Archive of SID

توسعه لایه‌های نازک پر انرژی بر پایه مغناطیس‌های نادر خاکی تبادلی ارتجاعی با ترکیب NdFeB/FeCo

علیرضا خانجانی* و علی قاسمی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین شهر، اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۱/۱۵– دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۳/۱۶)

چکیده – در این پژوهش نه لایه نازک NdFeB و FeCo با ضخامت ۱۰-۵۰ نانومتر بر زیرلایه Si/SiO_2 به روش پراکنش امواج رادیویی مگنترونی تهیه شد. سیستم ایجاد شده در کوره عملیات حرارتی مادون قرمز در دمای ۸۰۰ درجه‌سانتی‌گراد به مدت ۵ ثانیه تحت عملیات بلوری شدن قرار گرفت. تحلیل فازی لایه‌ها به‌وسیله پراش پرتو ایکس بررسی و وجود فاز $Nd_2Fe_{14}B$ و $Fe_{65}Co_{35}$ بدون هیچ نوع فاز ثانویه دیگری تایید شد. سطح مقطع لایه‌ها به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت. مورفولوژی سطح لایه‌ها توسط میکروسکوپ نیروی اتمی بررسی شد. به کمک مغناطومتر ارتعاشی با میدان مغناطیسی اعمالی ۲۴kOe خواص مغناطیسی لایه‌ها شامل نیروی پسماندزدا، مغناطش اشباع، سطح حلقه پسماند، نسبت مربعی شدن و $(BH)_{max}$ مورد ارزیابی قرار گرفت. مشخص شد که تمام لایه‌ها ناهمسان‌گردی مغناطیسی عمودی دارند و با افزایش ضخامت لایه FeCo، مغناطش اشباع و نیروی پسماندزدا و مغناطش پسماند افزایش می‌یابد. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش ضخامت لایه FeCo به ۲۰ نانومتر، برهم‌کنش تبادلی بین لایه‌های سخت و نرم مغناطیسی افزایش می‌یابد و به همین دلیل حداکثر انرژی تولید شده توسط این ساختار ناهمگن افزایش می‌یابد.

واژگان کلیدی: لایه چند گانه، منحنی پسماند، برهم‌کنش تبادلی

Development of High Energy Thin Layers of Exchange Spring Magnets Originating from Rare Earth Magnets of NdFeB/FeCo

A. R. Khanjani* and A. Ghasemi

Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Shahin Shahr, Iran

Abstract: *In this study, nine Nd-Fe-B and FeCe thin films with 10-50 nanometers width were prepared by RF magnetron sputtering on the Si/SiO_2 substrate. Then, the films were annealed at 800 °C for 5 sec in rapid thermal annealing furnace. X-ray diffractometry (XRD) was used to analyze the phase composition of layers and existance of Nd_2F_{14} and $Fe_{65}Co_{35}$ phase was*

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: alikhanjani@yahoo.com

www.SID.ir

Archive of SID

confirmed, without formation of any other secondary phase. The layers surfaces were investigated using Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM). The morphology of layers surfaces was investigated using Atomic Force Microscope (AFM). The magnetic properties of layers were evaluated by vibrating sample magnetometer with maximum applied field of 24kOe, in order to measure coercivity, saturation of magnetization, hysteresis area, rectangular ratio and (BH)max. It was found that all layers have vertical magnetic anisotropy. Increasing thickness of FeCo resulted in increasing saturation of magnetization, coercivity and saturation magnetization. The results indicate that by an increase in thickness of FeCo up to 20nm, exchange interaction strength between hard and soft magnetic layers is enhanced and, consequently, maximum energy induced from this hetero-structure is increased.

Keywords: ***Multilayer, Hysteresis curve, Exchange interaction***

۱- مقدمه

مگنت‌های کامپوزیت تبادلی ارتجاعی به‌دلیل کاربردهای بالقوه آن‌ها توجه زیادی را به‌خود جلب کرده‌اند [۱-۴]. از لحاظ نظری اثبات شده است که اگر برهم‌کنش تبادلی بین لایه‌های سخت و نرم مغناطیسی با مکانیزم مناسبی انجام شود می‌توان به حداکثر انرژی تولید شده $(BH)_{max}$ بسیار بالا تا حدود ۱۲۰MGOe دست یافت [۲، ۳]. با این وجود کنترل مناسب ریزساختار در مقیاس نانو برای به‌دست آوردن مزیت‌های کامل هر دو فاز لازم است. جفت شدگی تبادلی به شدت به فاکتورهای ریزساختار وابسته است. برای این منظور لایه‌های نانو ساختار سخت و نرم مغناطیسی باید به‌ترتیب مشخص و با ضخامت معینی بر روی هم قرار گیرند تا یک ساختار غیرهمگن تبادلی تولید کنند [۵، ۶]. باید در نظر داشت که جفت‌شدگی تبادلی بین این لایه‌های متناوب، باید از نوع فرومغناطیسی باشد، هر چند کاربردهای بیشماری نیز برای جفت‌شدگی پادفرومغناطیس تعریف شده است. به‌طور کلی در مقایسه با مگنت‌های توده‌ای، ساختار لایه‌های چندگانه در طول مراحل آماده سازی به‌وسیله چیدمان لایه‌های متفاوت و تنظیم ضخامت لایه‌های فاز سخت و نرم و آنیل در دمای مناسب به آسانی قابل تنظیم است. این امر باعث بهینه شدن متوسط اندازه و توزیع اندازه دانه می‌شود. هنگامی می‌توان به حداکثر انرژی تولید شده دست یافت که مقادیر نیروی پسماندزدا و مغناطش اشباع در لایه نازک به‌طور هم‌زمان افزایش یابد [۶، ۷]. در یک لایه نازک با نیروی پسماندزدا بالا $(H_c > 2\pi M_s)$ میزان حداکثر انرژی تولید شده را می‌توان از نامساوی $(BH)_{max} \leq (2\pi M)^2$ تخمین زد. در منحنی‌های پسماند کاملاً مربعی می‌توان انتظار افزایش حداکثر انرژی تولید شده را برای لایه نازک چندگانه داشت. پژوهش‌های اخیر در زمینه لایه‌های نازک تمرکز خود را در تولید موادی با ناهمسان‌گردی مغناطیسی بالا، مغناطش اشباع و دمای کوری به نسبت بالا معطوف کرده‌اند [۸-۱۰]. لایه‌های نازک تبادلی ارتجاعی در موتورهای الکتریکی و حافظه‌های مغناطیسی چگالی بالا کاربرد دارند. برای ساختن لایه نازک تبادلی ارتجاعی نیاز به ماده سخت و نرم مغناطیسی است و ماده سخت باید حداکثر انرژی تولید شده بالا را داشته باشد. در میان مواد مغناطیسی سخت فاز $Nd_2Fe_{14}B$ با ثابت ناهمسان‌گردی تک‌محوره $Ku=4.6\times10^6\ J/cm^3$، بالاترین حداکثر انرژی تولید شده را داراست. ماده مغناطیسی نرم $Fe_{65}Co_{35}$ نیز با داشتن بالاترین مغناطش اشباع (M_S=۲/۴۵T) برای کاربرد در این لایه‌ها مناسب است. لایه نازک سخت مغناطیسی معمولاً از جنس $SmCo_5$، Sm_2Co_{17}، TbFeCo، GdFeCo، NdFeB و PrFeB انتخاب می‌شوند. این ترکیبات معمولاً شامل یک عنصر نادر خاکی 4f دو یا سه ظرفیتی و یکی از فلزات انتقالی 3d با ناهمسان‌گردی مغناطوبلوری بالاست که پس از عملیات حرارتی به‌صورت نیترید، بورواید و یا ترکیبات بین فلزی ظاهر می‌شوند. لایه نازک نرم مغناطیسی نیز را می‌توان از آهن، کبالت یا FeCo انتخاب کرد [۱۱، ۱۲]. روش‌های گوناگون پوشش‌دهی مانند پراکنش امواج رادیویی RF [۱۳-۱۵]، پراکنش جریان مستقیم DC [۱۵-۱۷] و برآرایی باریکه مولکولی [۱۸]، برای پوشش‌دهی لایه‌های چندگانه نانو کامپوزیتی وجود دارد. اخیراً برخی از مطالعات جفت شدگی تبادلی بر روی نانو ساختار چند لایه $(Nd,Dy)(Fe,Co,Nb,B)_{5.5}/M$ ($M = Fe_{65}Co_{35}$, α-Fe) که

