*УДК 53.043; 538.911; 539.264*

**Назипов Р.А., Зюзин Н.А., Пятаев А.В., Митин А.В.\***

**Получение нанокристаллического состояния В аморфном сплаве FINEMET-типа при воздействии интенсивного импульсного излучения конденсируемого искрового разряда**

*Ключевые слова: аморфные сплавы, файнмет, импульсный отжиг*

С привлечением методов рентгеноструктурного анализа, мёссбауэровской спектроскопии и магнитометрии проведены исследования структурных превращений и магнитных свойств сплава 5БДСР, который относится к сплавам типа FINEMET, под действием световых импульсов высокой интенсивности. В качестве источника светового излучения использовалась плазма конденсированного искрового разряда. Проведенные исследования показали, что образование нанокристаллической структуры происходит при облучении поверхности ленты аморфного сплава серией световых импульсов. Интенсивность импульсов экспериментально выбиралась меньшей, чем интенсивность одиночного импульса необходимой для кристаллизации аморфной ленты, но больше некоторого порогового значения, при котором наблюдалось изменение ближнего порядка в аморфном состоянии.

*Keywords: amorphous alloys, finemet, flash annealing*

Structural transformations and changes magnetic properties of the alloy 5BDSR that are of the type FINEMET, under the influence of light pulses of high intensity were observed by of X-ray diffraction, Mössbauer spectroscopy and magnetic measurements. As a source of light radiation used plasma condensed spark. Studies have shown that the formation of the nanocrystalline structure is irradiated surface of the tape amorphous alloy occur after series of light pulses. Intensity pulses experimentally chosen to be smaller than that of the single pulse required for the crystallization of the amorphous ribbons, but more of a threshold at which apparent a change in short-range order in the amorphous state.

**Введение**

Аморфные и нанокристаллические металлические сплавы на основе железа в настоящее время применяются весьма широко в радио- и электротехнике. Обусловлено это тем, что по совокупности своих функциональных свойств эти материалы имеют преимущества перед традиционными магнитомягкими материалами. Однако сложность производства магнитопроводов из нанокристаллических материалов тормозит более широкое внедрение этих сплавов. Известно [1, 2], что в аморфных сплавах типа FINEMET, с химическим составом Fe73,5±*x*±*y*Cu1Nb3Si13,5±*x*B9±*y* (где *x* и *y* не более 3), нанокристаллическая структура образуется в условиях изотермического отжига при температуре около 550°С в течении 30-60 минут. При этом сплав приобретает исключительную магнитную мягкость, в некоторых случаях превосходящую магнитную мягкость пермаллоев. Вместе с тем, при отжиге из аморфного состояния сплав становится очень хрупким, что исключает возможность изготовить магнитопроводы после отжига. В некоторых патентах [3, 4] были предложены методы динамического отжига, которые позволяют целенаправленно модифицировать структуру аморфного сплава в процессе изготовления магнитопроводов. Динамический отжиг подразумевает быстрый нагрев ленты с последующим быстрым охлаждением в процессе намотки магнитопровода. Однако, данные методы используются для снятия напряжений и структурной релаксации аморфных сплавов, а не для формирования оптимальной нанокристаллической структуры. Целью настоящих исследований являлся поиск методов отжига поверхности аморфной ленты с составом близким к FINEMET, при которых формируется нанокристаллическая структура в значительной части её объема и происходит улучшение её магнитных свойств.

