

ЛАЗЕРНО-СТИМУЛЬОВАНИ ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ТОНКИХ ШАРАХ SiO_x ТА CN_x-Ni

Л. Л. ФЕДОРЕНКО¹, А. М. ПРУДНІКОВ², А. А. ЄВТУХ¹, А. П. МЕДВІДЬ³,
О. В. СТЕБЛОВА⁴, П. А. ОНУФРІЄВ³, А. А. КОРЧОВИЙ¹, В. С. УВАРОВ²

¹ Інститут фізики напівпровідників ім. В. Є. Лашкарьова НАН України, Київ;

² Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України, Київ;

³ Ризький технічний університет;

⁴ Київський національний університет ім. Т. Шевченка

Показано можливість лазерно-стимульованого фазового перетворення в тонких шарах SiO_x аморфної нестехіометричної фази в нанокompозитний шар з нанокристаллами Si, вбудованими в оксидну матрицю кремнію. Формування Si-наночастинок у плівці SiO_x відбувалося завдяки опроміненню наносекундними імпульсами Nd³⁺:YAG лазера на основній довжині хвилі $\lambda_1 = 1,064 \mu\text{m}$, а також другій гармоніці $\lambda_2 = 0,532 \mu\text{m}$. Атомно-силовою мікроскопією (АСМ) та оптичними спектрами пропускання на поверхні виявлено наноструктуризацію у вигляді наночастинок Si з середніми розмірами від 5 до 85 nm. Розміри наночастинок та їх поверхневий розподіл залежать від інтенсивності I та довжини хвилі λ лазера. Визначено механізм формування нанокристалів Si, зумовлений лазерним термоударом. За результатами досліджень АСМ зображень, комбінаційних спектрів та поляризаційно-модуляційної спектроскопії виявлено збільшення монокристалічної фази в плівці нанокompозита CN_x-Ni з одночасним зростанням розміру наночастинок CN_x-Ni завдяки імпульсній лазерній дії. Запропоновано механізм лазерно-стимульованого зростання кристалізації півки, який полягає в локальному відпалі оболонки CN_x внаслідок лазерного розігріву металевого ядра Ni наночастинок CN_x-Ni, а також більшої сублімації аморфної фази CN_x-Ni завдяки нижчій температурі дисоціації аморфної фази оболонки CN_x порівняно з кристалічною.

Ключові слова: оксид кремнію, нітрид вуглецю, лазер, наночастинка, нанокompозитний шар.

Останнім часом науковий і прикладний інтерес до наноструктуризації полягає не лише у формуванні окремих наночастинок (НЧ) [1–3], а поширюється на фазові перетворення тонких шарів оксидів SiO_x [4, 5], TiO_x [6] та модифікації нітриду вуглецю CN_x-Ni [7]. Це пов'язано зі здатністю оксидів перетворюватися на нанокompозитні шари або, для нітридів, можливістю контрольованої модифікації наноструктур, що важливо для наноелектроніки. Теоретична гіпотеза [8, 9] щодо можливості перевищення твердості та об'ємного модуля пружності C_xN_y навіть відносно діаманта, призвела до інтенсифікації досліджень, зокрема, трибологічних та магнетних властивостей плівок CN_x-Ni як захисного покриття для жорстких дисків [10]. В літературі існують дані про застосування CN_x-подібних сполук для газових сенсорів [11] та водневої енергетики [12]. Для вивчення можливостей модифікації плівок традиційно використовують ізотермічний відпал. Проте ефективнішим методом модифікації властивостей функціональних нано-

матеріалів є адіабатичний лазерний відпал [13, 14]. Досліджено фазові зміни у плівці SiO_x , осадженій на монокристалічну пластину Si, SiO_x/Si та $\text{CN}_x\text{-Ni}$, осадженій на $\text{CN}_x\text{-Ni}/\text{скло}$, в результаті імпульсного лазерного опромінення для вивчення можливості регульованого лазерного впливу на їх структурні та морфологічні властивості.