www.SID.ir

Archive of SID

توسط روش پراکنش پوشش‌دهی شده‌اند را بررسی نموده‌اند [۱۹، ۲۰]. در این پژوهش‌ها مشخص شد که با کنترل ضخامت لایه نرم، میزان انرژی تولید شده قابل افزایش است.

در این پژوهش ویژگی‌های ساختاری و خواص مغناطیسی لایه‌های چندگانه غیرهمگن تبادلیNdFeB/FeCo با لایه بافر و لایه محافظ تنگستن بر زیر لایه Si/SiO_2 مورد بررسی قرار گرفت. در این راستا ریز ساختار، جهت‌گیری بلوری و خواص مغناطیسی لایه‌ها بررسی شد. مشخص شد که با کنترل ضخامت لایه نرم مغناطیسی حداکثر انرژی تولید شده می‌تواند تا ۴۰MGOe افزایش یابد. افزایش انرژی می‌تواند در کاهش حجم موتورهای الکتریکی و ازدیاد بازده آن‌ها مؤثر باشد.

۲- مواد و روش پژوهش

در پژوهش حاضر Si/SiO_2 به‌عنوان زیر لایه انتخاب شد. سپس لایه اول از جنس تنگستن به ضخامت ۲۰ نانومتر در دمای ۳۰۰ درجه‌سانتی‌گراد با نرخ پوشش‌دهی ۱۵ نانومتر بر دقیقه بر آن اعمال شد. پس از آن لایه مغناطیس سخت NdFeB به کمک هدف $Nd_{13}Fe_{78}B_9$ به ضخامت ۱۰-۵۰ نانومتر در دمای ۴۲۰ درجه‌سانتی‌گراد با نرخ ۱۵ نانومتر بر دقیقه روی آن پوشش‌دهی شد. سپس لایه مغناطیسی نرم FeCo به‌ضخامت ۱۰-۵۰ نانومتر در دمای ۴۲۰ درجه‌سانتی‌گراد با نرخ پوشش-دهی ۱/۷ نانومتر بر دقیقه بر روی آن قرار گرفت. سپس یک در میان لایه‌های مغناطیسی نرم و سخت مغناطیسی با شرایط اعلام شده پیش پوشش‌دهی شد. فشار پراکنش لایه بافر تنگستن،لایه-های مغناطیسی سخت و نرم به‌ترتیب ۵، ۳ و ۴ میلی‌تورتنظیم شد. فشار اولیه$^{-5}$ ۱۰ ×۵ تور، فشار گاز آرگون $^{-7}$ ۱۰ ×۵ تور و توان دستگاه ۶۰۰ وات بود. قبل از شروع عملیات پراکنش، برای تمیز کردن سطح هدف و پایدار نمودن پلاسما، عملیات پراکنش اولیه به مدت ۲۰ دقیقه انجام شد. در نهایت لایه نهایی نیز از جنس تنگستن به‌ضخامت ۳ نانومتر در نظر گرفته شد. آزمون پراش پرتو ایکس با استفاده از پرتو CuKα بر نمونه‌ها انجام شد. سطح مقطع لایه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت. توپوگرافی و زبری سطح لایه‌های نازک نیز با استفاده از میکروسکوپ نیروی اتمی مورد ارزیابی قرار گرفت. خواص مغناطیسی لایه شامل نیروی پسماندزدا، مغناطش اشباع، سطح منحنی پسماند و حداکثر انرژی تولید شده، توسط مغناطومتر مورد ارزیابی قرار گرفت. در نهایت به‌وسیله میکروسکوپ نیروی مغناطیسی با مود تماسی شکل‌گیری حوزه‌های مغناطیسی مورد بررسی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

با لایه نشانی چند گانه غیر همگن از مواد سخت و نرم مغناطیسی، برهم‌کنش تبادلی بین اسپین لایه‌های مجاور برقرار می‌شود. با در نظر گرفتن برهم‌کنش تبادلی فرومغناطیسی بین لایه سخت و نرم در دو جهت موازی و عمود بر سطح لایه‌ها می‌توان طول برهم‌کنش تبادلی (l_{ex}) را به‌ترتیب از روابط ۱ و ۲ محاسبه نمود.

