

Д.М. ПОЛІЩУК,^{1,2} М.М. КУЛИК,^{1,3} Е. ХОЛМГРЕН,¹ Г. ПАСКУАЛЕ,¹
А.Ф. КРАВЕЦЬ,² В. КОРЕНІВСЬКИЙ¹

¹ Nanostructure Physics, Royal Institute of Technology
(Roslagstullsbacken 21, Stockholm 11421, Sweden; e-mail: dpol@kth.se)

² Інститут магнетизму НАН України та МОН України
(Бульв. Акад. Вернадського, 36-б, Київ 03142)

³ Інститут фізики НАН України
(Просп. Науки, 46, Київ 03028)

ВПЛИВ НАНОРОЗМІРНОГО ЕФЕКТУ ТА НЕМАГНІТНОГО РОЗБАВЛЕННЯ НА МІЖШАРОВУ ОБМІННУ ВЗАЄМОДІЮ В БАГАТОШАРОВИХ СТРУКТУРАХ Fe–Cr/Cr

УДК 537.622.4, 538.955,
537.635

Досліджено магнітні властивості обмінно зв'язаних багатошарових наноструктур $[Fe_xCr_{100-x}(d)/Cr(d_{Cr})] \times 8$ ($d = 2, 3$ і 5 нм; $x = 37, 45, 50$ і 55 ат. % Fe; $d_{Cr} = 1, 2$ та $3, 0$ нм). Аналіз проводиться для структур з антиферомагнітним типом міжшарової обмінної взаємодії ($d_{Cr} = 1, 2$ нм) та структур з відсутнім міжшаровим зв'язком ($d_{Cr} = 3$ нм). Виявлено значні зміни у значеннях намагніченості насичення та константи міжшарової взаємодії в залежності від товщини шарів Fe–Cr та їх немагнітного розбавлення. Встановлено, що ці параметри по-різному впливають на міжшарову обмінну взаємодію. Це пояснюється взаємозв'язком між нанорозмірним ефектом, чутливим до товщини Fe–Cr шарів, та магнітною поляризацією інтерфейсів Fe–Cr/Cr, яка пропорційна концентрації Fe.

Ключові слова: феромагнітна плівка, багатошарова наноструктура, розмірний ефект, міжшарова обмінна взаємодія, розбавлений феромагнітний сплав.

1. Вступ

Відкриття непрямой осцилюючої міжшарової обмінної взаємодії [1] та ефекту гігантського магнітоопору [2, 3] у магнітних багатошарових наноструктурах, в яких шари феромагнетиків (ФМ) і немагнітних металів (НМ) чергуються, стали ключовими подіями для виникнення галузі спінтроніки [4–6]. У порівнянні з іншими типами міжшарової взаємодії, наприклад, магнітостатичної взаємодії Нееля [9, 10], непряма взаємодія характеризується значно більшою величиною за рахунок обмінної природи [7, 8]. Окрім цього, шляхом вибору товщини НМ прошарку, можна контролювати як силу взаємодії, так і її тип – феромагнітне чи антиферомагнітне впорядкування магнітних моментів ФМ шарів [11, 12]. Такі властивості є привабливими для розробки різноманітних магнітних функціональних матеріалів [13–15]. Зокрема,

антиферомагнітна міжшарова взаємодія лежить в основі синтетичних антиферомагнетиків, які знаходять застосування у пристроях магнітної сенсорики [16, 17], в елементах магнітної пам'яті з довільним доступом (MRAM) [18–20] та виступають перспективними системами для антиферомагнітної спінтроніки [21], яка сьогодні активно розвивається [22, 23].