Експеримент. Зміни морфологічних властивостей поверхні, структурних та оптичних характеристик SiO_x/Si та нанокompозитного шару $\text{CN}_x\text{-Ni}$ в системі $\text{CN}_x\text{-Ni}/\text{скло}$ до та після лазерного опромінення досліджували за допомогою атомної силової мікроскопії (АСМ) (Nanoscope IIIa, Digital Instruments, Раманівська спектrometerія з використанням спектрометра “Renishaw in Via”). Структури SiO_x/Si отримували осадженням SiO_x з низьким тиском (LP-CVD) на монокристалічну підкладку Si. Вихідні наноструктурні плівки $\text{CN}_x\text{-Ni}$ одержували реактивним магнетронним розпиленням нікельвуглецевої мішені в низькотемпературній магнетронній плазмі в атмосфері чистого азоту на скляних підкладках. Структури $\text{CN}_x\text{-Ni}/\text{скло}$ опромінювали наносекундними імпульсами лазера $\text{Nd}^{+3}:\text{YAG}$ ($\lambda_1 = 1,064 \mu\text{m}$, $\lambda_2 = 0,532 \mu\text{m}$, тривалість імпульсу $t_i = 10 \text{ ns}$). Наночастиці $\text{CN}_x\text{-Ni}$ формували з середніми розмірами 60 nm. Опромінювали їх одиночними імпульсами в режимі програмного XY сканування з контрольованими частотою повторення та ступенем перекриття лазерної плями. Енергія імпульсу $E \leq 100 \text{ mJ}$. Інтенсивність регулювали набором скляних пластинок та системою фокусування і змінювали в діапазоні до 8 GW/cm^2 . Як додатковий метод вивчення морфології та структурних змін у плівках $\text{CN}_x\text{-Ni}$ використовували модуляційно-поляризаційну спектроскопію (МПС), яка ґрунтується на модуляції поляризації електромагнетного випромінювання, коли ортогональні компоненти лінійно поляризованих хвиль перпендикулярних (S) та паралельних (P) поляризацій відносно площини падіння по черзі трансформуються за сталої інтенсивності, частоти, фази та хвильового вектора. Метод МПС детально описаний в праці [15].

Результати і обговорення. *Аморфна плівка SiO_x .* Прикладом лазерної наночастиці плівки SiO_x за інтенсивності до порогу плавлення є кореляція між утворенням наночастиць на поверхні структури SiO_x/Si (рис. 1b) та короткохвильовим зсувом мінімуму спектра пропускання (рис. 2).

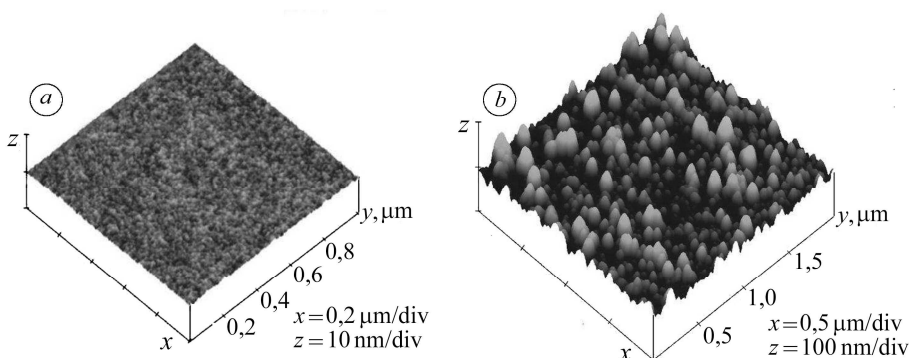


Рис. 1. АСМ зображення морфології плівок SiO_x до (a) та після (b) лазерного відпалу: $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$, $I = 16 \text{ MW/cm}^2$.