$$l_{ex}\,\| = \frac{\sqrt{A}}{\sqrt{Ku}} \qquad (۱)$$

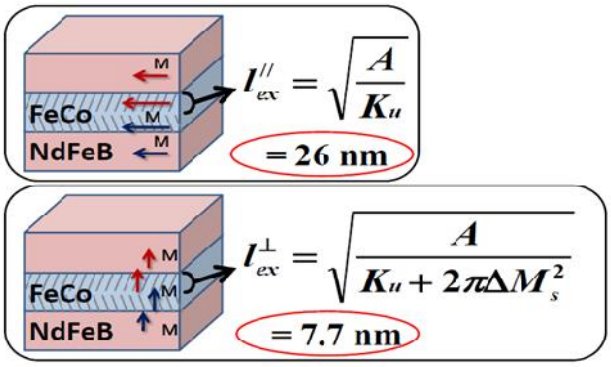
$$l_{ex}\,\perp = \frac{\sqrt{A}}{\sqrt{AKu + 2\pi\Delta M_s^2}} \qquad (۲)$$

که l_{ex} نشان‌دهنده طول برهم‌کنش تبادلی، Ku ثابت ناهمسان‌گردی تک محوره و ΔM_s اختلاف مغناطش اشباع لایه نرم و سخت مغناطیسی است. با در نظر گرفتن $Ku=4.6\times10^6 J/cm$، $\Delta M_s=650\ emu/cm^3$ و $A=1.7\times10^{-6}\ erg/cm^3$، طول برهم‌کنش تبادلی در دو حالت موازی و عمودی به‌ترتیب ۲۶ و ۷/۷ نانومترخواهد بود. با توجه به این‌که هر لایه نازک نرم مغناطیسی بین دو لایه سخت ساندویچ شده است، لذا نصف طول برهم‌کنش تبادلی در حالت عمودی اهمیت دارد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که ضخامت لایه نازک نرم مغناطیسی می‌تواند کم‌تر از ۴ نانومتر باشد. شکل ۱ طول برهم‌کنش در جهت‌های عمودی و موازی را نشان می‌دهد.

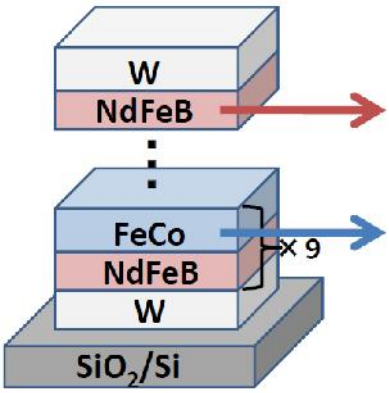
شکل ۲ تصویری نمادین از لایه چندگانه تهیه شده و شرایط پوشش‌دهی لایه‌ها را نشان می‌دهد. از آن‌جایی که محور

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۱- نحوه محاسبه طول برهم‌کنش در جهت‌های عمودی و موازی



فشار پایه: $۵/۰\times۱۰^{-۵}$ پاسکال	
پراکنش مستقیم	
$Nd_{13}Fe_{78}B_9$	تارگت
۱۵ نانومتر بر دقیقه	نرخ پراکنش
۱۰-۵۰ میلی‌متر	ضخامت
پراکنش رادیویی	
$Fe_{65}Co_{35}$	تارگت
۱/۷ نانومتر/دقیقه	نرخ پراکنش
۱۰-۵۰ میلی‌متر	ضخامت

شکل ۲- شمای لایه چندگانه تهیه شده و شرایط پوشش‌دهی

آسان دانه‌های فاز $Nd_2Fe_{14}B$ ترجیحاً عمود بر صفحه لایه است، صفحه (۱ ۰۰) تتراگونال فاز $Nd_2Fe_{14}B$ باید بر لایه بافر تنگستن (۱۱۰) bcc رشد کند. یک کمیت مهم مشخصات کوهرنت، متغیر عدم انطباق(f) است، که توسط رابطه ۳ معرفی می‌شود.

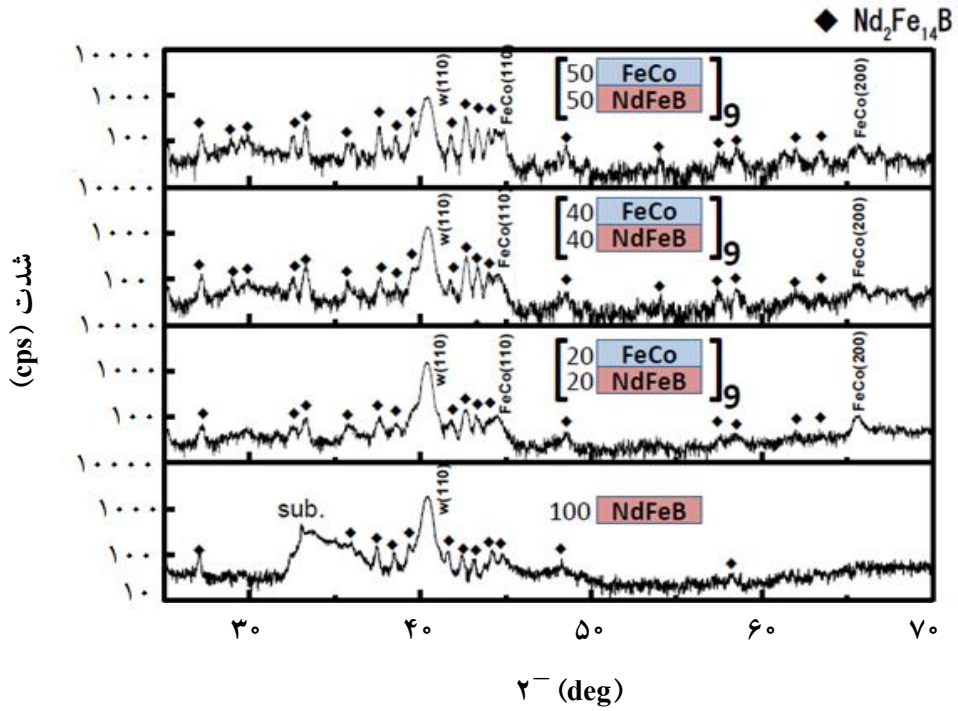
$$f = (a_o(u)- a_o(m)/a_o(m)) = \delta a_o/ a_o(m) \qquad (۳)$$

