

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

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 $K_u = 4.6 \times 10^6 \text{ J/cm}^3$ بالاترین حداکثر انرژی تولید شده را داراست. ماده مغناطیسی نرم $Fe_{65}Co_{35}$ نیز با داشتن بالاترین مغناطش اشباع ($M_s = 2/45T$) 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 مغناطیسی بالایی است که پس از عملیات حرارتی به صورت نیتريد، بوراید 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 $(Nd,Dy)(Fe,Co,Nb, B)_{5.5}/M$ ($M = Fe_{65}Co_{35}$, $\alpha-Fe$)

۱- مقدمه

مگنت‌های کامپوزیت تبادل‌ی ارتجاعی به دلیل کاربردهای بالقوه آن‌ها توجه زیادی را به خود 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 120 MGOe دست یافت [۲، ۳]. با این وجود کنترل مناسب ریزساختار در مقیاس نانو برای به دست 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 به ترتیب مشخص و با ضخامت معینی بر روی هم قرار گیرند تا یک ساختار غیرهمگن تبادل‌ی تولید کنند [۵، ۶]. باید در نظر داشت که جفت شدگی تبادل‌ی بین این لایه‌های متناوب، باید از نوع فرومغناطیسی باشد، هر چند کاربردهای بیشماری نیز برای جفت شدگی پادفرومغناطیس تعریف شده است. به‌طور کلی در مقایسه با مگنت‌های توده‌ای، ساختار لایه‌های چندگانه در طول مراحل آماده سازی به وسیله 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 $(BH)_{max} \leq (2\pi M_s)^2$ تخمین زد. در منحنی‌های پسماند کاملاً مربعی می‌توان انتظار افزایش

رویشی 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 به وسیله 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 تبدالی بین اسپین لایه‌های مجاور برقرار می‌شود. با در نظر گرفتن برهم‌کنش تبدالی فرومغناطیسی بین لایه سخت و نرم در دو جهت موازی و عمود بر سطح لایه‌ها می‌توان طول برهم‌کنش تبدالی (I_{ex}) را به ترتیب از روابط ۱ و ۲ محاسبه نمود.

$$I_{ex \parallel} = \frac{\sqrt{A}}{\sqrt{Ku}} \quad (1)$$

$$I_{ex \perp} = \frac{\sqrt{A}}{\sqrt{AKu + 2\pi\Delta M_s^2}} \quad (2)$$

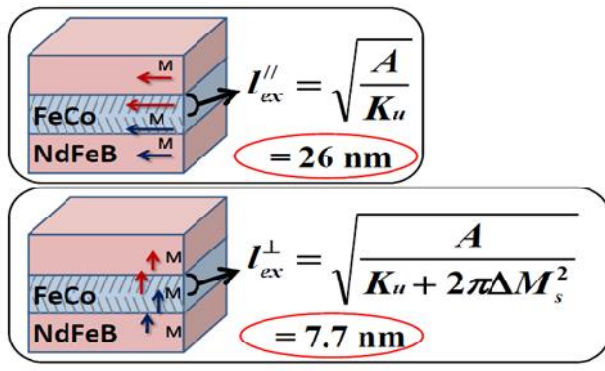
که I_{ex} نشان‌دهنده طول برهم‌کنش تبدالی، Ku ثابت ناهمسان‌گردی تک محوره و ΔM_s اختلاف مغناطش اشباع لایه نرم و سخت مغناطیسی است. با در نظر گرفتن $Ku=4.6 \times 10^6 \text{ J/cm}$ ، $\Delta M_s=650 \text{ emu/cm}^3$ و $A=1.7 \times 10^{-6} \text{ erg/cm}^3$ ، طول برهم‌کنش تبدالی در دو حالت موازی و عمودی به ترتیب ۲۶ و ۷/۷ نانومتر خواهد بود. با توجه به این‌که هر لایه نازک نرم مغناطیسی بین دو لایه سخت ساندریچ شده است، لذا نصف طول برهم‌کنش تبدالی 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

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.

