

Термомагнитная обработка синтетических антиферромагнитных структур

Д.В. Васильев,^{*} В.В. Амеличев,[†] Д.В. Костюк[‡]

Научно-производственный комплекс «Технологический центр»
Россия, 124498, Москва, Зеленоград, пл. Шокина, д. 1 стр.7

(Поступила в редакцию 03.06.2024; подписана в печать 13.01.2024)

Спин-туннельные магниторезистивные наноструктуры, содержащие синтетический антиферромагнетик, в значительной степени улучшают отношение сигнал-шум и энергопотребление изделий магнитоэлектроники, реализуемых на их основе. Магнитный отжиг спин-туннельных магниторезистивных наноструктур способствует кристаллизации аморфной пленки CoFeB на границах с барьерным слоем MgO, обеспечивая когерентное туннелирование электронов и значительное повышение магниторезистивного эффекта. В том числе, в процессе термомагнитной обработки возможно формирование необходимого направления оси однонаправленной анизотропии для создания скрещенной магнитной конфигурации свободного и фиксированного слоев, что позволяет получить линейаризацию магниторезистивной кривой в области слабых магнитных полей. Установлено, что термомагнитная обработка может эффективно использоваться для управления статическими и динамическими магнитными свойствами спин-туннельных магниторезистивных наноструктур с синтетическим антиферромагнетиком, поэтому актуальной задачей является исследование их магнитных свойств после магнитного отжига. Сформированные наноструктуры Ta/Co₉₅Fe₅/Ru/Co₉₅Fe₅/Ta и Ta/Co₄₀Fe₄₀B₂₀/Ru/Co₉₅Fe₅/Ta были измерены на специализированном стенде и определены их петли перемагничивания после термомагнитной обработки. В результате магнитного отжига спин-туннельных магниторезистивных структур с толщиной немагнитного слоя синтетического антиферромагнетика, соответствующей первому антиферромагнитному максимуму, происходит разрушение антиферромагнитной связи слоев при температуре менее 300 °С.

PACS: 75.60.Nt, 75.70.-i.

УДК: 537.622.4, 537.624, 537.638

Ключевые слова: спин-туннельные магниторезистивные наноструктуры, синтетический антиферромагнетик, термомагнитная обработка, ферромагнитный, антиферромагнитный.

ВВЕДЕНИЕ

Для создания преобразователей магнитного поля, устройств спиновой логики, микросхем магниторезистивной памяти перспективными являются спин-туннельные магниторезистивные (СТМР) наноструктуры, в которых фиксированный слой заменен на синтетический антиферромагнетик (САФ) — совокупность двух ферромагнитных слоев, разделенных тонкой немагнитной (НМ) пленкой и связанных за счет обменного взаимодействия Рудермана–Киттеля–Касуя–Иосиды (РККИ-взаимодействия). Термомагнитная обработка (ТМО) в значительной степени влияет на магнитные свойства СТМР-наноструктур: повышает магниторезистивный (МР) эффект, при необходимости формирует скрещенную магнитную конфигурацию, что приводит к снижению коэрцитивной силы свободного слоя до единиц эрстед, обеспечивая линейаризацию характеристики в области малых магнитных полей [1].

В магнитных туннельных переходах (МТП) на основе CoFeB/MgO/CoFeB в процессе ТМО свыше 250 °С аморфный слой CoFeB кристаллизуется в упорядоченную структуру с объемно-центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решеткой с ориентацией (001). Следует отметить, что слой CoFeB имеет грани-

центрированную кубическую (ГЦК) кристаллическую структуру в стабильном состоянии, таким образом, слой MgO(001) служит основой для кристаллизации CoFeB-слоев в процессе ТМО. За счет соответствия кристаллических решеток на границах между MgO и CoFeB наблюдается когерентное спин-зависимое туннелирование электронов через барьерный слой MgO, и МТП на основе структуры CoFeB/MgO/CoFeB демонстрируют СТМР-эффект свыше 600% при комнатной температуре [2].