در رابطه ۳ $a_o(m)$ و $a_o(u)$ به‌ترتیب متغیرهای غیرکرنشی لایه مغناطیسی و لایه بافر است. اعمال لایه بافر از جنس تنگستن باعث تطابق بلوری بسیار مناسب بین تنگستن و لایه نازک NdFeB می‌شود. اگر لایه بافر تنگستن با بافت W(۱۱۰) بر سطح زیرلایه تشکیل شود، آنگاه بین اتم‌های لایه سخت مغناطیسی و تنگستن ارتباط یک به یک به‌صورت (۱۱۰) W || NdFeB(۰۰l) برقرار خواهد شد. فاکتور عدم انطباق بین لایه سخت مغناطیسی NdFeB و لایه بافر تنگستن در دو جهت مختلف x و y به‌ترتیب برابر با ۱/۶۳٪- و ۷/۲۶٪- است که مقادیر بسیار کمی هستند.

الگوهای پراش لایه‌های چندگانه با ضخامت مختلف در شکل ۳ مشخص شده است و ضخامت لایه نرم و سخت مغناطیسی در این لایه‌ها برابر است. قابل مشاهده است که در الگوی پراش پوشش فاقد لایه نرم مغناطیسی، تنها قله‌های فاز $Nd_2Fe_{14}B$ و قله (۱۱۰) لایه بافر تنگستن و زیرلایه وجود دارد. با افزایش ضخامت لایه‌های نرم به ۲۰ نانومتر می‌توان مشاهده نمود که تعداد قله‌ها و شدت قله‌های فاز $Nd_2Fe_{14}B$ افزایش می‌یابد و علاوه بر قله (۱۱۰) تنگستن، قله‌های (۱۱۰) و

www.SID.ir

Archive of SID

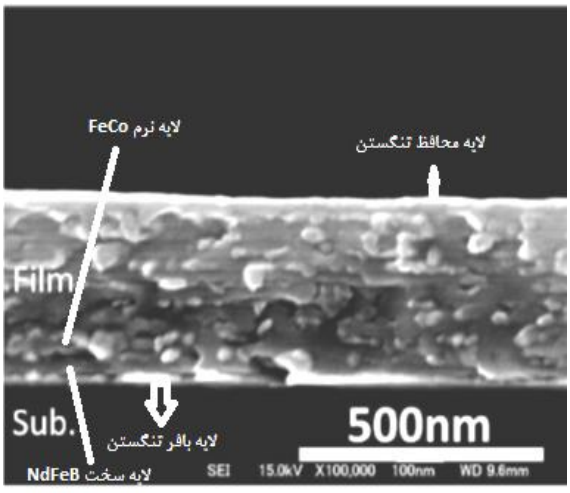


شکل ۳- الگوهای پراش لایه‌های چندگانه با ضخامت مختلف

(۲۰۰) لایه نرم FeCo ظاهر و قله زیرلایه ناپدید می‌شود. با افزایش ضخامت لایه‌های نرم به ۴۰ نانومتر، شدت قله‌های فاز $Nd_2Fe_{14}B$ افزایش، قله (۲۰۰)FeCo کاهش و شدت قله‌های دیگر تغییر محسوسی نمی‌یابد. با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه‌های نرم به ۵۰ نانومتر شدت قله‌های فاز $Nd_2Fe_{14}B$ کاهش مختصری می‌یابد.

شکل ۴ سطح مقطع لایه چندگانه [NdFeB(20nm) /FeCo(20nm)]×9 را نشان می‌دهد. قرار گیری لایه‌های مغناطیسی سخت و نرم در این لایه به‌وضوح قابل مشاهده است. در این تصویر ضخامت ۲۰ نانومتر لایه‌های مغناطیسی سخت و نرم به خوبی مشخص است. نکته قابل توجه در این تصویر آن است که ضخامت لایه‌های پوشش‌داده شده یکنواخت‌اند و هیچ‌گونه ترک و یا جدا شدن بین لایه‌های نرم و سخت مغناطیسی، لایه بافر و لایه محافظ تنگستن وجود ندارد.

تصاویر میکروسکوپی نیروی اتمی لایه نازک در ضخامت‌های مختلف در شکل ۵ نشان داده شده است. زبری سطح لایه‌ها در حد قابل قبول برای کاربرد لایه‌ها در حافظه‌های