Fig. 1. Atomic force microscopy (AFM) images of the SiO_x film morphology before (a) and after (b) laser annealing: $\lambda = 1.064 \mu\text{m}$, $I = 16 \text{ MW/cm}^2$.

Фазовий поділ на наночастиці Si та матрицю оксидного шару SiO_x зі зростанням x спостерігали за опромінення лазером $\text{Nd}^{+3}:\text{YAG}$ ($t_i = 10 \text{ ns}$) на довжинах хвиль $\lambda_1 = 1,064 \mu\text{m}$ та $\lambda_2 = 0,532 \mu\text{m}$. Середні значення перерізу наночасти-

нок для λ_1 та λ_2 $d = 75$ та 7 nm, відповідно. Концентрація НЧ на поверхні Si становила $N \approx 2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ за інтенсивності $I = 16 \text{ MW/cm}^2$ ($\lambda_1 = 1,064 \text{ }\mu\text{m}$). Визначені пороги початку змін морфології I_s і руйнування I_d значно відрізнялися за довжин хвиль λ_1, λ_2 : $I_{s1} = 14 \text{ MW/cm}^2$, $I_{s2} = 6 \text{ MW/cm}^2$, $I_{d1} = 114 \text{ MW/cm}^2$, $I_{d2} = 54 \text{ MW/cm}^2$, відповідно. Це пов'язано з великою різницею між коефіцієнтами поглинання ($\alpha_1 = 10 \text{ cm}^{-1}$, $\alpha_2 = 10^4 \text{ cm}^{-1}$) за не дуже високих рівнів інтенсивності. Математичний аналіз розкладання смуг поглинання на елементарні гаусові складові показав, що в результаті лазерного відпалу початкова нестехіометрична плівка SiO_x перетворюється на плівку SiO_x зі зміною індексу нестехіометрії з $x = 0,98$ до $x = 1,75$ Si. НЧ утворюються внаслідок лазерного нагрівання структури SiO_x/Si до температур нижче точки плавлення T_m , але достатніх для генерування міжвузлових атомів Si, їх перерозподілу в плівці SiO_x завдяки великим градієнтам температури та тиску через ефект, відомий як лазерний термоудар (ЛТУ). ЛТУ визначає напрямок руху атомів домішок або дефектів у кристалічній ґратці залежно від співвідношення ковалентного радіуса атома домішки та атомів основної речовини. Сила, яка діє на атом домішки [16]:

$$F = -akT(x)/T \cdot (\partial T/\partial x), \quad a \approx k \cdot (1 - \rho'/\rho),$$

де ρ' , ρ – ковалентні радіуси атома речовини та домішки, відповідно; k – хвильове число. Атоми домішки з більшим ковалентним радіусом рухаються до максимуму температури в полях градієнтів температури та тиску, створених лазерним опроміненням, тоді як менші атоми рухаються в зворотному напрямку. В результаті дії ЛТУ відбувається перевищення межі природної розчинності атомів та їх агломерація в НЧ.

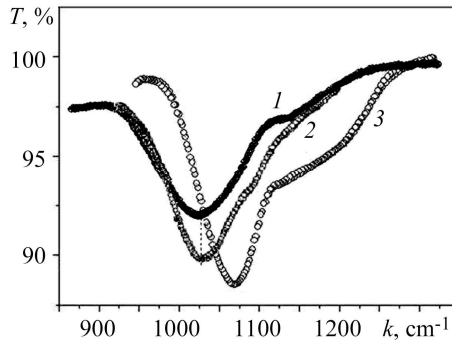


Рис. 2. Інфрачервоний спектр пропускання T структури SiO_x/Si до (I) та після лазерного відпалу: $\lambda = 1,064 \text{ }\mu\text{m}$, $I = 10 \text{ MW/cm}^2$ (2) і 100 MW/cm^2 (3). $k_{m1} = k_{m2} = 1032 \text{ cm}^{-1}$, $k_{m3} = 1073 \text{ cm}^{-1}$.