ТМО позволяет изменить направление оси однонаправленной анизотропии (ООА) и получить неколлинеарную конфигурацию осей магнитной анизотропии, когда ось легкого намагничивания (ОЛН) и ООА не параллельны. Целенаправленное изменение взаимного расположения осей анизотропии влияет на магнитные свойства магниторезистивных наноструктур, изменяя гистерезис, величину МР-эффекта. После данного технологического процесса в СТМР-наноструктурах с САФ формируется скрещенная конфигурация магнитной анизотропии [1].

При магнитном отжиге необходимо учитывать влияние температурных воздействий на РККИ-взаимодействие в САФ. Толщина немагнитного слоя составляет менее 1 нм, при высоких температурах возможно перемешивание материала и нарушение сплошности тонкой пленки.

* D.Vasilyev@tcen.ru

† V.Amelichev@tcen.ru

‡ D.Kostyuk@tcen.ru

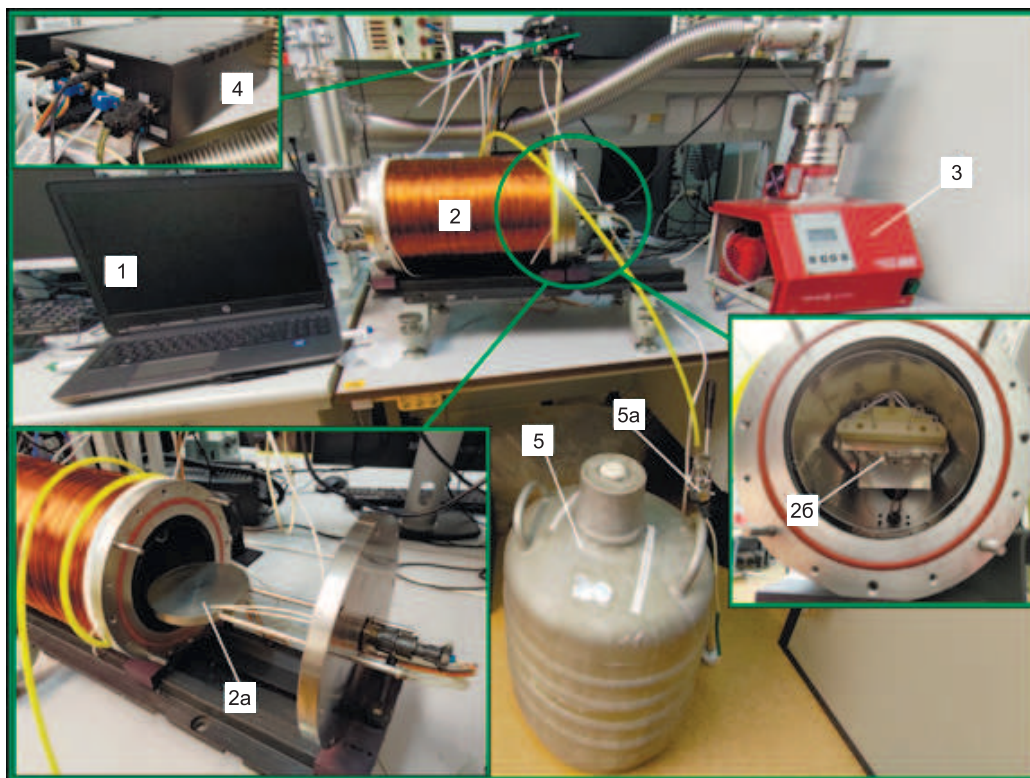


Рис. 1. Фотография общего вида стенда ТМО: 1 — персональный компьютер с предустановленным специализированным программным обеспечением стенда ТМО; 2 — источник магнитного поля (соленоид), каркасом которого является вакуумная камера; 2а — столик (держатель) исследуемой кремниевой пластины Ш 100 мм; 2б — нагревательные лампы во внутреннем объеме вакуумной камеры; 3 — насос вакуумной камеры; 4 — блок управления; 5 — сосуд Дьюара с жидким азотом; 5а — испаритель жидкого азота (при работе располагается внутри сосуда)

1. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Согласно [3] электромагнитные свойства наноразмерных МТП на основе наноструктур Ta/FeNiCo/CoFeV/MgO/CoFeV/FeNiCo/FeMn/Ta зависят от условий магнитного отжига: температуры ($T_{1,2}$), времени отжига (τ) с последующим остыванием и внешнего магнитного поля (H). С увеличением времени отжига происходит адсорбция бора защитным слоем тантала, что увеличивает магнитную анизотропию. При дальнейшем увеличении времени отжига происходит деградация свойств, из-за смешивания CoFeV и Ta слоя и формирования немагнитного слоя.