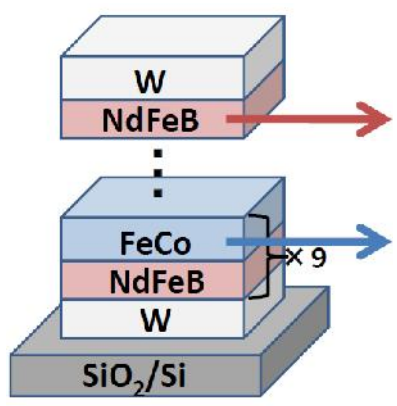
در این پژوهش ویژگی‌های ساختاری و خواص مغناطیسی لایه‌های چندگانه غیرهمگن تبدالی NdFeB/FeCo با لایه بافر و لایه محافظ تنگستن بر زیر لایه Si/SiO_2 مورد بررسی قرار گرفت. در این راستا ریز ساختار، جهت‌گیری بلوری و خواص مغناطیسی لایه‌ها بررسی شد. مشخص شد که با کنترل ضخامت لایه نرم مغناطیسی حداکثر انرژی تولید شده می‌تواند تا 40 MGOe 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 20 nm در دمای 300°C درجه‌سنتی‌گراد با نرخ پوشش‌دهی 15 nm/min بر دقیقه بر آن اعمال شد. پس از آن لایه مغناطیس سخت NdFeB به کمک هدف $\text{Nd}_{13}\text{Fe}_{78}\text{B}_9$ به ضخامت $10-50 \text{ nm}$ در دمای 420°C درجه‌سنتی‌گراد با نرخ 15 nm/min بر دقیقه روی آن پوشش‌دهی شد. سپس لایه مغناطیسی نرم FeCo به ضخامت $10-50 \text{ nm}$ در دمای 420°C درجه‌سنتی‌گراد با نرخ پوشش-دهی $1/7 \text{ nm/min}$ 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، لایه‌های مغناطیسی سخت و نرم به ترتیب ۵، ۳ و ۴ میلی‌تور تنظیم شد. فشار اولیه 5×10^{-5} تور، فشار گاز آرگون 5×10^{-7} تور و توان دستگاه 600 W بود. قبل از شروع عملیات پراکنش، برای تمیز کردن سطح هدف و پایدار نمودن پلاسما، عملیات پراکنش اولیه به مدت 20 دقیقه انجام شد. در نهایت لایه نهایی نیز از جنس تنگستن به ضخامت 3 nm در نظر گرفته شد. آزمون پراش پرتو ایکس با استفاده از پرتو $\text{CuK}\alpha$ بر نمونه‌ها انجام شد. سطح مقطع لایه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی



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



| | |
|-------------------------------------|--|
| فشار پایه: $5/0 \times 10^5$ پاسکال | |
| پراکنش مستقیم | |
| تارگت | Nd ₁₃ Fe ₇₈ B ₉ |
| نرخ پراکنش | ۱۵ نانومتر بر دقیقه |
| ضخامت | ۵۰-۱۰ میلی‌متر |
| پراکنش رادیویی | |
| تارگت | Fe ₆₅ Co ₃₅ |
| نرخ پراکنش | ۱/۷ نانومتر/دقیقه |
| ضخامت | ۵۰-۱۰ میلی‌متر |