Міжшарова непряма обмінна взаємодія може викликати цікаві термомагнітні явища в багатошарових системах ФМ/НМ поблизу температури Кюрі ФМ шарів [24–29]. Нещодавно, для систем на основі багатошарових наноструктур Fe–Cr/Cr (рис. 1, а), де Fe–Cr – шари розбавлених феромагнітних сплавів Fe_xCr_{100-x} з температурою Кюрі близькою до кімнатної (рис. 1, б), було продемонстровано такі ефекти, як перемикання типу міжшарової взаємодії із феромагнітного в антиферомагнітний із зміною температури [17, 28], а також гігантський магнітокалоричний ефект [29]. Виявлені ефекти були пояснені конкуренцією між внутрішньою обмінною взаємодією всередині ша-

© Д.М. ПОЛІЩУК, М.М. КУЛИК, Е. ХОЛМГРЕН,
Г. ПАСКУАЛЕ, А.Ф. КРАВЕЦЬ,
В. КОРЕНІВСЬКИЙ, 2020

рів розбавлених феромагнетиків Fe–Cr та міжшаровою обмінною взаємодією, діючою зовні на шари Fe–Cr. Оскільки міжшарова взаємодія є інтерфейсним ефектом, виявлені ефекти найбільш виражено спостерігались для тонких шарів Fe–Cr товщиною близько 1 нм. Для товщин близьких до 1 нм значний внесок також можуть мати інші нанорозмірні ефекти, що виникають за рахунок збільшення співвідношення між кількістю спінів на інтерфейсі та в об'ємі ФМ шарів, що не обговорювалось належним чином у вищезгаданих роботах.

Дана робота присвячена систематичному дослідженню міжшарової обмінної взаємодії в антиферомагнітно зв'язаних багатшарових структурах Fe–Cr/Cr в залежності від товщини шарів Fe–Cr та їх немагнітного розбавлення атомами Cr. З використанням магнітометричних вимірів, були отримані значення намагніченості насичення та константи міжшарової взаємодії в залежності від товщини Fe–Cr шарів та їх концентрації, що дозволили охарактеризувати вплив розмірних ефектів та немагнітного розбавлення на магнітостатичну поведінку досліджуваної системи.

2. Зразки та методика дослідження

Плівки багатшарових наноструктур

$$[\text{Fe}_x\text{Cr}_{100-x}(d)/\text{Cr}(d_{\text{Cr}})] \times 8$$

($d = 2, 3$ і 5 нм; $x = 37, 45, 50$ і 55 ат. % Fe; $d_{\text{Cr}} = 1,2$ та $3,0$ нм) були осаджені при кімнатній температурі на монокристалічній підкладці Si(100) методом магнетронного розпорошування з використанням надвисоковакуумної установки АТС Orion AJA International з залишковим тиском $p_b \sim 10^{-8}$ Тор. Безпосередньо перед осаджуванням структур, з поверхні підкладок видалявся природно сформований тонкий аморфний шар окислу кремнію шляхом контролюваного травління в плазмі аргону. Завдяки цьому суттєво покращувався антиферомагнітний міжшаровий обмін в Fe–Cr/Cr структурах. Товщини магнітних Fe–Cr шарів і немагнітних Cr прошарків контролювались за допомогою вибору часу їх осадження при заданих швидкостях, які визначались після їх попереднього калібрування з використанням методу нанопрофілометрії. Шари розбавлених феромагнітних сплавів $\text{Fe}_x\text{Cr}_{100-x}$ осаджувались в процесі одночасного напорощування магнітної (Fe) і немагнітної (Cr) компонент, відповідно із окремих мішеней Fe та Cr.