Fig. 2. IR transmission spectrum T of SiO_x/Si structure before (I) and after laser annealing: $\lambda = 1.064 \text{ }\mu\text{m}$, $I = 10 \text{ MW/cm}^2$ (2) and 100 MW/cm^2 (3). $k_{m1} = k_{m2} = 1032 \text{ cm}^{-1}$, $k_{m3} = 1073 \text{ cm}^{-1}$.

Нанокмпозитна плівка $\text{CN}_x\text{-Ni}$. Початкові плівки $\text{CN}_x\text{-Ni}$ зі середнім розміром перерізу НЧ $d = 60$ nm, які містять ядро нікелю з оболонкою CN_x , отримали реактивним магнетронним розпиленням мішені нікелю на скляну підкладку в низькотемпературній плазмі у чистому азоті. Можливість трансформації фазового складу наноструктур плівки $\text{CN}_x\text{-Ni}$ досліджували опроміненням наносекундними імпульсами лазера $\text{Nd}^{+3}:\text{YAG}$. Показано різницю морфології поверхні $\text{CN}_x\text{-Ni}$ плівки до (рис. 3a) та після лазерної дії (рис. 3b), а саме: зростає середнє значення висоти (h) НЧ та поперечний переріз (d) з переходом до насичення при $I \geq 3,5 \text{ GW/cm}^2$ (рис. 4). Подібний ефект спостерігали і за інших лазерних обробок нанокмпозитних шарів [17]. Середня висота кластеру $\text{CN}_x\text{-Ni}$ на початку залежності $h(I)$ з підвищенням інтенсивності I може зростати з двох причин: через різницю в поглинальній здатності між виступами та заглибленнями наноструктурованої поверхні плівки (в результаті випаровування переважає в заглибленнях) та структурні відмінності між виступами і заглибленнями. Останні містять більше аморфної фази з нижчою оптичною міцністю (наприклад, аморфний графіт). Після інтенсивності $I \approx 3,5 \text{ GW/cm}^2$ спостерігали насичення залежності $h(I)$,

оскільки сублімація матеріалу переходить переважно на нановиступи через їхню меншу температуру плавлення [18]. Аналогічний характер має залежність $d(I)$, зростання якої на початку ймовірно пов'язане з оплавленням, яке призводить до злипання НЧ. Після цього спостерігали насичення $d(I)$ до 6 GW/cm^2 , оскільки зростає сублімація матеріалу. Раманівські спектри (рис. 5) показали значний перерозподіл висот смуг G і D з підвищенням інтенсивності світла. G-смуга пов'язана з коливаннями в гібридизованих зв'язках sp^2 у кристалічному вуглецю, широка D-смуга відповідає за неупорядкованість у графіті, графені або аморфній фазі переважно зі зв'язками типу sp^3 [7]. Таким чином, з підвищенням інтенсивності лазерного опромінення зменшується частка неупорядкованої фази у цих плівках, збільшується кристалічна частина вуглецевої фази, і, відповідно, співвідношення висот смуг I_G/I_D змінюється від 0,875 до 1,61. Можливий механізм лазерно-стимульованого зростання кристалічності полягає в локальному відпаді оболонки CN_x за лазерного нагрівання металевого Ni-ядра НЧ, що обумовлено вищою сублімацією аморфної фази CN_x через нижчу температуру дисоціації $T_d = 610 \text{ K}$ порівняно з нанокристалічною фазою ($T_m = 700 \dots 900 \text{ K}$) [19], а також її присутністю і в проміжках між НЧ. Додаткову характеристику морфології поверхні плівок CN_x -Ni отримали із диференційного сигналу МПС. Вимірювали кутову залежність параметра поляризаційної різниці зовнішнього відбиття $\rho(\theta) = R_s - R_p$ (Q-компонента вектора Стокса). Кутові залежності $\rho(\theta)$ від інтенсивності I вказують на збільшення неоднорідності морфології поверхні плівок CN_x -Ni в діапазоні $0,98 \dots 6,3 \text{ GW/cm}^2$ (рис. 6), що можна пояснити зростанням середньої висоти наночастинок, внаслідок чого посилюється розсіювання променя P-поляризації, зменшуючи сигнал поляризаційної різниці відбивання.