Технологический процесс ТМО состоит из следующих основных этапов.

1. Нагрев до температуры T_1 , превышающей температуру блокировки T_b .
2. Приложение внешнего магнитного поля H в выбранном направлении.
3. Выдержка при заданных условиях T и H (при $\tau > 0$).
4. Охлаждение до температуры T_2 ниже температуры блокировки T_b .

5. Снятие внешнего магнитного поля H .

Температурой блокировки T_b называется температура, при которой энергия теплового движения становится достаточной для того, чтобы разрушить обменное взаимодействие на границе ферромагнетик-антиферромагнетик. Температура блокировки близка к температуре Нееля и зависит от материала и толщины фиксирующего слоя [4, 5].

В [6] рассмотрено влияние режимов ТМО на величину МР-эффекта: магнитный отжиг проводился в атмосфере аргона при температурах до 500°C при воздействии магнитного поля.

С учетом требований к отжигу разработаны технологические процессы ТМО СТМР-наноструктур с САФ для исследования ее влияния на магнитные свойства структур. Магнитный отжиг наноструктур проводился на контрольно-измерительном комплексе ТМО (далее — стенд ТМО), обеспечивающем магнитный отжиг при температурах не более 400°C в магнитном поле не более 1 кЭ в составе пластин (рис. 1).

Рис. 2 иллюстрирует пример температурного профиля процесса, состоящего из нагрева до 250°C , выдержки в течение 10 мин и охлаждения до 140°C .

Для изучения магнитных свойств слоев с РККИ-связью при воздействии внешнего магнитного по-

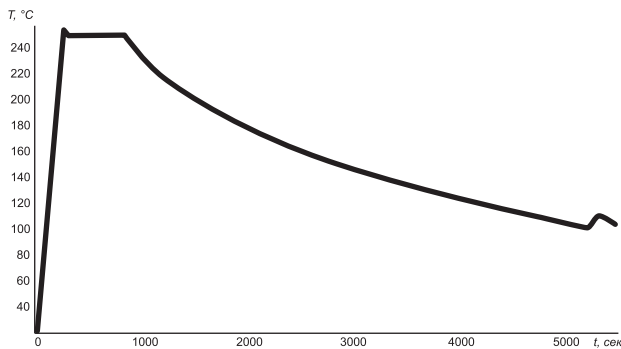


Рис. 2. Температурный профиль процесса ТМО, полученный с помощью специализированного программного обеспечения стенда ТМО

ля сформирована многослойная наноструктура вида $\text{Ta}/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{R} (X \text{ \AA})/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$, где величина X подобрана экспериментально и составляет 8 \AA и 23 \AA , что соответствует первому и второму антиферромагнитному максимуму [7, 8].

Результаты ТМО САФ-структуры $\text{Ta}/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ru}(8 \text{ \AA})/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$ показали, что при увеличении температуры отжига более 300°C наблюдалось разрушение антиферромагнитной связи (рис. 3), после термообработки при 400°C для структуры характерно ферромагнитное взаимодействие слоев (оранжевая кривая рис. 3).