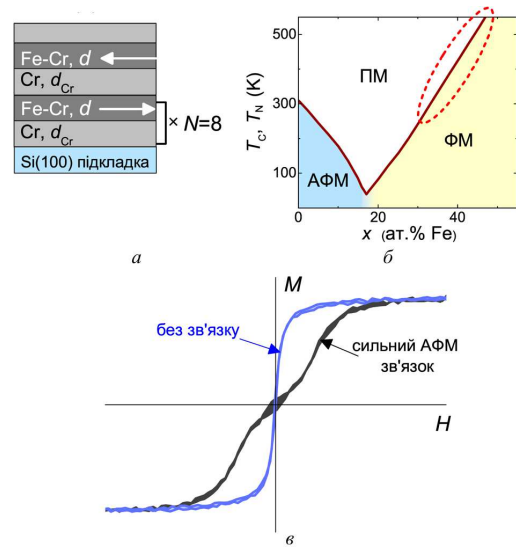


Рис. 1. Схематичне зображення досліджуваних багатшарових наноструктур (а), фазова діаграма розбавлених феромагнітних сплавів $\text{Fe}_x\text{Cr}_{100-x}$ [27] (б), та типові криві перемагнічування $M(H)$ Fe–Cr/Cr структур у випадках присутності та відсутності антиферомагнітної міжшарової взаємодії (в)

Склад $\text{Fe}_x\text{Cr}_{100-x}$ сплавів контролювався шляхом вибору відповідних швидкостей осадження індивідуальних компонент. Оскільки шорсткість поверхні збільшується при збільшенні кількості бішарів (N) і впливає на міжшарову взаємодію верхніх шарів, було визначено оптимальне число $N = 8$, для якого дані ефекти нехтовно малі.

У роботі досліджуються дві серії зразків. В першій серії концентрація Fe в Fe–Cr шарах є незмінною ($x = 37$ ат. % Fe) при їх змінній товщині ($d = 2, 3$ і 5 нм). Ця серія надалі позначається як $\text{Fe}_{37}\text{Cr}_{63}(d)/\text{Cr}$. У другій серії незмінною є товщина шарів Fe–Cr ($d = 1,2$ нм), в той час як змінною є концентрація Fe в них ($x = 37, 45, 50$ і 55 ат. % Fe). Ця серія надалі позначається як $\text{Fe}_x\text{Cr}_{100-x}(1,2 \text{ нм})/\text{Cr}$. Обидві серії складаються із двох типів зразків, які відрізняються товщиною прошарку Cr ($d_{\text{Cr}} = 1,2$ та $3,0$ нм). Товщина $d_{\text{Cr}} = 1,2$ нм відповідає максимуму антиферомагнітної обмінної взаємодії між Fe–Cr шарами (відповідна крива на рис. 1, в), що було встановлено із дослідження додаткової серії Fe–Cr/Cr структур з різною товщиною прошарку Cr, d_{Cr} . При цьому також було виявлено, що при $d_{\text{Cr}} \geq 3$ нм обмінна взаємодія в Fe–Cr/Cr структурах відсутня (рис. 1, в).

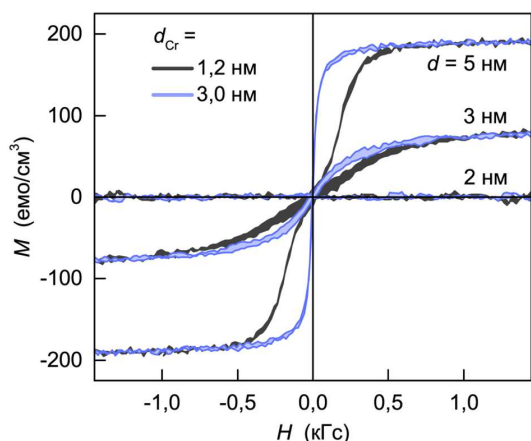


Рис. 2. Криві намагнічування $M(H)$ для структур $Fe_{37}Cr_{63}(d)/Cr(d_{Cr} = 1,2 \text{ і } 3,0 \text{ нм})$ в залежності від товщини розбавлених шарів Fe-Cr, $d = 2, 3 \text{ і } 5 \text{ нм}$