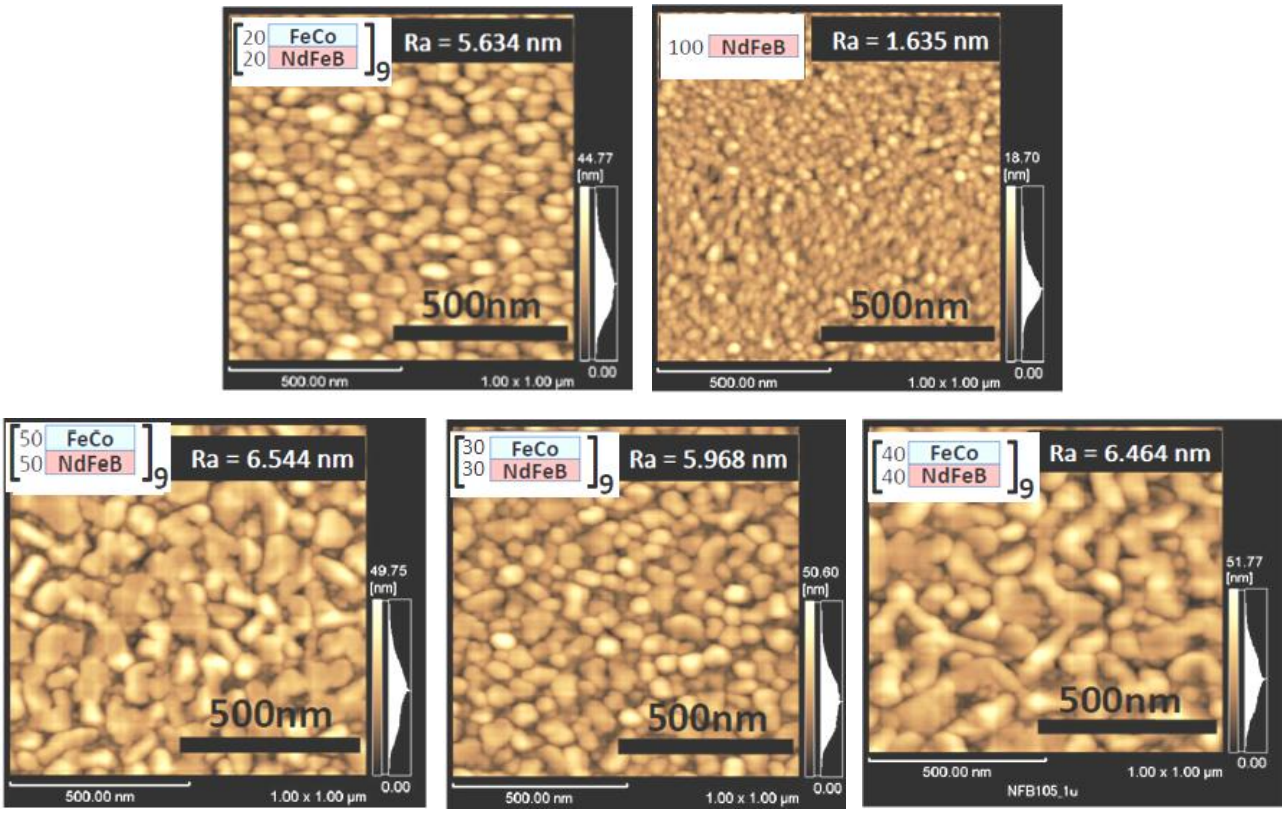


شکل ۴- سطح مقطع لایه چندگانه
[NdFeB(20nm)/FeCo(20nm)]×9

مغناطیسی است. به‌وضوح قابل مشاهده است که با افزایش ضخامت لایه از ۱۰ به ۵۰ نانومتر، زبری سطح از ۱ به ۶ نانومتر افزایش می‌یابد و میزان پستی و بلندی‌ها سطح لایه زیاد می‌شود. از تصاویر قابل مشاهده است که اندازه دانه‌ها با افزایش ضخامت لایه افزایش می‌یابد. افزایش اندازه دانه‌ها

www.SID.ir

Archive of SID



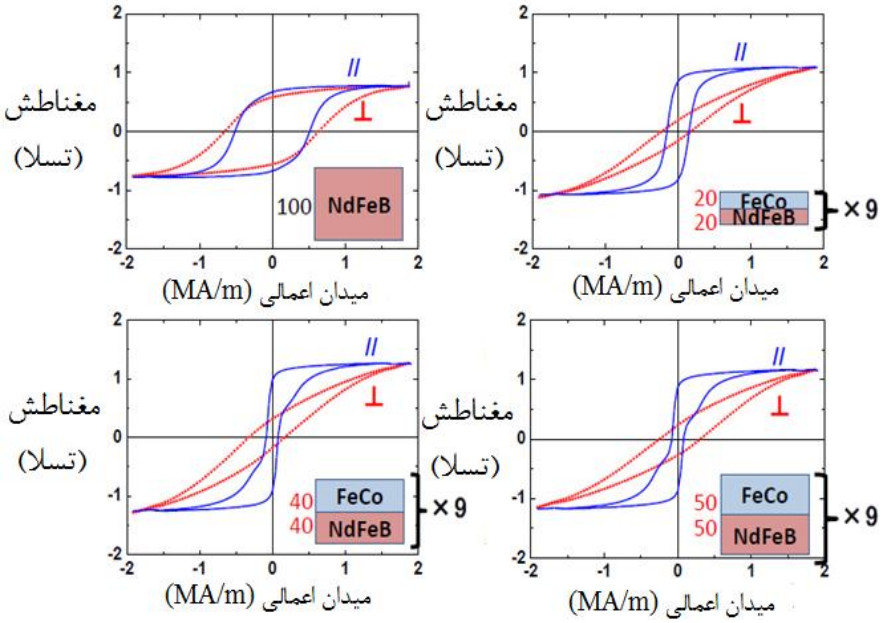
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نیروی اتمی لایه چندگانه در ضخامت‌های مختلف لایه نرم و سخت

موجب کاهش نیروی پسماندزدا و متغیر حداکثر انرژی تولید شده می‌شود. رشد دانه عامل مهم دیگری است که می‌تواند باعث کاهش برهم‌کنش تبادلی بین لایه‌های سخت و نرم و در نتیجه کاهش متغیر حداکثر انرژی تولید شده شود. با مشاهده تصاویر می‌توان بیان داشت که لایه‌ها ریزساختار فشرده و تقریباً چگال و دانه‌ها توزیع تقریباً یکنواختی دارند.

شکل ۶ منحنی‌های پسماند لایه‌های چندگانه با ضخامت لایه نرم مغناطیسی مختلف را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشخص است اندازه‌گیری‌ها در جهت‌های عمود و موازی بر سطح لایه‌ها انجام شده است. درلایه‌ای که فاقد لایه نرم است قابل مشاهده است که نیروی پسماندزدا عمودی از نیروی پسماندزدا موازی بزرگ‌تر است. نسبت مربعی شدن عمودی دراین لایه برابر ۰/۷۵ است. با افزایش ضخامت لایه نرم به ۲۰ نانومتر نیروی پسماندزدا عمودی و موازی کاهش و مغناطش اشباع عمودی و موازی افزایش یافته است. نسبت مربعی شدن عمودی این لایه نسبت به لایه قبلی به ۰/۳ می‌رسد. با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه سخت و نرم به ۴۰ نانومتر می‌توان مشاهده کرد که نیروی پسماندزدا عمودی افزایش و نیروی پسماند موازی کاهش یافته است. این شرایط نشان‌دهنده جهت‌گیری بردار مغناطش در راستای عمود بر سطح لایه نازک است و به همین دلیل ناهمسان‌گردی مغناطو بلوری عمودی در سیستم ایجاد می‌شود. مغناطش اشباع که تابع تعداد اسپین‌های هم‌جهت شده در واحد حجم است در این لایه نسبت به لایه قبلی افزایش یافته است. با افزایش ضخامت به ۵۰ نانومتر نیروی پسماندزدا عمودی افزایش ولی نیروی پسماندزدا موازی، مغناطش اشباع کاهش یافته است. همان‌گونه که مشخص است با افزایش ضخامت لایه نرم و سخت مغناطیسی سطح زیر منحنی پسماند، نیروی پسماندزدا عمودی و مغناطش اشباع افزایش یافته است. با توجه به نحوه افزایش منحنی اولیه در منحنی پسماند که نشان‌دهنده نحوه تغییرات

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۶- منحنی‌های پسماند لایه‌های چندگانه با ضخامت لایه‌های نرم و سخت مختلف

نفوذپذیری لایه است، می‌توان نتیجه گرفت که جوانه‌زنی حوزه‌ها نسبت به چرخش غیرکوهیرنت بردار مغناطش مکانیزم غالب مغناطش است.