شکل ۲- شمای لایه چندگانه تهیه شده و شرایط پوشش‌دهی

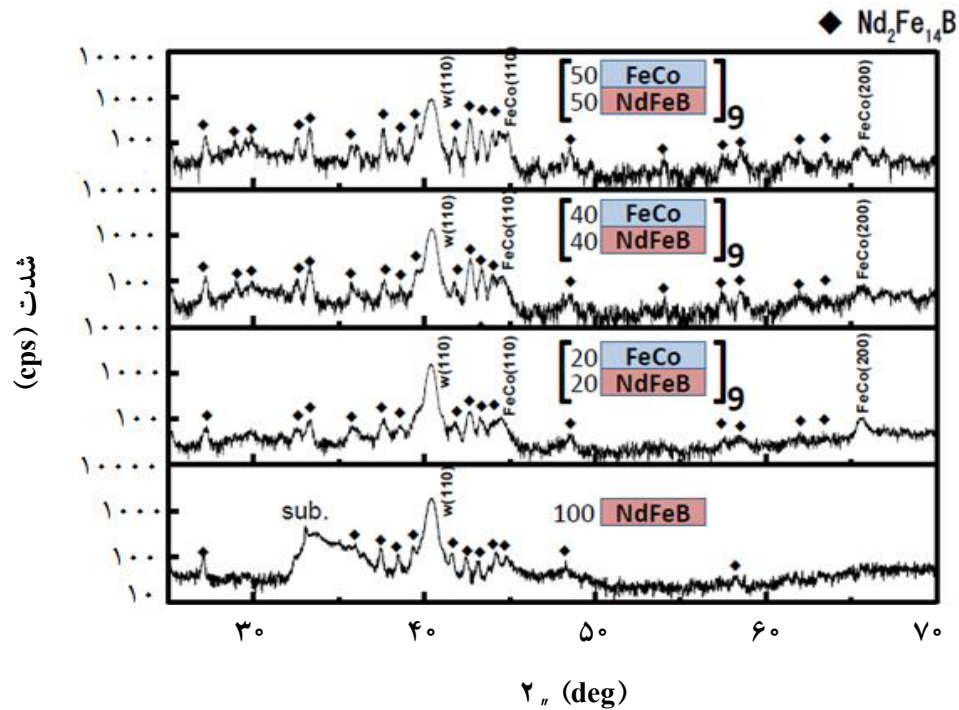
Asan dانه‌های فاز Nd₂Fe₁₄B ترجیحاً عمود بر صفحه لایه است، صفحه (۰۰۱) تتراگونال فاز Nd₂Fe₁₄B باید بر لایه بافر تنگستن (۱۱۰) bcc رشد کند. یک کمیت مهم مشخصات کوهرنت، متغیر عدم انطباق (f) است، که توسط رابطه ۳ معرفی می‌شود.

Asan dانه‌های فاز Nd₂Fe₁₄B ترجیحاً عمود بر صفحه لایه است، صفحه (۰۰۱) تتراگونال فاز Nd₂Fe₁₄B 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.

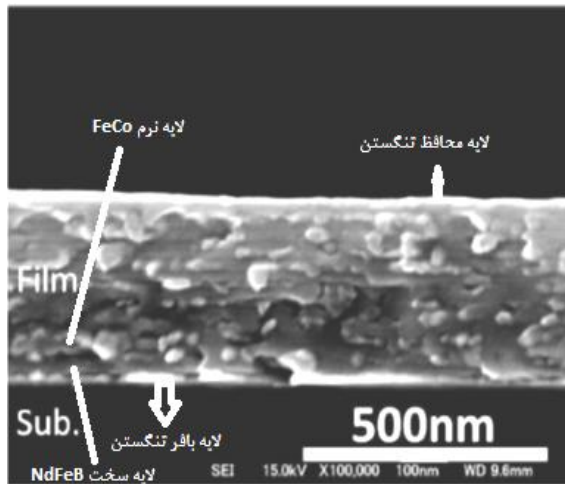
$$f = (a_0(u) - a_0(m)) / a_0(m) = \delta a_0 / a_0(m) \quad (3)$$

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 Nd₂Fe₁₄B 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 Nd₂Fe₁₄B افزایش می‌یابد و علاوه بر قله (۱۱۰) تنگستن، قله‌های (۱۱۰) و

در رابطه ۳ a₀(m) و a₀(u) به ترتیب 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 به صورت (۱۱۰)



شکل ۳- الگوهای پراش لایه‌های چندگانه با ضخامت مختلف



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

مغناطیسی است. به وضوح 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

(۲۰۰) لایه نرم FeCo ظاهر و قله زیرلایه ناپدید می‌شود. با افزایش ضخامت لایه‌های نرم به ۴۰ نانومتر، شدت قله‌های فاز Nd₂Fe₁₄B افزایش، قله FeCo(۲۰۰) کاهش و شدت قله‌های دیگر تغییر محسوسی نمی‌یابد. با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه‌های نرم به ۵۰ نانومتر شدت قله‌های فاز Nd₂Fe₁₄B 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 به وضوح 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 پوشش داده 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