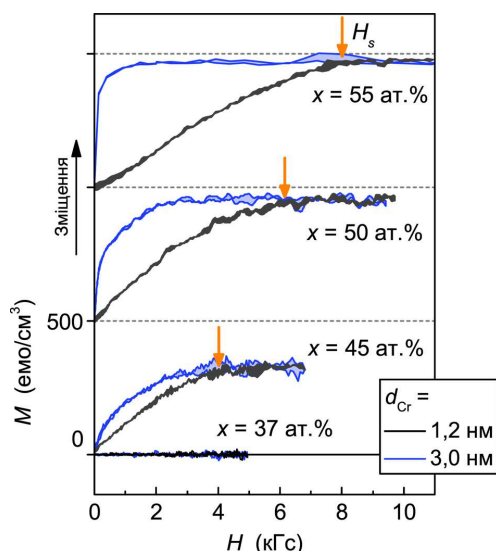


Рис. 3. Криві намагнічування $M(H)$ для структур $Fe_xCr_{100-x}(1,2 \text{ нм})/Cr(d_{Cr} = 1,2 \text{ і } 3,0 \text{ нм})$ в залежності від вмісту Fe в розбавлених шарах Fe-Cr, $x = 37, 45, 50 \text{ та } 55 \text{ ат.\% Fe}$. Для зручності порівняння, криві $M(H)$ для різних концентрацій зміщені одна відносно одної по осі M

Магнітні властивості багатшарових наноструктур досліджувались методом вібраційної магнітометрії (Lakeshore Inc.) при кімнатній температурі. Магнітне поле прикладалось у площині плівки. Феромагнітний внесок у загальний магнітний сигнал від структур був отриманий шляхом віднімання фонових сигналів, який був виміряний для чистих кремнієвих підкладок того ж об'єму, що й

для зразків основної серії. Отримані дані були нормовані на об'єм шарів Fe_xCr_{100-x} , який був розрахований на основі номінальної товщини шарів та вимірної площі зразків.

3. Результати експерименту

На рис. 2 наведені криві перемагнічування $M(H)$ для структур $Fe_{37}Cr_{63}(d)/Cr(d_{Cr})$ з різними товщинами як розбавленого шару Fe-Cr ($d = 2, 3 \text{ і } 5 \text{ нм}$), так і прошарку Cr ($d_{Cr} = 1,2 \text{ і } 3,0 \text{ нм}$). Криві $M(H)$ виявляють виражену залежність як від d , так і від d_{Cr} . Крива $M(H)$ для $Fe_{37}Cr_{63}(5 \text{ нм})/Cr(3 \text{ нм})$ має характерні особливості тонкої феромагнітної плівки поблизу точки Кюрі. Майже нульове значення коерцитивного поля разом із пологою тенденцією до насичення свідчать про виражений вплив температурних флуктуацій на магнітне впорядкування у шарах $Fe_{37}Cr_{63}(5 \text{ нм})$. В свою чергу, крива $M(H)$ для $Fe_{37}Cr_{63}(5 \text{ нм})/Cr(1,2 \text{ нм})$ з тонким прошарком Cr виявляє ознаки досить сильної обмінної взаємодії між шарами $Fe_{37}Cr_{63}(5 \text{ нм})$. Нульове значення залишкової намагніченості, мала сприйнятливості у нульовому полі та досить високе поле насичення ($H_s \approx 500 \text{ Гс}$) свідчать про антиферомагнітний тип міжшарової взаємодії. Обидві криві $M(H)$ для $d_{Cr} = 1,2 \text{ нм}$ та $3,0 \text{ нм}$ досягають однакового значення намагніченості насичення ($M_s \approx 190 \text{ емо/см}^3$) в полях $H > H_s \approx 500 \text{ Гс}$. Криві перемагнічування $M(H)$ значно змінюються із зменшенням товщини шарів Fe-Cr (рис. 2). Петлі $M(H)$ для структур $Fe_{37}Cr_{63}(3 \text{ нм})/Cr$ виявляють подібні особливості до кривих перемагнічування структур із $d = 5 \text{ нм}$, зокрема — різницю у полях насичення H_s , що пов'язано із наявністю міжшарової обмінної взаємодії для структури із $d_{Cr} = 1,2 \text{ нм}$ та її відсутністю для структури з $d_{Cr} = 3 \text{ нм}$. Однак, намагніченість насичення структур $Fe_{37}Cr_{63}(3 \text{ нм})/Cr$ значно зменшується, $M_s \approx 80 \text{ емо/см}^3$, що говорить про зменшення ефективної температури Кюрі (T_{C*}) шарів $Fe_{37}Cr_{63}(3 \text{ нм})$ [30]. Структури $Fe_{37}Cr_{63}(2 \text{ нм})/Cr$ взагалі не виявляють феромагнітної поведінки, що свідчить про зменшення T_{C*} шарів $Fe_{37}Cr_{63}(2 \text{ нм})$ значно нижче кімнатної температури.