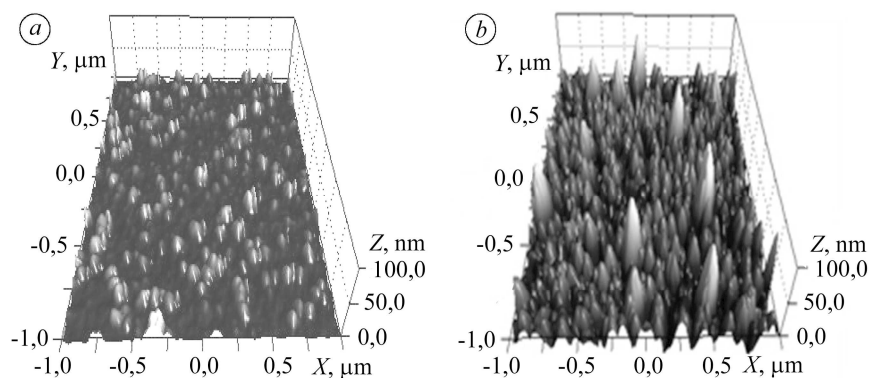
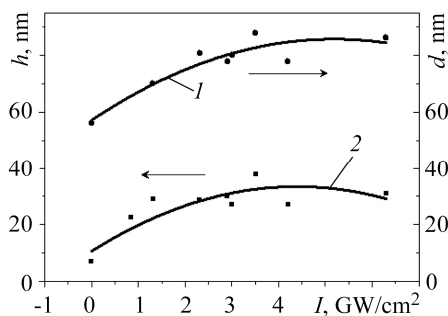


Рис. 3. Зображення АСМ на поверхні плівки CN_x -Ni до (а) та після (б) опромінення лазером Nd^{3+} :YAG ($\lambda = 1,064 \mu\text{m}$, $t_i = 10 \text{ ns}$) з інтенсивністю $I = 1,3 \text{ GW/cm}^2$.

Fig. 3. AFM image on the CN_x -Ni films surface before (a) and after (b) irradiation by Nd^{3+} :YAG-laser ($\lambda = 1.064 \mu\text{m}$, $t_i = 10 \text{ ns}$) with intensity $I = 1.3 \text{ GW/cm}^2$.

Рис. 4. Залежності середніх значень поперечних перерізів $d(I)$ і висоти h (2) НЧ від інтенсивності лазера Nd^{3+} :YAG ($\lambda = 1,064 \mu\text{m}$, $t_i = 10 \text{ ns}$).

Fig. 4. Dependences of average values of cross-section $d(I)$ and height h (2) of NPs on the Nd^{3+} :YAG-laser intensity ($\lambda = 1.064 \mu\text{m}$, $t_i = 10 \text{ ns}$).



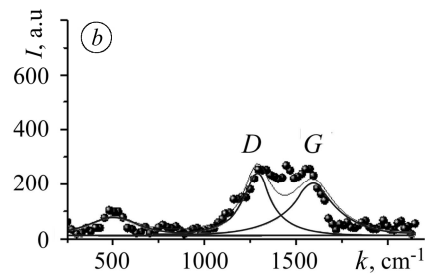
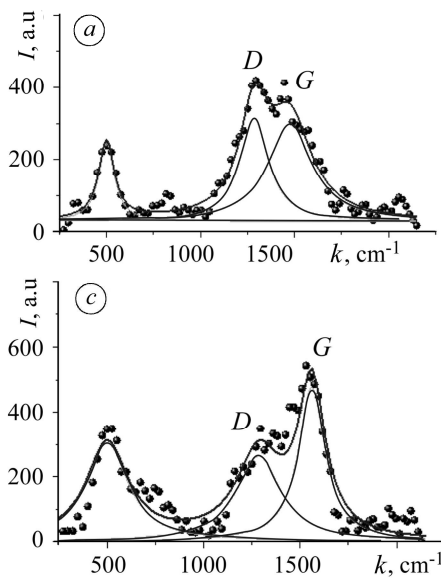