**Эксперимент**

Эксперименты по облучению импульсами света большой интенсивности аморфных сплавов на основе железа были начаты еще в 2000 году [5, 6]. В первых работах, в качестве источника некогерентного светового излучения использовался конденсированный искровой разряд в воздухе, возникающий между двух электродов с разностью потенциалов до 2 кВ [7]. Достоинством этого открытого источника света является исключительная простота реализации, широкий диапазон электромагнитного излучения и большой квантовый выход [8, 9]. Однако, импульсный электрический разряд в воздушной атмосфере обладает невысокой стабильностью параметров генерируемого излучения и довольно сильно зависит от внешних условий. Для того чтобы улучшить повторяемость результата влияния мощного импульсного некогерентного оптического излучения на структуру и свойства аморфного сплава, были использованы закрытые источники излучения — импульсные лампы. В работах [10, 11] было описано исследование по влиянию оптического излучения, генерируемого лампой-вспышкой на структуру аморфного сплава 5БДСР системы Fe-Cu-Nb-Si-B. Представленные в настоящей работе магнитометрические и мёссбауэровские исследования являются их прямым продолжением. Поэтому подробное описание установки для импульсного отжига, как и описания рентгеноструктурных измерений здесь опущены.

Оценить с хорошей точностью поглощенную аморфной лентой световую энергию не представлялось возможным, поэтому за критерий степени воздействия принималась энергия накопленная в конденсаторной батарее установки импульсного отжига, обозначенная как *Ee*. При проведении импульсного отжига взаимное расположение лампы-вспышки и облучаемого отрезка ленты, как и размер самой ленты, были во всех случаях одинаковым. Условия импульсного светового отжига были следующие: из аморфного сплава 5БДСР в виде ленты, толщиной около 25 мкм и шириной 10 мм, вырезались образцы, длиной 30 мм, и помещались внутри лампы вспышки XV80 (TESLA), колба которой имеет вид 3-х витковой катушки. Длительность импульса *τ* составляла около 500 мкс. Импульсный отжиг образцов сплава 5БДСР проводился в несколько серий:

* + 1. Облучение одним импульсом, с разной подводимой электрической энергией (ПЭЭ) — *Ee*= 747, 917, 1103, 1307 и 1529 Дж.
		2. Облучение при одинаковой ПЭЭ 1307 Дж, но с разным количеством импульсов: *N*= 1, 2, 5, 10, 20 и 30.
		3. Облучение при одинаковой ПЭЭ 917 Дж, но с разным количеством импульсов: *N*= 1, 5, 10, 20, 30, 40 и 50.

Отдельно были облучены 20-ю импульсами образцы с ПЭЭ 747 Дж (*N*= 20), а также с ПЭЭ 1103 Дж (*N*= 20).

Рентгеноструктурные исследования проводились с использованием минидифрактометра МД-10 «ЭФА» на излучении Fe-Kα. Анализу во всех случаях подвергалась матовая (неконтактная) сторона ленты.

Мёссбауэровские измерения были выполнены на стандартном мёссбауэровском спектрометре с электромагнитной системой движения на постоянном ускорении в геометрии пропускания. Мёссбауэровским источником являлся изотоп 57Co в матрице хрома, активностью около 50 мКи. Математическая обработка мёссбауэровских спектров проводилась с использованием компьютерной программы «CMspektra» [12], при помощи которой были восстановлены функции вероятности по сверхтонкому полю *P*(*H*).

Магнитометрические измерения проводились с использованием мостового измерителя импеданса, собранного на базе персонального компьютера. Для работы измерительного комплекса использовалась специальная компьютерная программа [13, 14]. Многослойная измерительная катушка прямоугольной формы была навита на пластмассовом каркасе с внутренним сечением 7,5×12 мм. Собственная индуктивность измерительной катушки составляла 90,2 мГн, а добротность 1,87. Рабочая частота при измерениях имела значение *f* = 1225 Гц. При такой величине частоты вклад вихревых токов в измеряемую величину добротности ожидается менее значительным, чем вклад магнитных потерь. Все измеряемые образцы имели одинаковую форму и размеры. При измерении образцы помещались внутри измерительной катушки в одном и том же положении.