На рис. 3 наведені криві намагнічування $M(H)$ для структур $Fe_xCr_{100-x}(1,2 \text{ нм})/Cr$ ($d_{Cr} = 1,2 \text{ і } 3,0 \text{ нм}$) із фіксованою товщиною феромагнітних

шарів Fe–Cr ($d = 1,2$ нм) і різними значеннями концентрації Fe ($x = 37, 45, 50$ та 55 ат.% Fe). Із підвищенням концентрації Fe намагніченість насичення M_s очікувано збільшується: із 330 емо/см³ для 45 ат.% до 490 емо/см³ для 55 ат.%. Слід зазначити, що отримані значення M_s приблизно на 40% менші за відповідні значення для об'ємних зразків, отриманих з магнітометричних вимірювань товстих плівок (~ 30 нм), що слід пов'язувати із нанорозмірним ефектом. Водночас із збільшенням M_s для вищої концентрації x , для структур із міжшаровою обмінною взаємодією ($d_{Cr} = 1,2$ нм) також збільшується значення поля насичення, H_s : із $4,0$ кГс для 45 ат.% до $8,1$ кГс для 55 ат.%. Зразок із $x = 37$ ат.% Fe не виявляє феромагнітної поведінки за рахунок низької T_{C*} шарів Fe₃₇Cr₆₃(1,2 нм).

На рис. 4 наведено значення намагніченості насичення M_s та константи міжшарової взаємодії J_{ex} для структур Fe_xCr_{100-x}(d)/Cr(1,2 нм) в залежності від товщини d та концентрації x . Константа J_{ex} була розрахована відповідно до виразу $J_{ex} = dM_sH_s$ [31], де H_s – поле насичення, яке для розглянутих структур визначалося як поле, при якому сходяться криві $M(H)$ для $d_{Cr} = 1,2$ нм (зв'язаний стан) та $d_{Cr} = 3,0$ нм (відсутність міжшарової взаємодії) (стрілки на рис. 3).

Намагніченість насичення M_s шарів Fe_xCr_{100-x}(d) зростає із збільшенням товщини шарів d за сталої концентрації $x = \text{const} = 37$ ат.%, а також із збільшенням концентрації x за сталої товщини, $d = 1,2$ нм, що є природньо. Зміни у значеннях константи міжшарової взаємодії J_{ex} дещо відрізняються для двох серій зразків. Для серії структур Fe₃₇Cr₆₃(d)/Cr із різною товщиною d , зростання J_{ex} лінійно корелює із збільшенням намагніченості насичення M_s : обидві величини збільшуються в $2,5$ рази при зміні товщини d від 3 до 5 нм. Однак, для серії структур Fe_xCr_{100-x}(1,2 нм)/Cr із різною концентрацією x співвідношення між M_s та J_{ex} значно змінюється: із зростанням концентрації на 10% , значення J_{ex} збільшується в $3,5$ разів, тоді як значення в M_s лише в $1,5$ рази.