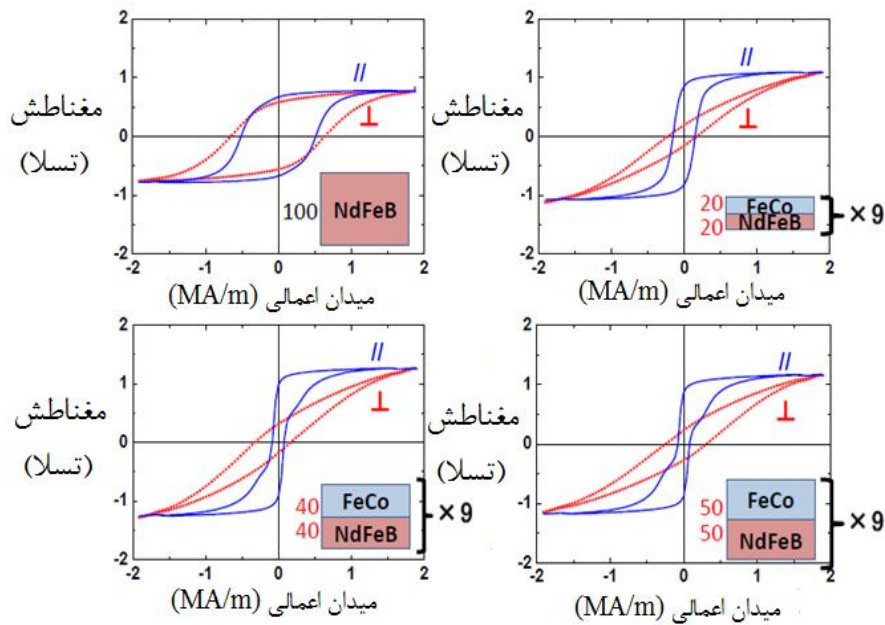


شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نیروی اتمی لایه چندگانه در ضخامت‌های مختلف لایه نرم و سخت

مربعی شدن عمودی این لایه نسبت به لایه قبلی به $0/3$ می‌رسد. با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه سخت و نرم به 40 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 مغناطی 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 50 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

موجب کاهش نیروی پسماندزدا و متغیر حداکثر انرژی تولید شده می‌شود. رشد دانه عامل مهم دیگری است که می‌تواند باعث کاهش برهم‌کنش تبدالی 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. در لایه‌ای که فاقد لایه نرم است قابل مشاهده است که نیروی پسماندزدا عمودی از نیروی پسماندزدا موازی بزرگ‌تر است. نسبت مربعی شدن عمودی در این لایه برابر $0/75$ است. با افزایش ضخامت لایه نرم به 20 نانومتر نیروی پسماندزدا عمودی و موازی کاهش و مغناطش اشباع عمودی و موازی افزایش یافته است. نسبت



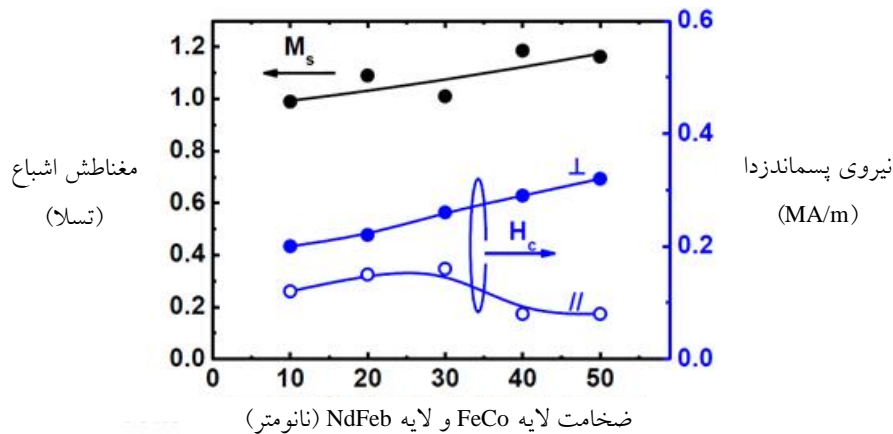
شکل ۶- منحنی‌های پسماند لایه‌های چندگانه با ضخامت لایه‌های نرم و سخت مختلف