Рис. 5. Раманівські спектри плівок CN_x-Ni після опромінення імпульсами $Nd^{+3}:YAG$ лазера ($\lambda = 1,064 \mu m$, $t_i = 10 ns$) з інтенсивністю $I = 1,3 GW/cm^2$ (a); 1,5 (b); 6,3 (c).

Fig. 5. Raman spectra of CN_x-Ni films after irradiated by pulses of the $Nd^{+3}:YAG$ laser ($\lambda = 1.064 \mu m$, $t_i = 10 ns$) with intensity $I = 1.3 GW/cm^2$ (a); 1.5 (b); 6.3 (c).

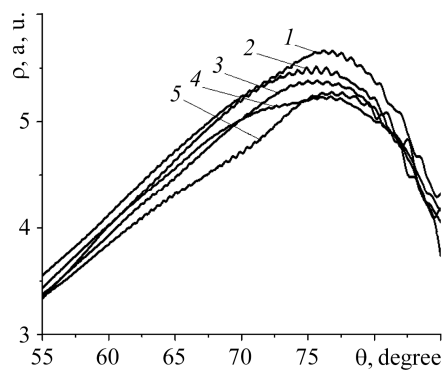


Рис. 6. Кутові залежності різниці поляризації $\rho(\theta)$ для CN_x-Ni наноплівки, опроміненої імпульсом лазера $Nd^{+3}:YAG$ ($\lambda = 1,064 \mu m$, $t_i = 10 ns$) з інтенсивністю $I = 0,98 GW/cm^2$ (1); 1,3 (2); 2,1 (3); 5,2 (4); 6,3 (5) GW/cm^2 .

Fig. 6. Angular dependences of the polarization difference $\rho(\theta)$ for CN_x-Ni nanofilms, irradiated by pulses of the $Nd^{+3}:YAG$ laser ($\lambda = 1.064 \mu m$, $t_i = 10 ns$) at an intensity $I = 0.98 GW/cm^2$ (1); 1.3 (2); 2.1 (3); 5.2 (4); 6.3 (5) GW/cm^2 .

ВИСНОВКИ

Показано можливість фазового перетворення нестехіометричних тонких плівок SiO_x у SiO_2 -подібний нанокompatитний шар з вбудованими наночастинками Si. Внаслідок лазерного опромінення формуються Si-НЧ у тонких плівках SiO_x завдяки генерації міжвузлових атомів Si, їх перерозподілу у плівці SiO_x через ефект лазерного теплового удару та агломерації в НЧ. Показано збільшення кристалічності тонких плівок CN_x-Ni в результаті імпульсного лазерного опромінення. Запропоновано механізм лазерно-стимульованого зростання кристалічної фази CN_x-Ni , який полягає у відпалі оболонки CN_x за лазерного нагріву металевого ядра Ni-НЧ завдяки його переважному поглинанню лазерного світла і підвищеній сублимації аморфної фази CN_x-Ni плівки порівняно з кристалічною, що зумовлено нижчою температурою дисоціації аморфної фази CN_x .