4. Обговорення та висновки

Зростання намагніченості насичення із збільшенням товщини шарів Fe–Cr, відображене на рис. 2 і

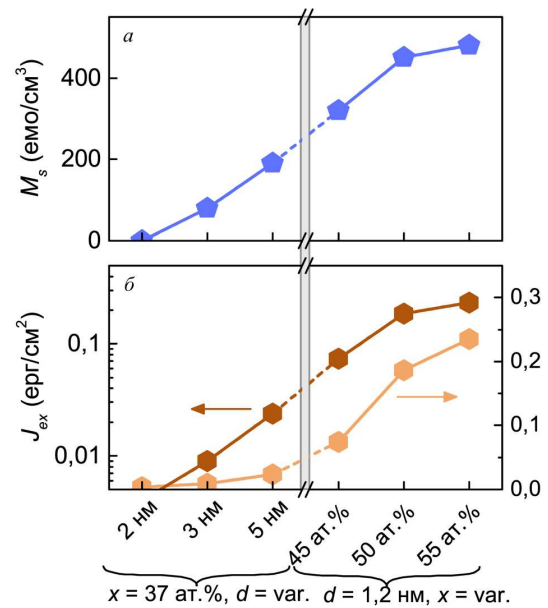


Рис. 4. Залежності намагніченості насичення M_s (а) та константи міжшарової взаємодії J_{ex} (б) від товщини d та концентрації x Fe_xCr_{100-x} шарів

рис. 4, а, слід пов'язати із нанорозмірним ефектом [32, 33]. Згідно з останнім, із зменшенням товщини ФМ шарів, збільшується частка поверхневих магнітних спінів, які слабше зв'язані обмінною взаємодією внаслідок відсутності магнітних сусідів зі сторони немагнітного шару. Відповідно, такі спіни більш піддатливі температурним флуктуаціям, що проявляється як пониження ефективної температури Кюрі усього ФМ шару. Таким чином, зростання намагніченості насичення із збільшенням товщини Fe–Cr шарів, або ж із збільшенням концентрації атомів Fe в них (рис. 4, а), пов'язано із збільшенням ефективної температури Кюрі T_{C*} Fe–Cr шарів.

Міжшарова обмінна взаємодія J_{ex} пропорційна магнітній поляризації атомних спінів на інтерфейсі ФМ/НМ [8, 34], яка зазвичай пропорційна намагніченості насичення ФМ шарів M_s . Така пропорційність між J_{ex} та M_s спостерігається для структур Fe–Cr/Cr зі сталою концентрацією $x = 37$ ат.% Fe, але різною товщиною шарів Fe–Cr (рис. 4, б). Однак, для структур із сталою товщиною шарів Fe–Cr $d = 1,2$ нм, але різною концентрацією x , пропорційність між J_{ex} та M_s змінюється: збільшення концентрації сильніше відображається

у рості константи J_{ex} , ніж у збільшенні величини M_s . Звідси слід зробити висновок, що збільшення концентрації магнітних атомів на інтерфейсі має більший вплив на міжшарову взаємодію, ніж збільшення ефективної намагніченості самих ФМ шарів. Зроблений висновок узгоджується із відомим із літератури використанням моношарів Fe чи Co, осаджених на інтерфейсі слабо-магнітний ФМ/НМ, з метою підсилення міжшарової взаємодії [35].

Таким чином, магнітометричні дослідження багатошарових структур Fe–Cr/Cr дозволили вивчити вплив зміни товщини ФМ шарів Fe–Cr та концентрації Fe в них на міжшарову обмінну взаємодію. Були отримані значення намагніченості насичення та константи міжшарової взаємодії в залежності від товщини і концентрації. Для серії структур зі сталюю концентрацією, але різною товщиною шарів Fe–Cr, сила міжшарової взаємодії пропорційна намагніченості насичення. Зроблено висновок про те, що зменшення товщини ФМ шарів викликає зниження ефективної температури Кюрі за рахунок нанорозмірних ефектів. Для серії структур із сталюю товщиною, але різною концентрацією шарів Fe–Cr, підсилення міжшарової обмінною взаємодії набагато більш виражене, ніж збільшення намагніченості насичення. Зроблено висновок, що збільшення концентрації магнітних атомів на інтерфейсі Fe–Cr/Cr ефективно підсилює міжшарову взаємодію за рахунок збільшення магнітної поляризації інтерфейсів.