**Полученные результаты**

По мере увеличения ПЭЭ аморфный сплав претерпевает ряд структурных изменений. При низкой энергии облучения (не выше 1103 Дж) в аморфном состоянии меняется ближний порядок. Кристаллизация сплава происходит при облучении с подводимыми энергиями 1307 Дж и 1529 Дж, в последнем случае фазовый состав ленты становится таким же, как при изотермическом отжиге ленты 5БДСР около 900°С. Вследствие этого сделан вывод, что при облучении сплава 5БДСР с подводимой энергией 1529 Дж происходит полная кристаллизация образца. Необходимо отметить, что обычный термический отжиг аморфной металлической ленты до полной кристаллизации следует проводить в вакууме или в инертной атмосфере, чтобы избежать её окисления. В случае же импульсного светового отжига поверхность ленты не окисляется до некоторого порогового значения интенсивности, до которого лента может быть полностью закристаллизована, а выше него сгорает с образованием сложных окислов.

После полной кристаллизации сплав 5БДСР состоит как минимум из двух фаз и включает в себя фазу α‑Fe(Si) со структурой неупорядоченной сверхрешетки D03 и гексагональную фазу, которая обозначается как H-фаза. Образец, облученный с 747 Дж, даже при увеличении количества импульсов до *N*= 20 остается рентгеноаморфным и почти не отличается от исходного. Поскольку заметные изменения в ближнем порядке наблюдаются для образцов, облученных с 917 Дж и 1103 Дж, было сделано предположение, что увеличение количества импульсов при этих величинах подводимой энергии может вызвать бóльшие изменения в структуре сплава.

Оказалось, что при облучении 20-ю импульсами с 917 Дж образуется нанокристаллическая фаза α-Fe(Si), со средним размером кристаллитов около 11±3 нм, которая распределена в остаточной аморфной фазе. Отжиг 20-ю импульсами с подводимой энергией 1103 Дж приводит к формированию H-фазы, одновременно с нанокристаллической фазой α-Fe(Si). Интересно отметить, что H-фаза образуется из остаточной аморфной фазы и, вероятно, в данном случае является мелкокристаллической.

После облучения аморфного сплава разным количеством импульсов при подводимой энергии 917 Дж происходит уменьшение относительной объемной доли аморфной фазы и увеличение нанокристаллической фазы при увеличении количества импульсов. Из найденных значений интегральных интенсивностей рефлексов нанокристаллической фазы и аморфного гало были определены относительные величины доли кристаллической фазы. Проведенный анализ кинетики кристаллизации согласно формализму Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами показал, что показатель Аврами *n* и энергия активации кристаллизационного зародыша приблизительно равны соответственно 0,5 и 2 эВ. Столь низкое значение *n* характерно для образования нанокристаллического состояния в сплавах FINEMET-типа в результате термического отжига и связано с тем, что кристаллизационные зародыши возникают на границах медных кластеров размером 3-5 нм, а не в любом месте аморфной фазы [15, 16]. Такие кластеры меди начинают появляться в объеме аморфной фазы в результате спинодального распада, чем и объясняется их образование при температурах ниже, чем температура кристаллизации 1-й стадии. Наличие медных кластеров существенно понижает энергию, необходимую для образования кристаллитов α-Fe(Si) [17]. Вероятно, именно это обстоятельство является причиной образования нанокристаллической фазы только после нескольких импульсов. Подводимой к лампе энергии 917 Дж не хватает для образования нанокристаллов α-Fe(Si) в аморфной фазе при однократном импульсном облучении, поскольку гомогенная аморфная структура не способствует этому. За несколько импульсов по объему аморфной фазы успевает сформироваться множество медных кластеров, которые понижают активационную энергию, необходимую для образования фазы α-Fe(Si). Увеличение же подводимой энергии до 1307 Дж, при однократном облучении, приводит к «двойной» кристаллизации: вместе с фазой α-Fe(Si) появляется H-фаза.