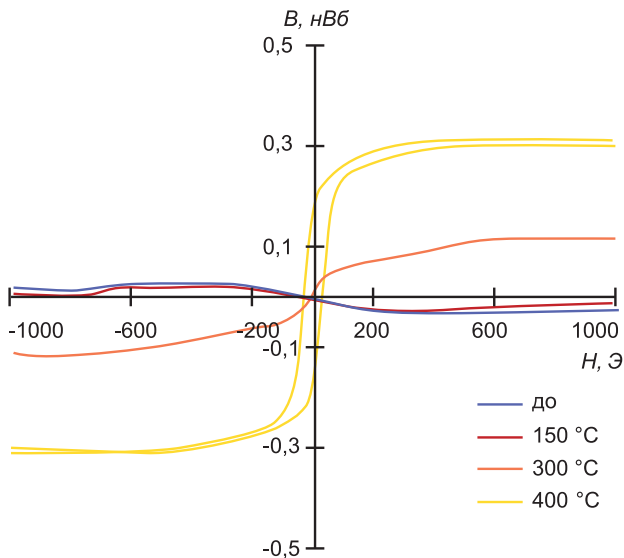


Рис. 3. Петли перемагничивания структуры $\text{Ta}/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ru}(8 \text{ \AA})/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$ после магнитного отжига при различных температурах

При магнитном отжиге САФ структур с толщиной Ru, соответствующей второму антиферромагнитному максимуму, при температуре более 300°C значительных изменений петли перемагничивания не произошло (рис. 4), что говорит о термостабильности

САФ структур со вторым антиферромагнитным максимумом. Полученные результаты экспериментальных исследований соответствуют исследованиям, представленным в работе [7], где разрушение антиферромагнитной связи происходило в структурах на первом антиферромагнитном максимуме при повышении температуры отжига, что было объяснено формированием ферромагнитной связи между слоями CoFe и CoFeB из-за термодиффузии Ru.

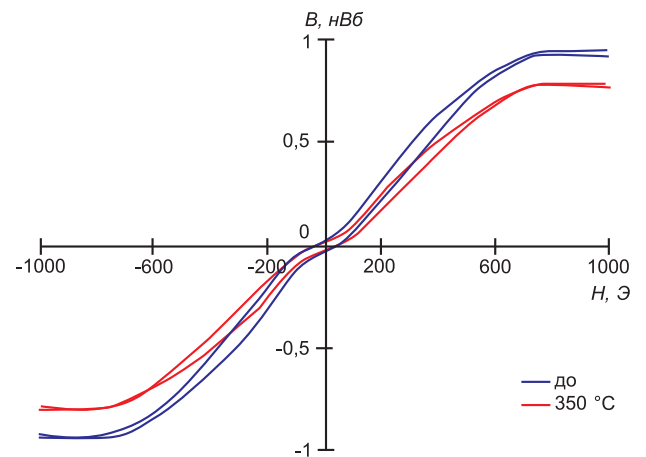


Рис. 4. Петли перемагничивания структуры $\text{Ta}/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ru}(23 \text{ \AA})/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$ после магнитного отжига при 350°C (красная кривая) и до воздействия (синяя кривая)

В соответствии с моделью Жюльера более высокая спиновая поляризация ферромагнитных слоев обеспечивает высокий СТМР-эффект. Исследования [9] показывают, что спиновая поляризация сплава CoFeB достигает 65 %, в то время как у CoFe — 37 %. Кроме того, как упоминалось выше, МТП на основе сплава CoFeB привлекают большой интерес за счет возможности обеспечения когерентного спин-зависимого туннелирования в результате кристаллизации аморфных слоев CoFeB в процессе высокотемпературного отжига [10]. Антиферромагнитный слой (IrMn, PtMn) в СТМР-структурах связан со слоем CoFe, обеспечивая однонаправленную анизотропию, напыление антиферромагнитного слоя на аморфной пленке CoFeB не обеспечит требуемую обменную связь из-за разной кристаллической структуры слоев. Исходя из этого, возникает необходимость создавать САФ структуру вида CoFeB/Ru/CoFe.

Область первого антиферромагнитного максимума для структуры $\text{Ta}/\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}/\text{Ru}/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$ выражена на диапазоне толщин Ru от 4 до 7 \AA , второй антиферромагнитный максимум расположен на диапазоне толщин Ru от 19 до 23 \AA [11].

Результаты ТМО наноструктур $\text{Ta}/\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}/\text{Ru} (7 \text{ \AA})/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$ (рис. 5, а) и $\text{Ta}/\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}/\text{Ru}(22 \text{ \AA})/\text{Co}_{95}\text{Fe}_5/\text{Ta}$ (рис. 5, б) показывают, что структуры вида CoFeB/Ru/CoFe ведут

себя схожим образом. На первом антиферромагнитном максимуме происходит разрушение антиферромагнитной связи при 200°C, на втором максимуме изменения незначительны, более того, кривые перемагничивания после магнитного отжига при 350°C и 400°C совпадают (оранжевая и желтая кривая на рис. 5, б).