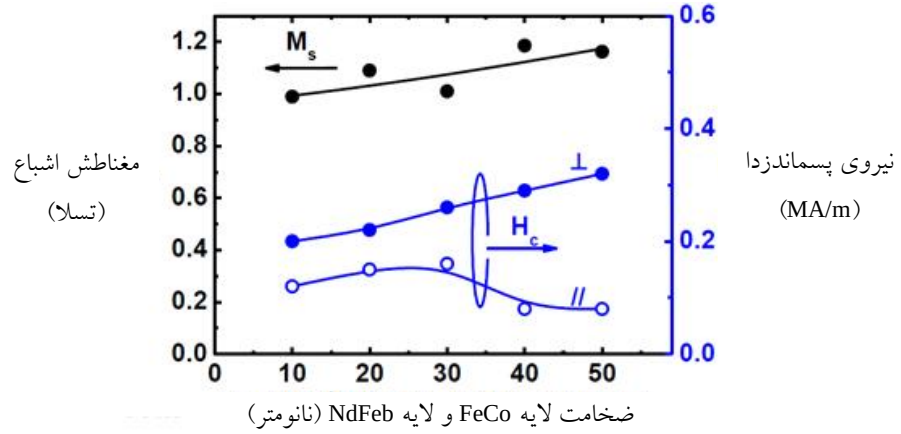
تغییرات نیروی پسماندزدا و مغناطش اشباع با ضخامت لایه سخت و نرم در شکل ۷ نشان داده شده است. به‌وضوح قابل مشاهده است که با افزایش ضخامت لایه سخت و نرم از ۱۰ به ۵۰ نانومتر نیروی پسماندزدا موازی و عمودی افزایش یکنواختی دارد و به‌ترتیب برابر ۰/۲ و ۰/۳۳ MA/m است. نیروی پسماندزدا موازی با افزایش ضخامت لایه از ۱۰ به ۳۰ نانومتر افزایش و با افزایش بیش‌تر ضخامت تا ۵۰ نانومتر کاهش می‌یابد. با افزایش ضخامت لایه نرم اسپین‌های دو لایه نمی‌توانند به‌طور کامل با یکدیگربرهم‌کنش داشته باشند و لذا سطح زیر منحنی پسماند کاهش می‌یابد. در این شکل قابل ملاحظه است که تغییرات مغناطش اشباع متفاوت است. با افزایش ضخامت لایه سخت و نرم از ۱۰ به۲۰ نانومتر، مغناطش اشباع افزایش و با افزایش ضخامت به ۳۰ نانومتر کاهش مختصری یافته است. با افزایش ضخامت به ۴۰ نانومتر، مغناطش اشباع افزایش و در ضخامت ۵۰ نانومتر دوباره کاهش می‌یابد.

تغییرات خواص مغناطیسی مشخص می‌کند که برای دست‌یابی به بالاترین حداکثر انرژی تولید شده، باید ضخامت لایه‌ها و ناهمسان‌گردی آن‌ها به دقت کنترل شود.

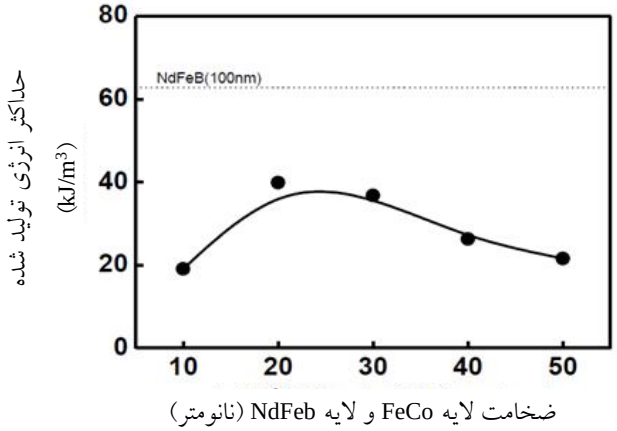
تغییرات متغیر حداکثر انرژی تولید شده با تغییر ضخامت لایه نرم و سخت مغناطیسی در شکل ۸ نشان داده شده است. واضح است با افزایش ضخامت لایه سخت و نرم از ۱۰ به ۲۰ نانومتر این متغیر افزایش و با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه نرم و سخت به‌دلیل کاهش برهم‌کنش تبادلی، متغیر حداکثر انرژی تولید شده روند کاهشی در پیش می‌گیرد. با توجه به تغییرات متغیر حداکثر انرژی تولید شده، مناسب‌ترین ضخامت برای برهم‌کنش تبادلی بین لایه‌های سخت و نرم مغناطیسی ۲۰ نانومتر است. این موضوع از مشخصه‌های بارز مغناطیس‌های تبادلی ارتجاعی است. در این سیستم‌ها با کنترل ضخامت لایه نرم و انجام مناسب برهم‌کنش تبادلی بین اسپین لایه سخت مغناطیسی با اسپین‌های مجاور در لایه نرم به‌راحتی امکان تعویض‌شدن و در نتیجه افزایش انرژی سیستم وجود دارد. در صورتی که ضخامت لایه نرم از حد مشخص تجاوز کند برهم‌کنش

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۷- تغییرات نیروی پسماندزدا عمودی، موازی و مغناطش با تغییر ضخامت لایه سخت و نرم