В результате формирования нанокристаллической фазы в лентах из 5БДСР после импульсного светового отжига в них следует ожидать увеличения магнитной проницаемости и уменьшения коэрцитивной силы. Проведенные измерения эффективной начальной магнитной проницаемости (отношение индуктивности катушки с сердечником к индуктивности без сердечника) *μie* и добротности катушки с сердечником *Qc* из исследуемых образцов сплава 5БДСР хорошо согласуются с результатами, полученными из рентгеноструктурных исследований. Были выполнены измерения индуктивности и добротности измерительной катушки с образцами после однократного облучения с ПЭЭ 747, 917, 1103, 1307 и 1529 Дж. Представленные на рис. 1 зависимости *μie* и *Qc* от *Ee* показывают, что наилучшие магнитные свойства достигаются при ПЭЭ около 1 кДж. Интересно отметить, что улучшение магнитных свойств наблюдается у образцов, подвергнутых облучению одиночным световым импульсом. И это несмотря на то, что при отжиге одиночным импульсом c ПЭЭ не выше 1103 Дж, по данным рентгеновской дифракции, еще не наблюдается образования нанокристаллической структуры.



Рис. 1. Зависимости *μie* и *Qc* от подводимой электрической энергии для сплава 5БДСР после импульсного отжига некогерентным оптическим излучением

При образовании нанокристаллической структуры ожидается улучшение магнитных свойств. Как было отмечено выше, такая структура образуется при многократном облучении (с *N* ≈ 10 и более) с подводимой энергией 917 Дж. Дальнейшее увеличение количества импульсов приводит к насыщению нанокристаллической фазы α-Fe(Si) примерно с *N* ≈ 30, поэтому следует ожидать насыщение параметров *μie* и *Qc* с ростом количества импульсов. Действительно, проведенные измерения для образцов сплава 5БДСР после облучения с *Ee*= 917 Дж и с количеством импульсов *N*= 1, 10, 20, 30, 40, 50 показали ожидаемое улучшение магнитных свойств. На рис. 2 представлены зависимости магнитных параметров от условного времени отжига *t* = *τ×N* сплава 5БДСР после облучения мощным некогерентным оптическим излучением.

Проведенные измерения магнитных параметров показывают хорошее совпадение с проведенными рентгено-дифракционными исследованиями и подтверждают образование нанокристаллической структуры, при которой в сплаве 5БДСР наблюдается улучшение магнитных свойств: увеличение магнитной проницаемости и уменьшение потерь на перемагничивание сердечника.

Выполненные на минидифрактометре МД-10 рентгеноструктурные измерения не дают полной уверенности, что глубинные слои ленты кристаллизуются таким же образом, как и поверхностные, с которых фактически производились измерения. При использовании рентгеновской трубки с железным анодом и при фиксированном угле падения к поверхности первичного рентгеновского луча около 5° информацию о структуре сплава на основе железа можно получить от поверхностного слоя, толщиной около 2-4 мкм. С другой стороны, значительные изменения магнитных свойств (для *μie* примерно на 20%) свидетельствуют в пользу кристаллизации значительной части объема аморфной ленты после светового отжига.



Рис. 2. Зависимости *μie* и *Qc* от условного времени отжига для сплава 5БДСР после импульсного отжига некогерентным оптическим излучением с *Ee*=917 Дж

Просвечивающая мёссбауэровская спектроскопия позволяет получить интегральную информацию со всей толщины ленты или фольги, поэтому используя этот метод можно показать, какой объем ленты оказался закристаллизованным. При кристаллизации небольшого объема приповерхностного слоя аморфной ленты на фоне широкого секстета появляются острые линии, принадлежащие кристаллическим фазам. В случае же образования кристаллитов по всему объему ленты, интенсивность профиля аморфной фазы сильно уменьшается. Тогда на фоне линий кристаллических фаз аморфная становится практически незаметной, а при полной кристаллизации исчезает.