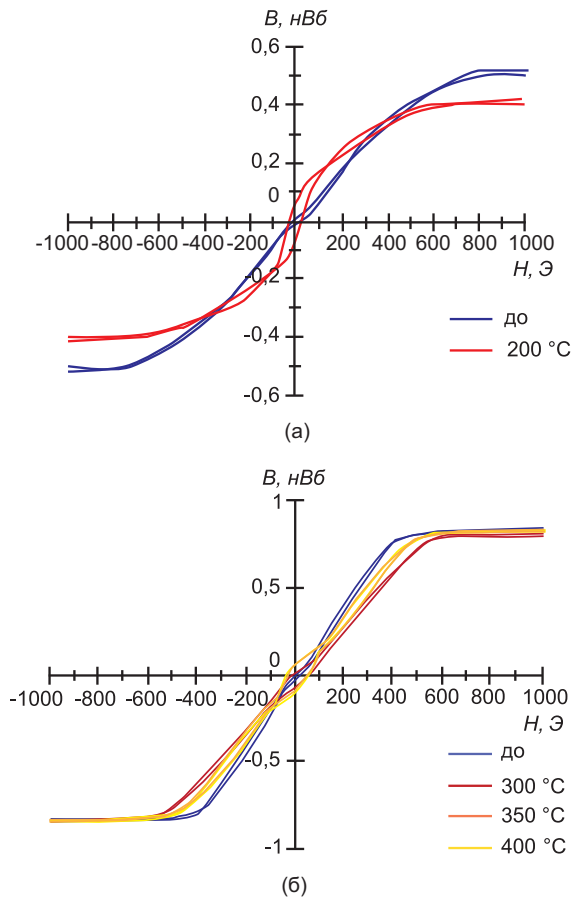


Рис. 5. Петли перемагничивания структуры Ta/Co₄₀Fe₄₀B₂₀/Ru(7 Å)/Co₉₅Fe₅/Ta (а) и Ta/Co₄₀Fe₄₀B₂₀/Ru(22 Å)/Co₉₅Fe₅/Ta (б) после магнитного отжига

Разрушение РККИ-взаимодействия между слоями при температурной обработке происходит при малых толщинах немагнитного слоя Ru, соответствующих диапазону от 6 до 9 Å, что может быть объяснено сложностью технологического процесса формирования пленок толщиной менее 10 Å, а также взаимной диффузией материалов слоев.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Учитывая необходимость магнитного отжига СТМР-наноструктур, разработаны соответствующие технологические процессы и стенд, обеспечивающий ТМО при температурах не более 400°C в магнитном поле не более 1 кЭ в составе пластин.

Сформированы СТМР-наноструктуры с САФ вида Ta/Co₉₅Fe₅/Ru/Co₉₅Fe₅/Ta и Ta/Co₄₀Fe₄₀B₂₀/Ru/Co₉₅Fe₅/Ta с толщинами немагнитного слоя Ru, соответствующими первому и второму антиферромагнитному максимуму. При толщине Ru менее 10 Å в результате магнитного отжига происходит разрушение антиферромагнитной связи, структуры с толщиной Ru от 19 до 23 Å более термостабильны.

Проведенные исследования показывают влияние ТМО на магнитные свойства САФ-структур, выявленная взаимосвязь толщины немагнитного слоя и режимов отжига должна учитываться при проектировании и разработке устройств на основе СТМР-наноструктур с САФ.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения НИР «Теоретические и экспериментальные исследования спин-туннельных магниторезистивных наноструктур с синтетическим антиферромагнетиком для создания высокочувствительных преобразователей магнитного поля и элементов ячеек энергонезависимой магниторезистивной памяти», шифр FNRM-2022-0010.