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

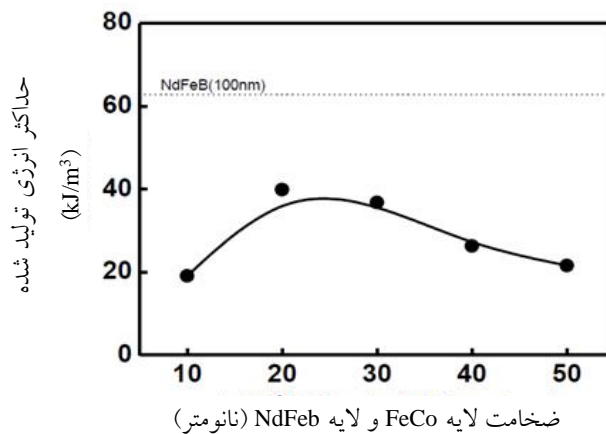
تغییرات متغیر حداکثر انرژی تولید شده با تغییر ضخامت لایه نرم و سخت مغناطیسی در شکل ۸ نشان داده شده است. واضح است با افزایش ضخامت لایه سخت و نرم از ۱۰ به ۲۰ نانومتر این متغیر افزایش و با افزایش بیش‌تر ضخامت لایه نرم و سخت به دلیل کاهش برهم‌کنش تبادلی، متغیر حداکثر انرژی تولید شده روند کاهشی در پیش می‌گیرد. 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 به راحتی امکان تعویض شدن و در نتیجه افزایش انرژی سیستم وجود دارد. در صورتی که ضخامت لایه نرم از حد مشخص تجاوز کند برهم‌کنش

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 به ترتیب 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 یکدیگر برهم‌کنش 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 به ۲۰ 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.