Проведенные мёссбауэровские измерения для образцов после импульсного светового отжига показали, что структурным изменениям подвергается значительная часть объема ленты. При световом отжиге одиночным импульсом с подводимой энергией 917 Дж мёссбауэровский спектр имеет вид, характерный для аморфного состояния. Световой отжиг с той же подводимой энергией и с количеством импульсов *N*= 50 приводит к образованию нанокристаллического состояния. На мёссбауэровском спектре от этого образца появляется несколько магнитно-расщепленных компонент, при этом на спектре не наблюдается явного присутствия аморфной фазы. Это позволяет сделать вывод, что нанокристаллиты образовались в значительном объеме ленты. Также и в мёссбауэровском спектре образца 5БДСР после светового отжига одиночным импульсом с подводимой энергией 1529 Дж не наблюдается присутствия аморфной фазы. Таким образом, полученные мёссбауэровские спектры не противоречат рентгеноструктурным данным и позволяют утверждать, что аморфная лента в результате мощного облучения её поверхности кристаллизуются практически по всему объему.

Восстановленные распределения сверхтонких магнитных полей *P*(*H*) из полученных мёссбауэровских спектров при помощи программы CMspectra представлены на рис. 3. Функция распределения сверхтонкого магнитного поля, восстановленная из мёссбауэровского спектра образца ленты 5БДСР после облучения одиночным импульсом с подводимой энергией 917 Дж, несколько отличается от распределения *P*(*H*) для исходного аморфного сплава. Профиль распределения становится менее гладким, с неразрешенными максимумами, вероятно отображающими атомные координации атомов железа, которые в результате структурной релаксации при докристаллизационном отжиге занимают определенные положения относительно других атомов не создавая дальний порядок. С учетом того, что при этом значительно изменяются магнитные свойства ленты, можно считать, что и докристаллизационный отжиг импульсным некогерентным оптическим излучением приводит к структурным изменениям практически всего объема ленты.



Рис. 3. Распределения сверхтонких магнитных полей *P*(*H*) для образцов сплава 5БДСР в исходном состоянии и после импульсного светового отжига при разных условиях. Числа у стрелок показывают число атомов Si в ближайшем окружении резонансного ядра в структуре D03

Положения центров тяжести небольших «всплесков» в распределении *P*(*H*) образца после облучения с *Ee*= 917 Дж и *N*= 1 не совпадают с положением максимумов для кристаллизованных образцов. Это также свидетельствует в пользу того, что поверхность практически не кристаллизуется отдельно от внутренних слоев ленты. Положения максимумов кристаллизованных образцов в целом соответствуют позициям железа в α‑Fe(Si) со структурой D03. На рис. 3 эти позиции отмечены стрелками, с приписанным рядом количеством атомов Si в ближайшем окружении железа. Значения центров тяжести основных максимумов в распределении *P*(*H*), кристаллизованных мощным импульсным оптическим излучением и изотермическим Джоулевым отжигом, приведены в табл. 1.

Таблица 1

Позиции железа в D03 структуре, средние значения их сверхтонких полей для полученных распределений 5БДСР после импульсного и Джоулева отжигов

|  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- |
| Позиция/ подспектр | ≈ <*H>*, кЭ,5БДСР (*Ee*=917 Дж, *N*=50) | ≈ <*H>*, кЭ,5БДСР (*Ee*=1529 Дж, *N*=1) | ≈ <*H>*, кЭ,5БДСР (580-840°С Джоул. отж.) |
| D0, A8/ 0 | 322 | 324 | 326 |
| D1-D6, A7/ 1 | 310 | 313 | 313 |
| A6/ 2 | 293 | 286 | 290 |
| \* | 278 | 274 | 270-280 |
| A5/ 3 | 249; 239 | 252; 236 | 243 |
| A4/ 4 | 199 | 201 | 196 |
| A3 (CSi≤26%)/ 5 |  |  | 150 |

**Заключение**

Практическое использование импульсного светового отжига может быть перспективным для обработки аморфной ленты непосредственно в процессе изготовления магнитопровода. При этом имеется возможность отказаться от одного технологического этапа — отжига в печи заранее изготовленных магнитопроводов.