[1] Милев М.А., Наумова Л.И., Чернышова Т.А. и др. // ФММ. **117**, № 12. 1227 (2016).
 [2] Ikeda S., Hayakawa J., Ashizawa Y. et al. // Appl. Phys. Lett. **93**, № 8. 082508 (2008).
 [3] Sinha J., Gruber M., Kodzuka M. et al. // J. Appl. Phys. **117**, N 4. 43913 (2015).
 [4] Mallinson J.C. Magneto-resistive and spin valve heads. Fundamentals and applications. ACADEMIC PRESS, 2001.
 [5] Toney M.F., Samant M.G. // Appl. Phys. Lett. **81**, N 24. 4565 (2002).
 [6] Wang W.G., Ni C., Miao G.X. et al. // Phys. Rev. B. **81**, N 14. 144406 (2010).
 [7] Deen L.D.P. The temperature and field stability of exchange biased magnetic multilayers containing a synthetic antiferromagnet // Eindhoven University of Technology. 2015. 78 p.
 [8] Lee Y.M., Hayakawa J.; Ikeda S. et al. // Appl. Phys. Lett. **89**. 042506 (2006).
 [9] Huang S.X., Chen T.Y., Chien Huang C.L. // Appl. Phys. Lett. **92**, N 24. 242509 (2009).
 [10] Guo Z.B., Zong B.Y., Qiu J. et al. // Solid State Commun. **150**. 45 (2010).
 [11] Васильев Д.В., Костюк Д.В., Казаков Ю.В. и др. // НМСТ. **25**, № 3. 119 (2023).

Thermomagnetic treatment of synthetic antiferromagnetic structures

D.V. Vasilyev^a, V.V. Amelichev^b, D.V. Kostyuk^c

Scientific-manufacturing complex «Technological centre»

Moscow 124498, Russia

E-mail: ^aD.Vasilyev@tcen.ru, ^bV.Amelichev@tcen.ru, ^cD.Kostyuk@tcen.ru

Spin tunnel magnetoresistive nanostructures containing a synthetic antiferromagnet significantly improve the signal-to-noise ratio and power consumption of magnetoelectronic products. Magnetic annealing of spin-tunnel magnetoresistive nanostructures promotes crystallization of the amorphous CoFeB film at the boundaries with the MgO barrier layer, providing coherent tunneling of electrons and a significant increase in the magnetoresistive effect. In particular, during thermomagnetic treatment it is possible to form the required direction of the unidirectional anisotropy axis to create a crossed magnetic configuration of free and fixed layers, which makes it possible to obtain linearization of the magnetoresistive curve in the region of weak magnetic fields. It has been found out that thermomagnetic treatment can be effectively used to control the static and dynamic magnetic properties of spin-tunnel magnetoresistive nanostructures with a synthetic antiferromagnet; therefore, an urgent task is to study their magnetic properties after magnetic annealing. The nanostructures Ta/Co₉₅Fe₅/Ru/Co₉₅Fe₅/Ta and Ta/Co₄₀Fe₄₀B₂₀/Ru/Co₉₅Fe₅/Ta were measured on a specialized equipment, and their magnetization reversal loops after thermomagnetic treatment were determined. As a result of magnetic annealing of spin-tunnel magnetoresistive structures with a thickness of the non-magnetic layer of a synthetic antiferromagnet corresponding to the first antiferromagnetic maximum, the destruction of the antiferromagnetic coupling of the layers occurs at temperatures below 300°C.

PACS: 75.60.Nt, 75.70.-i.

Keywords: spin-tunnel magnetoresistive nanostructures, synthetic antiferromagnet, thermomagnetic treatment, ferromagnetic, antiferromagnetic.

Received 03 June 2024.

Сведения об авторах

1. Васильев Дмитрий Вячеславович — нач. лаборатории; тел.: (499) 720-87-79; e-mail: D.Vasilyev@tcen.ru.
2. Амеличев Владимир Викторович — канд. техн. наук; начальник отдела; тел.: (499) 720-87-79; e-mail: V.Amelichev@tcen.ru.
3. Костюк Дмитрий Валентинович — канд. техн. наук; начальник лаборатории; тел.: (499) 720-87-79; e-mail: D.Kostyuk@tcen.ru.