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

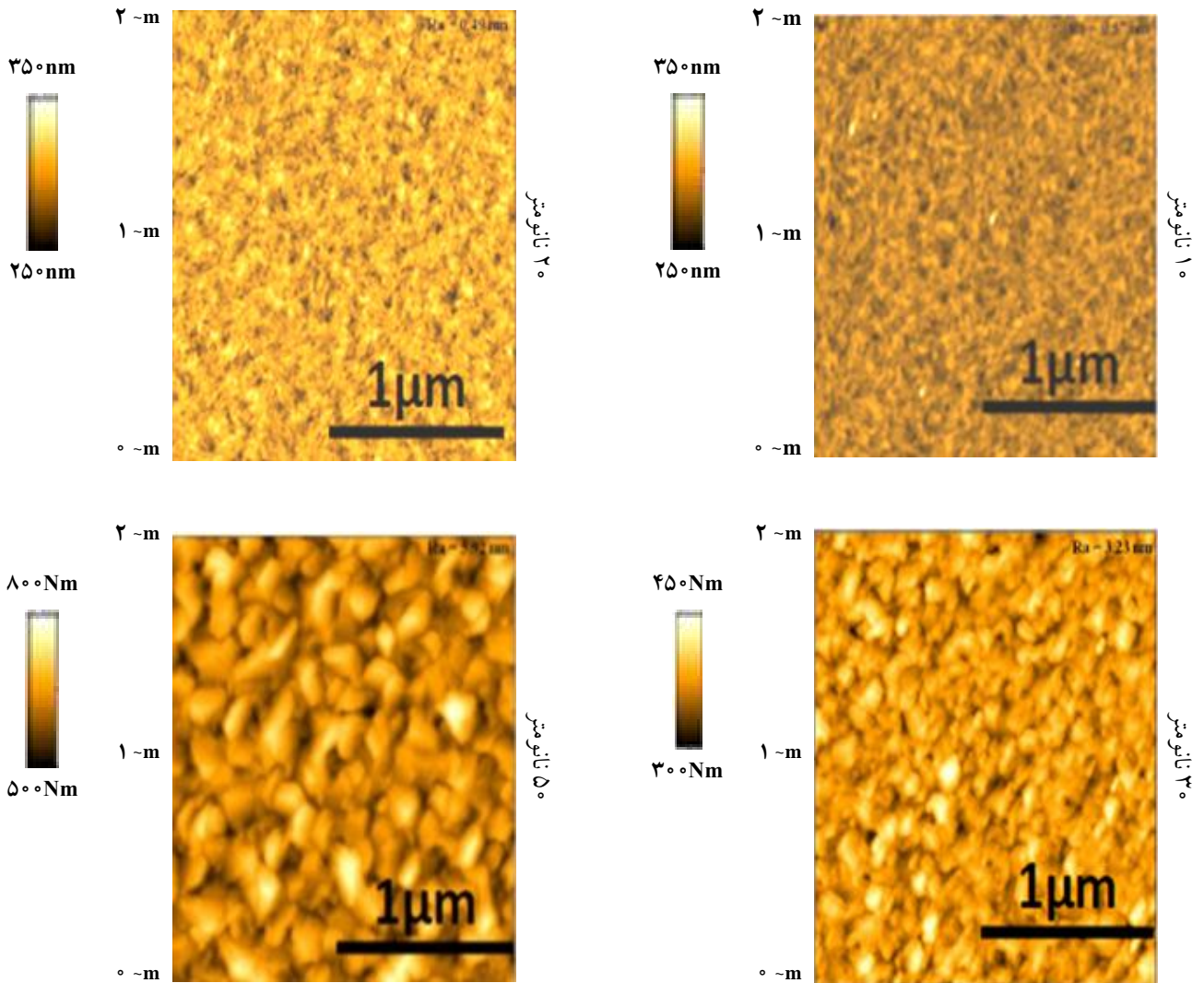


شکل ۸- تغییرات حداکثر انرژی تولید شده با تغییر ضخامت لایه سخت و نرم

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 ۴۰ MGOe است که معادل

تبادلی در مگنت‌های تبدلی کامل انجام نمی‌شود و به‌عبارت دیگر قدرت برهم‌کنش تبدلی 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 کتراسن نوری معین شوند. در تصاویر



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

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 به دلیل کم شدن برهم‌کنش تبادلی کاهش و حداکثر انرژی تولیدی به ۴۰ MGOe افزایش می‌یابد.
۵. اندازه حوزه‌های مغناطیسی با افزایش ضخامت لایه از ۳۰۰ به ۵۰۰ نانومتر افزایش می‌یابد.

با مگنت N۴۲ است.

۴- نتیجه‌گیری

۱. لایه‌های تبادلی ارتجاعی سخت و نرم مغناطیسی با ترکیب FeCo و NdFeB توسط روش پراکنش بر سطح لایه بافر تنگستن تشکیل شد.
۲. با افزایش ضخامت لایه تا ۵۰ نانومتر نیروی پسماندزدا عمودی به $\frac{3}{A} \text{ MA}$ و مغناطش اشباع به $1/T$ ارتقاء یافتند.

- 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.
- 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.
- Hoang Hai, N., Chau, N., Duc-The, N. and Thi Hong Gam, D., "Anomalous Magnetic Viscosity in α -Fe(Co)/(Nd,Pr)₂Fe₁₄B Exchange-Spring Magnet", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 323, pp. 3156-3161, 2011.
- 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", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 4203-4212, 2007.
- 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.
- Jiang, J.S. and Bader, S.D., "Magnetic Reversal in Thin Film Exchange-Spring Magnets", *Scripta Materialia*, Vol. 47, pp. 563-568, 2002.
- 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.
- Duc, N.H. and HuongGiang, D.T., "Discontinuous Spring Magnet-Type Magnetostrictiveferrocyan/YFeCo Multilayers: A Novel Nanostructured Material Principle for Excellent Magnetic Softness", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 310, pp. 2459-2465, 2007.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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 Magnetism*, Vol. 33, pp. 3007 - 3009, 1997.
- Tang, W., ZQ, J., Zhang, J.R., Gu, G., Li, J.M. and Du, Y.W., "Nonequilibrium Phase Transformation of NdFe₁₁Ti Compound During Mechanical Milling", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 188, pp. 387-392, 1998.
- 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.
- Zasadzinski, J.F., Segre, C.U. and Rippert, E.D., "Magnetic Properties of Er₂Fe₁₄B and Nd₂Fe₁₄B Thin Films", *Journal of Applied Physics*, Vol. 61, pp. 4278, 1987.
- Lemke, H., Lang, T., Goddenhenrich, T. and Heiden, C., "Micro Patterning of Thin Nd₂Fe₁₄B Films", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 148, pp. 426-432, 1995.
- 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.
- Keavney, D.J., Fullerton, E.E., Pearson, J.E. and Bader, S.D., "Magnetic Properties of C-axis Textured Nd₂Fe₁₄B Thin Films", *IEEE Transactions on Magnetism*, Vol. 32, pp. 4440 - 4442, 1996.
- Liu, W. and Zhang, Z.D., "Exchange Coupling and Remanence Enhancement in Nanocomposite Multilayer Magnets", *Advanced Materials*, Vol. 14, pp. 1832-1836, 2002.
- 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.