Робота частково підтримана Національною академією наук України (проекти № 0120U100457 і № 0118U003265), а також the Swedish Stiftelse Olle Engkvist Byggmästare, the Swedish Institute Visby Programme 2019/20, and the Swedish Research Council (VR Grant 2018-03526).

1. P. Grünberg *et al.* Layered magnetic structures: Evidence for antiferromagnetic coupling of Fe layers across Cr interlayers. *J. Appl. Phys.* **61**, 3750 (1986).
2. M.N. Baibich *et al.* Giant Magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr magnetic superlattices. *Phys. Rev. Lett.* **61**, 2472 (1988).
3. G. Binasch, P. Grünberg, F. Saurenbach, W. Zinn. Enhanced magnetoresistance in layered magnetic structures with antiferromagnetic interlayer exchange. *Phys. Rev. B* **39**, 4828 (1989).
4. P. Grünberg. Layered magnetic structures: History, highlights, applications. *Phys. Today* **54**, 31 (2001).

5. I. Žutić, J. Fabian, S. Das Sarma. Spintronics: Fundamentals and applications. *Rev. Mod. Phys.* **76**, 323 (2004).
6. J. Sinova, I. Žutić. New moves of the spintronics tango. *Nat. Mater.* **11**, 368 (2012).
7. P. Bruno. Interlayer exchange coupling: A unified physical picture. *J. Magn. Magn. Mater.* **121**, 248 (1993).
8. M.D. Stiles. Exchange coupling in magnetic heterostructures. *Phys. Rev. B* **48**, 7238 (1993).
9. L. Néel. Magnetisme-sur un nouveau mode de couplage entre les animantations de deux couches minces ferromagnetiques. *Comptes. Rendus* **255**, 1676 (1962).
10. J.C.S. Kools, W. Kula, D. Mauri, T. Lin. Effect of finite magnetic film thickness on Néel coupling in spin valves. *J. Appl. Phys.* **85**, 4466 (1999).
11. S.S.P. Parkin, N. More, K.P. Roche. Oscillations in exchange coupling and magnetoresistance in metallic superlattice structures: Co/Ru, Co/Cr, and Fe/Cr. *Phys. Rev. Lett.* **64**, 2304 (1990).
12. S.S.P. Parkin, R. Bhadra, K.P. Roche. Oscillatory magnetic exchange coupling through thin copper layers. *Phys. Rev. Lett.* **66**, 2152 (1991).
13. S. Bandiera *et al.* Comparison of synthetic antiferromagnets and hard ferromagnets as reference layer in magnetic tunnel junctions with perpendicular magnetic anisotropy. *IEEE Magn. Lett.* **1**, 3000204 (2010).
14. Y.-C. Lau, D. Betto, K. Rode, J. M. D. Coey, P. Stamenov. Spin-orbit torque switching without an external field using interlayer exchange coupling. *Nat. Nanotechnol.* **11**, 758 (2016).
15. T. Newhouse-Illige *et al.* Voltage-controlled interlayer coupling in perpendicularly magnetized magnetic tunnel junctions. *Nat. Commun.* **8**, 15232 (2017).
16. J.G. Zhu. Spin valve and dual spin valve heads with synthetic antiferromagnets. *IEEE Trans. Magn.* **35**, 655 (1999).
17. S. Parkin *et al.* Magnetically engineered spintronic sensors and memory. *Proc. IEEE* **91**, 661 (2003).
18. J. M. Slaughter *et al.* Fundamentals of MRAM technology. *J. Supercond.* **15**, 19 (2002).
19. A. Bergman *et al.* Ultrafast switching in a synthetic antiferromagnetic magnetic random-access memory device. *Phys. Rev. B* **83**, 224429 (2011).
20. D. Apalkov, B. Dieny, J.M. Slaughter. Magnetoresistive random access memory. *Proc. IEEE* **104**, 1796 (2016).
21. R.A. Duine, K.-J. Lee, S.S.P. Parkin, M.D. Stiles. Synthetic antiferromagnetic spintronics. *Nat. Phys.* **14**, 217 (2018).
22. E.V. Gomonay, V.M. Loktev. Spintronics of antiferromagnetic systems (Review Article). *Low Temp. Phys.* **40**, 17 (2014).
23. V. Baltz *et al.* Antiferromagnetic spintronics. *Rev. Mod. Phys.* **90**, 015005 (2018).
24. K. M. Döbrich *et al.* Temperature-induced reversal of magnetic interlayer exchange coupling. *Phys. Rev. Lett.* **100**, 227203 (2008).
25. Z. Y. Liu *et al.* Thermally induced antiferromagnetic interlayer coupling and its oscillatory dependence on repetition