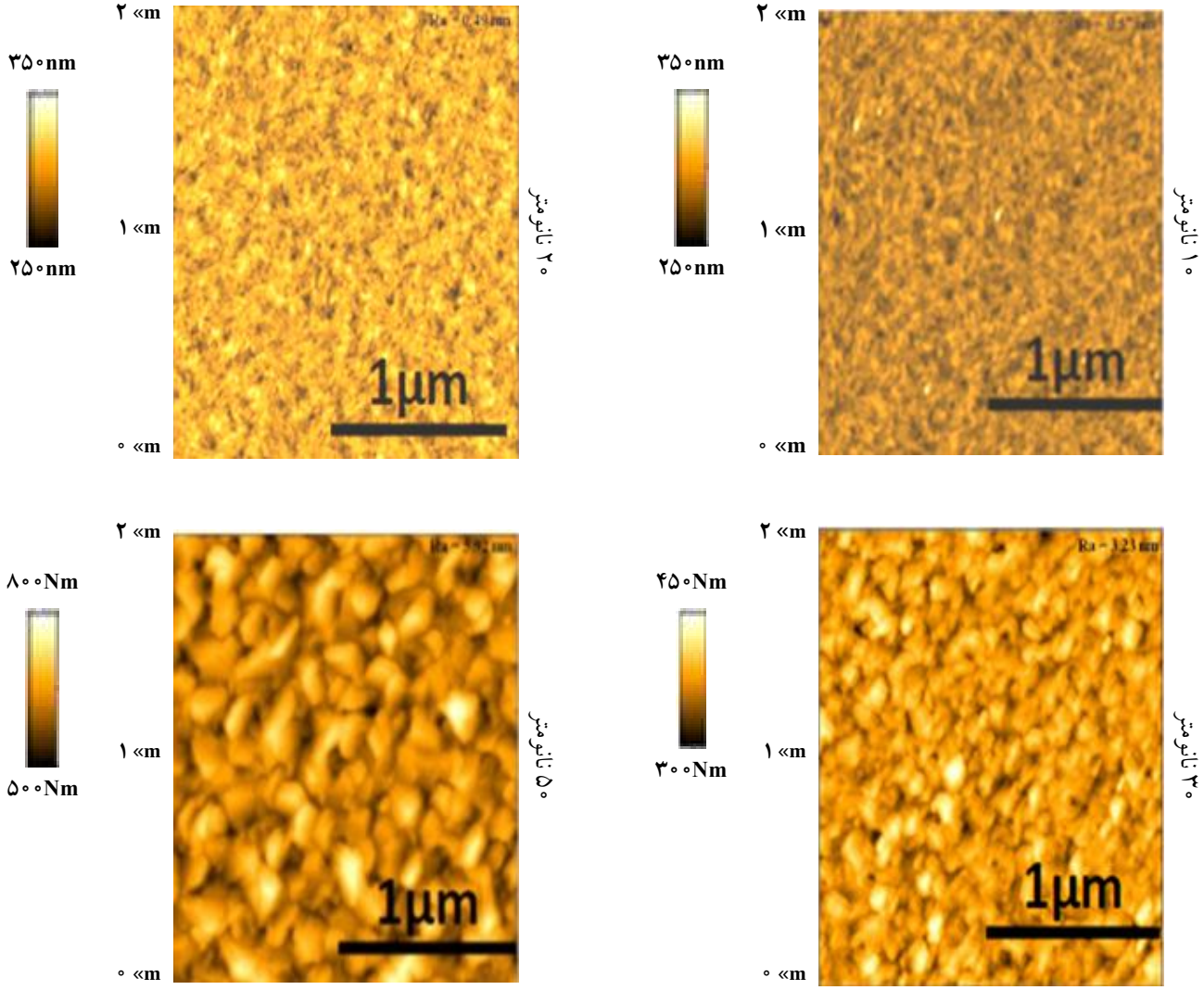
شکل ۸- تغییرات حداکثر انرژی تولید شده با تغییر ضخامت لایه نرم و سخت

تبادلی در مگنت‌های تبادلی کامل انجام نمی‌شود و به‌عبارت دیگر قدرت برهم‌کنش تبادلی بین اسپین‌های لایه سخت و اسپین‌های موجود در کل ضخامت لایه نرم وجود ندارد و در نتیجه نیروی پسماندزدا و به دنبال آن حداکثر انرژی تولید شده کاهش می‌یابد.

شکل ۹ تصاویر میکروسکوپی نیروی مغناطیسی لایه‌های چندگانه با تغییر ضخامت لایه نرم و سخت را نشان می‌دهد. برای اندازه‌گیری حوزه‌های مغناطیسی با استفاده از میکروسکوپ نیروی مغناطیسی تمامی نمونه‌های مورد آزمایش ابتدا توسط مغناطومتر ارتعاشی تحت وامغناطش قرار گرفتند تا حوزه‌های مغناطیسی با بردارهای مغناطش پادموازی توسط کنتراست نوری معین شوند. در تصاویر میکروسکوپی نیروی مغناطیسی لایه با ضخامت ۱۰ نانومتر می‌توان مشاهده نمود که اندازه حوزه‌های مغناطیسی در حدود ۳۰۰ نانومتر است. با افزایش ضخامت لایه به ۲۰ نانومتر اندازه حوزه‌های مغناطیسی در حدود ۵۰۰ نانومتر است. در لایه با ضخامت ۵۰ نانومتر اندازه حوزه‌های مغناطیسی در حدود ۱/۵ میکرومتر است. می‌توان بیان داشت که اندازه حوزه‌های مغناطیسی با افزایش ضخامت لایه افزایش می‌یابد. به‌عنوان جمع‌بندی می‌توان بیان کرد که با افزایش ضخامت لایه نرم مغناطیسی، حداکثر انرژی تولید شده ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد. بهینه‌ترین ضخامت لایه نرم برابر با ۴۰ نانومتر پیشنهاد می‌شود. در این شرایط حداکثر انرژی تولید شده برابر با ۴۰MGOe است که معادل

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی نیروی مغناطیسی لایه‌های چندگانه در ضخامت‌های مختلف

با مگنت N۴۲ است.

۴- نتیجه‌گیری

۱. لایه‌های تبادلی ارتجاعی سخت و نرم مغناطیسی با ترکیب NdFeB و FeCo توسط روش پراکنش بر سطح لایه بافر تنگستن تشکیل شد.