РЕЗЮМЕ. Показана можливість лазерно-стимульованого фазового преобразования в тонких слоях SiO_x аморфной нестехиометрической фазы в нанокompatитный слой с нанокристаллами Si, встроенными в матрицу оксида кремния. Формирование наночастиц Si в пленке SiO_x происходило при облучении наносекундными импульсами лазера $Nd^{+3}:YAG$ на основной длине волны $\lambda_1 = 1,064 \mu m$, а также второй гармоники $\lambda_2 = 0,532 \mu m$. Атомно-силовой микроскопией (АСМ) и оптическими спектрами пропускания на поверх-

ности выявлено наноструктуризацию в виде наночастиц Si со средними размерами от 5 до 85 nm. Размеры наночастиц и распределение их по поверхности зависели от интенсивности лазера I и длины волны λ . Определен механизм образования Si-нанокристаллов, обусловленный эффектом лазерного термоудара. Из результатов исследований АСМ изображений, рамановского сдвига и поляризационно-модуляционной методики выявлен рост монокристаллической фазы в пленке нанокompозита CN_x-Ni с одновременным увеличением размеров наночастиц CN_x-Ni в результате импульсного лазерного воздействия. Предложен механизм лазерно-стимулированной нанокристаллизации, который заключается в локальном отжиге оболочки CN_x при лазерном разогреве металлического ядра Ni наночастицы, а также большей сублимации аморфной фазы CN_x-Ni благодаря ее более низкой температуре диссоциации по сравнению с кристаллической фазой.

SUMMARY. The possibility of laser-assisted phase transformation in SiO_x thin layers from amorphous non-stoichiometry phase to the nanocomposite layer with Si nanocrystals embedded into silicon oxide matrix was shown. Formation of Si NPs in the SiO_x film occurred due to irradiation by nanosecond pulses of the Nd^{+3} :YAG laser with the base wavelength, $\lambda = 1.064 \mu m$, as well as the second harmonic generation, $\lambda = 0.532 \mu m$. Nano-structurization was manifested with creation of the nanoparticles of sizes from 5 to 85 nm by atom force microscopy images and transmission optical spectra. The nanoparticles sizes and their surface distribution depended on laser intensity I and wavelength λ . The mechanism of Si nanocrystals formation based on laser-thermal shock effect was determined. Based on the results of the atom force microscopy images, Raman spectra and polarization modulation technique investigation, the increase in the contribution of the monocrystalline phase in the CN_x-Ni nanocomposite film with the simultaneous increase in the size of CN_x-Ni nanoparticles due to the pulsed laser action was revealed. The mechanism of laser-stimulated nanocrystallization is proposed, which consists in the local annealing of the CN_x shell in the laser heating of the metallic core of the Ni nanoparticle and also due to the superior sublimation of the amorphous phase of CN_x-Ni due to the lower dissociation temperature of the CN_x shell as compared to the Ni core.

Роботу підтримали Національна академія наук України та Латвійська національна дослідницька програма з матеріалознавства (IMIS2) (2014–2017 рр.).

1. *Laser-assisted production of spherical TiO_2 NPs in water* / M. Boutinguiza, B. Rodriguez-Gonzalez, J. del Val, R. Comesana, F. Lusquinos, J. Pou // *Nanotechnology*. – 2011. – **22**, № 19. – P. 5606.
2. *Kabashin A. V. and Meunier M. Laser-assisted methods for nanofabrication* // *SPIE USE*. – 2004. – **6**. – P. 13.
3. *Laser-assisted methods for nanofabrication* / M. Muniz-Miranda, C. Gellini, E. Giorgetti, G. Margheri, P. Marsili, L. Lascialfari, L. Becucci, S. Trigari, F. Giammanco // *Thin Solid Films*. – 2013. – **543**. – P. 118–121.
4. *An advanced sample structure for large-grain growth by excimer laser crystallization* / M. Hiramatsu, H. Ogawa, M. Jyumonji, T. Katou, N. Akita, M. Matsumura // *J. of the Electrochemical Society*. – 2006. – **153**, № 10. – P. G883–G886.
5. *Influence of trap states on the kinetics of luminescence and induced light absorption by Si NPs in a SiO_2 matrix at their excitation with femtosecond laser pulses* / V. M. Kadan, I. Z. Indutnyi, V. A. Dan'ko, P. E. Shepelyavyi, I. M. Dmitruk, P. I. Korenyuk, I. V. Blonsky // *Український фізичний журнал*. – 2013. – **58**. – С. 20–25.
6. *Al-Kamal A. K. Synthesis of Ag-doped TiO_2 NPs by Combining Laser Decomposition of Titanium Isopropoxide and Ablation of Ag For Dye-Sensitized Solar Cells* // Thesis Submitted to the Graduate School-New Brunswick Rutgers. – New Jersey: The State University of New Jersey, 2015. – 42 p.
7. *Raman spectroscopic study of magnetron sputtered carbon–nickel and carbon nitride–nickel composite films: the effect of nickel on the atomic structure of the C/CN_x matrix* / Gy. J. Kovács, M. Veres, M. Koós, G. Radnóczy // *Thin Solid Films*. – 2008. – **516**. – P. 910–915.
8. *Liu A. Y. and Cohen M. L. Prediction of new low compressibility solids* // *Science*. – 1989. – **245**. – P. 841–842.
9. *Litovchenko V. Analysis of the band structure of tetrahedral diamond like crystals with valence bonds: Prediction of materials with superhigh hardness and negative electron affinity* // *Physical Review*. – 2002. – **65**. – P. 153108-2-5.