- number in spin-valve Co/Pt multilayers. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42**, 035010 (2009).
26. T. Mukherjee, S. Sahoo, R. Skomski, D.J. Sellmyer, C. Binek. Magnetocaloric properties of Co/Cr superlattices. *Phys. Rev. B* **79**, 144406 (2009).
 27. H.P.J. Wijn (Editor) *Magnetic Properties of Metals* (Springer, 1991).
 28. D.M. Polishchuk, Y.O. Tykhonenko-Polishchuk, E. Holmgren, A.F. Kravets, V. Korenivski. Thermally induced antiferromagnetic exchange in magnetic multilayers. *Phys. Rev. B* **96**, 104427 (2017).
 29. D.M. Polishchuk *et al.* Giant magnetocaloric effect driven by indirect exchange in magnetic multilayers. *Phys. Rev. Mater.* **2**, 114402 (2018).
 30. A.F. Kravets *et al.* Temperature-controlled interlayer exchange coupling in strong/weak ferromagnetic multilayers: A thermomagnetic Curie switch. *Phys. Rev. B* **86**, 1 (2012).
 31. Z. Zhang, L. Zhou, P.E. Wigen, K. Ounadjela. Angular dependence of ferromagnetic resonance in exchange-coupled Co/Ru/Co trilayer structures. *Phys. Rev. B* **50**, 6094 (1994).
 32. C.M. Schneider *et al.* Curie temperature of ultrathin films of fcc-cobalt epitaxially grown on atomically flat Cu(100) surfaces. *Phys. Rev. Lett.* **64**, 1059 (1990).
 33. F. Huang, M.T. Kief, G.J. Mankey, R.F. Willis. Magnetism in the few-monolayers limit: A surface magneto-optic Kerr-effect study of the magnetic behavior of ultrathin films of Co, Ni, and Co-Ni alloys on Cu(100) and Cu(111). *Phys. Rev. B* **49**, 3962 (1994).
 34. P. Bruno. Theory of interlayer magnetic coupling. *Phys. Rev. B* **52**, 411 (1995).
 35. S.S. Parkin. Dramatic enhancement of interlayer exchange coupling and giant magnetoresistance in Ni₈₁Fe₁₉/Cu multilayers by addition of thin Co interface layers. *Appl. Phys. Lett.* **61**, 1358 (1992).

Одержано 10.07.20

*D.M. Polishchuk, M.M. Kulyk, E. Holmgren,
G. Pasquale, A.F. Kravets, V. Korenivski*

INFLUENCE OF NANOSIZE
EFFECT AND NON-MAGNETIC DILUTION
ON INTERLAYER EXCHANGE COUPLING
IN Fe-Cr/Cr NANOSTRUCTURES

S u m m a r y

Magnetic properties of multilayered [Fe-Cr/Cr] × 8 nanostructures with the interlayer exchange coupling of the antiferromagnetic type and without the interlayer coupling have been studied. The values of the saturation magnetization and the interlayer exchange coupling constant are shown to strongly depend on the thickness and non-magnetic dilution of the Fe-Cr layers. It is found that those parameters differently affect the interlayer exchange coupling, which is explained by an interplay between the size effect (the thickness of the Fe-Cr layers) and the magnetic polarization of the Fe-Cr/Cr interfaces depending on the Fe concentration.