۲. با افزایش ضخامت لایه تا ۵۰ نانومتر نیروی پسماندزدا عمودی به $۰/۳\frac{MA}{A}$ و مغناطش اشباع به ۱/۱T ارتقاء یافتند.

۳. لایه نازک نرم مغناطیسی با ضخامت ۴۰ نانومتر می‌تواند باعث جفت‌شدگی تبادلی مناسب بین اسپین لایه‌های سخت و نرم مغناطیسی شود.

۴. با افزایش ضخامت لایه نرم، مقدار حداکثر انرژی تولید شده ابتدا افزایش و سپس به‌دلیل کم شدن برهم‌کنش تبادلی کاهش و حداکثر انرژی تولیدی به ۴۰MGOe افزایش می‌یابد.

۵. اندازه حوزه‌های مغناطیسی با افزایش ضخامت لایه از ۳۰۰ به ۵۰۰ نانومتر افزایش می‌یابد.

www.SID.ir

Archive of SID

مراجع

1. Kim, D. and Hong, J., "Rare Earth Free Exchange Spring Magnet FeCo/FePt(001): Giant Magnetic Anisotropy and Energy Product", *Surface Science*, Vol. 606, pp.1960-1964, 2012.
2. Carbucicchio, M. and Ciprian, R., "Influence of the Phenomena Occurring at the Soft/Hard Interface on the Coercivity Behavior in Exchange-Spring Magnets", *Solid State Communications*, Vol. 152, pp.189-193, 2012.
3. Hoang Hai, N., Chau, N., Duc-The, N. and Thi Hong Gam, D., "Anomalous Magnetic Viscosity in α-Fe(Co)/$(Nd,Pr)_2Fe_{14}B$ Exchange-Spring Magnet", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 323, pp. 3156-3161, 2011.
4. Sharma, P., Waki, J., Kaushik, N., Louzguine-Luzgin, D.V., Kimura, H. and Inoue, A., "High Coercivity Characteristics of FePtB Exchange-Coupled Nanocomposite Thick Film Spring Magnets Produced by Sputtering", *ActaMaterialia*, Vol. 55, pp. 4203-4212, 2007.
5. Asti, G., Solzi, M. and Ghidini, M., "Reversal Modes of the Multilayer Exchange-Spring Magnet", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 226-230, pp. 1464-1466, 2001.
6. Jiang, J.S. and Bader, S.D., "Magnetic Reversal in Thin Film Exchange-Spring Magnets", *ScriptaMaterialia*, Vol. 47, pp. 563-568, 2002.
7. Yamamoto, H., Takahashi, K. and Hamano, R., "Structure Refinement of I-Al–Pd–Mn Quasi Crystals by IP-Weissenberg Camera Data", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 342, pp.159-163, 2002.
8. Duc, N.H. and HuongGiang, D.T., "Discontinuous Spring Magnet-Type Magnetostrictiveterfecohan/ YFeCo Multilayers: A Novel Nanostructured Material Principle for Excellent Magnetic Softness", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 310, pp. 2459-2465, 2007.
9. Duc, N.H., HuongGiang, D.T. and Chau, N., "Nanostructure and Magnetization Reversal Process in TbFeCo/Y_x $(FeCo)_{1-x}$ Spring-Magnet Type Multilayers", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 282, pp.44-48, 2004.
10. Wetherhold, R.C. and Guerrero, V.H., "Magnetoelastic Interaction in Magnetostrictive Spring-Magnet Multilayers", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 269, pp. 61–69, 2004.
11. Rui, X., Shield, J.E., Sun, Z., Yue, L., Xu, Y., Sellmyer, D.J., Liu, Z. and Miller, D.J., "High-Energy Product Exchange-Spring FePt/Fe Cluster Nanocomposite Permanent Magnets", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 305, pp. 76-82, 2006.
12. Koha, G.H., Kima, H.J., Jeonga, W.C., Oha, J.H. and Parka, J.H., "Fabrication of High Performance 64 kb MRAM", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 272, pp. 1941-1942, 2004.
13. Mapps, D.J., Chandrasekhar, R., OGrady, K., Cambridge, J., Petford Long, A. and Doole R., "Magnetic Properties of NdFeB Thin Films on Platinum Underlayers", *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol. 33, pp. 3007 - 3009, 1997.
14. Tang. W., ZQ, J., Zhang, J.R., Gu, G., Li, J.M. and Du, Y.W., "Nonequilibrium Phase Transformation of $NdFe_{11}Ti$ Compound During Mechanical Milling", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 188, pp. 387–392, 1998.
15. Homburg, H., Sinnemann, T., Methfessel, S., Rosenberg, M. and Gu, B.X., "Sputtered NdFeB-Films of High Coercivity", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 83, pp. 231-233, 1990.
16. Zasadzinski, J.F., Segre, C.U. and Rippert, E.D., "Magnetic Properties of $Er_2Fe_{14}B$ and $Nd_2Fe_{14}B$ Thin Films", *Journal of Applied Physics*, Vol. 61, pp. 4278, 1987.
17. Lemke, H., Lang, T., Goddenhenrich, T. and Heiden, C., "Micro Patterning of Thin $Nd_2Fe_{14}B$ Films", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 148, pp. 426-432, 1995.
18. Yu, M., Liu, Y., Liou, S.H. and Sellmyer, D.J., "Nanostructured NdFeB Films Processed by Rapid Thermal Annealing", *Journal of Applied Physics*, Vol.83, pp.6611 – 6613, 1998.
19. Keavney, D.J., Fullerton, E.E., Pearson, J.E. and Bader, S.D., "Magnetic Properties of C-axis Textured $Nd_2Fe_{14}B$ Thin Films", *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol. 32, pp. 4440 – 4442, 1996.
20. Liu, W. and Zhang, Z.D., "Exchange Coupling and Remanence Enhancement in Nanocomposite Multilayer Magnets", *Advanced Materials*, Vol. 14, pp. 1832–1836, 2002.
21. Liu, W. and Zhang, Z.D., "Structure and Magnetic Properties of Sputtered (Nd,Dy)(Fe,Co,Nb,B)5.5/M (M=FeCo,Co) Multilayer Magnets", *Journal of Applied Physics*, Vol. 91, pp. 7890 -7892, 2002.

www.SID.ir