10. *Robertson J.* Ultrathin carbon coatings for magnetic storage technology // *Thin Solid Films.* – 2001. – **383**. – P. 81–88.
11. *Gas-sensitive* properties of nitrogen-rich carbon nitride films / L. M. Zambov, C. Popov, N. Abedinov, M. F. Plass, W. Kulish, T. Gotszalk, P. Grabiec, I. W. Rangelow, R. Kassing // *Advanced Materials.* – 2000. – **12** (9). – P. 656–660.
12. *Нечаев Ю. С.* О природе, кинетике и предельных значениях сорбции водорода углеродными наноструктурами // *Успехи физических наук.* – 2006. – **176**, № 6. – С. 581–610.
13. *Transformation* of SiO_x films into nanocomposite SiO₂ (Si) films under thermal and laser annealing / O. Steblova, A. Evtukh, O. Bratus, L. Fedorenko, M. Voitovich, O. Lytvyn, O. Gavrylyuk, O. Semchuk // *Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics.* – 2014. – **17**, № 3. – P. 295–300.
14. *Nanostructures* on SiC surface created by laser microablation / L. Fedorenko, A. Medvid, M. Yusupov, V. Yukhimchuck, S. Krylyuk, A. Evtukh // *Applied Surface Science.* – 2008. – **254**. – P. 2031–2036.
15. *Polarization-modulation* spectroscopy of surface plasmon resonance / L. I. Berezhinsky, L. S. Maksimenko, I. E. Matyash, S. P. Rudenko, B. K. Serdega // *Optics and Spectroscopy.* – 2008. – **105**, № 2. – P. 281–289.
16. *Medvid' A., Fedorenko L., and Snitka V.* The mechanism of generation of donor centres in p-InSb by laser radiation // *Applied Surface Science.* – 1999. – **142**. – P. 280–285.
17. *Nanocrystals* growth control during laser anneal of Sn:(α -Si) composites / V. Neimash, P. Shepeliavyi, G. Dovbeshko, A. Goushcha, M. Isaiev, V. Melnyk, O. Didukh, A. Kuzmich // *J. of Nanomaterials* [Электронный ресурс]. – 2016. – 8 p. – Режим доступа до ресурсу: <http://dx.doi.org/10.1155/2016/7920238>
18. *Shi F. G.* Size dependent thermal vibrations and melting in nanocrystals // *J. Mater. Res.* – 1994. – **9**, № 5. – P. 1307–1313.
19. *Особенности* формирования и модификация наноструктурных пленок нитрида углерода / А. М. Прудников, А. И. Линник, Р. В. Шалаев, В. В. Румянцев, А. О. Кучерик, А. П. Алоджанц, С. М. Аракелян // *Наносистемы: физика, химия, математика.* – 2012. – **3**, № 6. – С. 134–145.

Одержано 18.10.2017