. Alloy. Compd.* V. 617, 2014. P. 120-123.

37. Tanaka, Y., Kainuma, R., Omori, T., Ishida, K. Alloy Design for Fe-Ni-Co-Al-based Superelastic Alloys. *Materials Today: Proceedings*. V. 2, 2015. P. S485-S492.

38. Gurau, G., Gurau, C., Sampath, V., Bujoreanu, L. G. Investigations of a nanostructured FeMnSi shape memory alloy produced via severe plastic deformation. *Int. J. Miner. Metall. Mater.* V. 23, № 11, 2016. P. 1315-1322.

39. Zakharov, D., Lebedev, G., Koledov, V., Lega, P., Kuchin, D., Irzhak, A., Afonina, V., Perov, E., Shelyakov, A., Pushin, V. and Shavrov, V. An enhanced composite scheme of shape memory actuator for smart systems. *Physics Procedia* V. 10, 2010. P.58-64.

40. Kalimullina, E., Kamantsev, A., Koledov, V., Shavrov, V., Nizhankovskii, V., Irzhak, A., Albertini, F., Fabbri, S., Ranzieri, P. and Ari-Gur, P. Magnetic shape memory microactuator. *Physica status solidi (c)* V. 11(5-6), 2014. P.1023-1025.

41. Irzhak, A., Koledov, V., Zakharov, D., Lebedev, G., Mashirov, A., Afonina, V., Akatyeva, K., Kalashnikov, V., Sitnikov, N., Tabachkova, N. and Shelyakov, A.. Development of laminated nanocomposites on the bases of magnetic and non-magnetic shape memory alloys: Towards new tools for nanotechnology. *Journal of Alloys and Compounds*. V. 586, 2014. P. 464-S468.

42. Kamantsev, A., Koledov, V., Dilmieva, E., Mashirov, A., Shavrov, V., Cwik, J., Tereshina, I., Khovaylo, V., Lyange, M., Gonzalez-Legarreta, L. and Hernando, B. Thermomagnetic and magnetocaloric properties of metamagnetic Ni-Mn-In-Co Heusler alloy in magnetic fields up to 140 kOe. *EPJ Web of Conferences* V. 75, 2014. P. 04008.

43. Kamantsev, A.P., Koledov, V.V., Mashirov, A.V., Dilmieva, E.T., Shavrov, V.G., Cwik, J., Los, A.S., Nizhankovskii, V.I., Rogacki, K., Tereshina, I.S. and Koshkid'ko, Y.S. Magnetocaloric and thermomagnetic properties of Ni<sub>2</sub> 18Mn0. 82Ga Heusler alloy in high magnetic fields up to 140 kOe. *Journal of Applied Physics* V. 117(16), 2015. P.163903.

**Для цитирования:**

В.В.Коледов, Э.Т.Дильмиева, В.С.Калашников, А.П.Каманцев, А.В.Маширов, С.В.фон Гратовски, В.Г.Шавров, Ю.С.Кошкидько, А.В.Кошелев, С.В.Таскаев, В.Сампат, И.И.Мусабилов, Ф.В.Чунг, Р.М.Гречишкин. Исследование структуры и физических свойств сплавов семейства Fe-Ni-Co-Al. Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]. 2018. №7. Режим доступа: <http://jre.cplire.ru/jre/jul18/8/text.pdf>  
DOI 10.30898/1684-1719.2018.7.8