Для дозированного и стабилизированного энергетического воздействия на аморфную металлическую ленту был использован источник некогерентного электромагнитного излучения в диапазоне от ИК до УФ — газоразрядная лампа-вспышка. В результате однократного импульсного светового облучения аморфный сплав 5БДСР, в зависимости от величины подводимой энергии, остается аморфным, с изменением структуры ближнего порядка, или становится поликристаллическим.

Было сделано предположение, что нанокристаллическое состояние все же можно получить, ускорив выделение гомогенно распределенной меди в аморфной матрице насыщенной железом за счет спинодального распада без кристаллизации сплава. Для увеличения скорости спинодального распада использовалось многократное импульсное облучение с подводимой энергией, недостаточной для кристаллизации, но при которой заметны изменения ближнего порядка в аморфном состоянии. Было обнаружено, что при импульсном облучении сплава 5БДСР с подводимой энергией 917 Дж, нанокристаллическая фаза α-Fe(Si) образуется после не менее 10-ти импульсов.

Кинетика фазового перехода в области нанокристаллизации была исследована с использованием рентгеновской дифракции. Эти исследования показали, что формирование нанокристаллической структуры для системы Fe-Cu-Nb-Si-B при импульсном облучении идет аналогично механизму кристаллизации этой же системы при изотермическом отжиге из аморфного состояния. Кристаллизация происходит только при определенной подводимой энергии и начинается при количестве импульсов свыше *N*= 5, что можно рассматривать как условное время возникновения кластеров меди и кристаллизационных зародышей фазы α-Fe(Si) на границах с этими кластерами. Малое значение показателя Аврами *n* ≈ 0,5 показывает, что формирование зародышей происходит до роста кристаллических зерен α-Fe(Si) и рост зерен сильно ограничен (сильнее, чем при диффузионно-барьерном росте). Этот результат хорошо подтверждает известные сведения о кинетике кристаллизации в системе Fe-Cu-Nb-Si-B. Таким образом, использование импульсного отжига открывает возможность для изучения кинетики кристаллизации аморфных сплавов и определения энергии активации тех или иных кристаллизационных процессов. Однако для этого требуется знать количество энергии, поглощенное образцом. Постановка этого вопроса в настоящей работе не ставилась.

Проведенные измерения магнитных свойств показали, что кристаллизация ленты происходит преимущественно в объеме, а не только в поверхностном слое. Хотя исключать неоднородность степени кристалличности по глубине ленты нельзя.

Возможно, что механизм отжига аморфных металлических сплавов подобен механизму лазерного отжига: энергия светового излучения за очень короткое время (пикосекунды), по сравнению с длительностью вспышки, поглощается непосредственно электронной подсистемой. Затем эта энергия последовательно за счет электрон-электронной, электрон-фононной и фонон-фононной релаксации поглощается ионным остовом, и система приобретает некую температуру, которая меняется в зависимости от параметров образца и внешних условий за конечное время. При этом импульсный отжиг некогерентным оптическим излучением выгодно отличается от лазерного отжига (за исключением, может быть, эксимерного лазера) тем, что в спектре излучения газового разряда присутствует значительная доля ультрафиолетового излучения, которое эффективно поглощается аморфной металлической лентой с большим содержанием железа [18].

Тот факт, что при интенсивном облучении светом одной стороны ленты противоположная сторона становится тоже кристаллизованной, может быть обусловлен взрывной кристаллизацией. При взрывной кристаллизации выделяется скрытая теплота кристаллизации, которая приводит к повышению температуры системы, что еще больше увеличивает активационный процесс выделения скрытой теплоты. Этот процесс может резко нарастать и кристаллизационная волна будет проходить через весь объем тонкой ленты (25 мкм). Этот механизм возможен в таких метастабильных системах, как аморфные металлические стекла. Изложенные соображения являются только одной из гипотез и не претендуют на окончательное объяснение. Возможны иные механизмы кристаллизации аморфных сплавов при облучении светом. Например, в работе [19] предполагается, что под действием мощного светового импульса разрушаются ковалентные связи, присутствие которых в аморфных сплавах железа с металлоидами не исключается [20], вследствие чего возникает ударная волна, инициирующая кристаллизацию всего объема сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-02-31111 мол –а).

**Литература**

1. Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi, J. Appl. Phys., **64**, 10, 6044-6046 (1988)

2. Пат. США 5,160,379 (1992)

3. Пат. США 5,069,428 (1991)

4. Пат. США 4,512,824 (1985)

5. А.В. Митин, Р.А. Назипов, В.А. Сидорук, Н.А. Зюзин, А.В. Пятаев, Г.А. Новиков, С.С. Царевский, Четвертая молодежная научная школа "Когерентная оптика и оптическая спектроскопия", Казань, 26-28 октября, 2000: Сборник статей, КГУ, Казань, 2000, C. 265-272.

1. А.В. Митин, Н.А. Зюзин, В.А. Сидорук, Р.А Назипов., Г.А Новиков, ISVTE-4, ISTFE-12, ISPM-7, Харьков, 23-27 апреля 2001: Сборник трудов, ННЦ ХФТИ, Харьков, 2001, C. 443-446.
2. Р.А. Назипов, А.А. Игнатьев, Н.А. Зюзин, А.В. Пятаев, Неделя металлов в Москве 10-13 ноября 2009: Сборник трудов, ОАО АХК ВНИИМЕТМАШ, Москва, 2010, С. 182-194.
3. Н.И. Кессель, Э.Ф. Запечельнюк, Н.М. Шувалова, Р.Б. Тагиров, Сборник аспирантских работ: Точные науки, физика. Часть II. Издательство казанского университета, Казань, 1977, C. 32-37.
4. Р.Б. Тагиров, Н.И. Кессель, Н.М. Шувалова, Н.И. Куксинский, Роль фотодиссоциации в десорбции молекул воды с поверхности стекла при импульсном облучении, Деп. в ВИНИТИ №1798-78, Казань, 1981. 12 с.
5. R.A. Nazipov, N.A. Zuzin, A.V. Mitin, arXiv:1010.5010, 12 (2010)
6. Р.А. Назипов, Н.А. Зюзин, А.В. Митин, Неделя металлов в Москве 9-12 ноября 2010: Сборник трудов, ОАО АХК ВНИИМЕТМАШ, Москва, 2011, С. 66-76.
7. Р.А. Назипов, Проблемы черной металлургии и материаловедения, 3, 69-77 (2010)
8. G.R. Steber, QST, 10, 36-39 (2005)
9. G.R. Steber, QEX, 5, 41-47 (2005)
10. K. Hono, D.H. Ping, Y.Q. Wu, Proceedings of the 22nd Risø International Symposium on Materials Science: Science of Metastable and Nanocrystalline Alloys Structure, Properties and Modelling, Risø National Laboratory, Roskilde, 2001, P. 35-51.
11. K. Hono, D.H. Ping, M. Ohnuma, H. Onodera, Acta Materialia. **47**, 3, 997-1006 (1999)
12. S.D. Kaloshkin, I.A. Tomilin, Termochimica Acta, **280/281**, 303-317 (1996)
13. Yu.V. Knyazev, Yu.I. Kuz’min, A.P. Potapov, Optics and Spectroscopy, **107**, 5, 708–712 (2009)
14. Б.М. Даринский, Л.Ю. Юдин, Известия РАН. Серия физическая, **74**, 9, 1355-1359 (2010)
15. В.И. Графутин, Ю.В. Фунтиков, Н.О. Хмелевский, Физика твердого тела, **54**, 1, 29-31 (2012)