

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
INSTITUTO DE FÍSICA

Trabalho de Conclusão de Curso

**Modificação da anisotropia magnética através de
feixes de íons. ¹**

Lauren Aranha Galves

Orientador: Luis Gustavo Pereira

Porto Alegre, novembro de 2011

¹Trabalho financiado pelo CNPq.

Resumo

Este trabalho é um estudo sobre as propriedades de materiais magnéticos que apresentam *Exchange Bias* (EB), onde serão estudadas as mudanças ocorridas quando submetidos a tratamentos térmicos e processos de irradiação iônica. Foi dada ênfase na influência do tratamento nas mudanças geradas pela irradiação.

A proposta do trabalho foi de analisar o relaxamento do sistema, partindo de diferentes estados de ordem atômica, geradas por irradiação, via tratamento térmico. É importante assinalar que os tratamentos pós-situ atuam de forma diferentes: Irradiação cria defeitos pontuais e tratamentos térmicos agem sobre a amostra como um todo.

Para melhor compreender o que ocorre quando as amostras são submetidas a tratamento térmico e irradiação, o sistema com EB utilizado foi a série Co/IrMn/Cu/Co. Inicialmente, duas doses de irradiação foram feitas, de $7,5 \cdot 10^{13}$ íons/cm² e de $1,0 \cdot 10^{14}$ íons/cm², sendo os íons de hélio com energia de 40 keV. Uma terceira amostra foi mantida sem irradiação, como parâmetro de comparação. Para cada uma delas, foi feito tratamento térmico a temperaturas de 348 K, 373 K e 400 K a fim de se analisar as mudanças do comportamento magnético em função da temperatura de recozimento.

Foi analisada a variação do campo de EB, H_{EB} , e o campo coercivo, H_c , buscando encontrar um padrão de dependência entre o campo de EB e a evolução com do tratamento térmico, o que poderia auxiliar no entendimento da diferença entre estes dois métodos de preparação pós-deposição. Também se buscou separar as contribuições de interface e de *bulk*.

Abstract

This work is a study about the properties of magnetic materials that present Exchange Bias (EB), checking the changes occurred when they are submitted to thermal treatments and ionic irradiation. It was given emphasis on the influence of treatment in the changes generated by irradiation.

The proposal of the work was to analyze the relaxation of the system, starting from different states of atomic order, generated by irradiation, via thermal treatment. It's important to point out that the treatments post-situ act in different forms: Irradiation creates punctual defects and thermal treatments act on the sample as a whole.

To better understand what occurs when the samples are submitted to thermal treatment and irradiation, the system with EB utilized was the Co/IrMn/Cu/Co series. Initially, two doses of irradiation were used, of $7,5 \cdot 10^{13}$ ions/cm² and of $1,0 \cdot 10^{14}$ ions/cm², being the helium ions with energy of 40 keV. A third sample was kept without irradiation, as a parameter of comparison. To each one of them, it was made a thermal treatment at temperatures of 343 K, 373 K and 400 K in order to analyze the changes in the magnetic behavior as a function of the temperature of annealing.

It was analyzed the variation of the field of EB, H_{EB} , and the coercive field, H_C , trying to find a pattern of dependence between the field of EB and the evolution of the thermal treatments, what could help in the understanding of the difference between these two methods of post-deposition preparation. We also sought to separate the contributions of interface and of bulk.

Sumário

Capítulo 1

Introdução

O *exchange bias* (EB), fenômeno descoberto em 1956 por Meiklejohn e Bean [?], tem sido intensamente estudado devido às suas importantes aplicações em dispositivos magnetoeletrônicos, sendo parte fundamental nas mídias de gravação magnética. Ainda assim, sua origem não é totalmente compreendida, de modo que tal fenômeno não possui uma teoria aceita por todos que o explique e preveja todas as características de um sistema real com EB. Compreender o seu funcionamento é importante, portanto, tanto para a ciência quanto para aplicações tecnológicas.

O EB é explicado a partir do acoplamento de troca entre os momentos magnéticos de um material ferromagnético (FM) que esteja em contato atômico com um material antiferromagnético (AFM). Seu principal efeito é o deslocamento em campo do ciclo de histerese magnética, além do aumento da coercividade.

Em trabalhos recentes desenvolvidos no Laboratório de Magnetismo (LAM) foram analisados fatores que podem influenciar o efeito de *exchange bias*. Em seu trabalho de pesquisa (mestrado e doutorado), Nicolodi [?] mostrou que existe a necessidade de um “contato magnético” para que o fenômeno ocorra. Schäfer [?] observou que amostras irradiadas com íons apresentam uma mudança significativa do EB. Harres de Oliveira [?] mapeou a importância da temperatura de recozimento. Entretanto, em todos estes trabalhos não ficou claro se as modificações relevantes para o EB são de origem massivas no Antiferromagneto ou na interface Ferromagneto/Antiferromagneto.

A proposta deste trabalho é de analisar o relaxamento do sistema, com amostras de diferentes estados iniciais de ordem atômica, geradas por irradiação e via tratamento térmico. Para isto, manteve-se em mente que enquanto a irradiação cria defeitos pontuais na amostra, tratamentos térmicos agem sobre o sistema integralmente.

Os filmes foram irradiados com duas doses de íons de He e posteriormente tratados termicamente a diferentes temperaturas. Assim, se buscou entender como a irradiação modifica as propriedades magnéticas do sistema e como ocorre sua evolução conforme aumenta-se a temperatura de tratamento. Para tanto, foram feitas medidas de curvas de histerese de onde pode-se determinar tanto o campo de EB quanto o campo coercivo de cada curva.

O trabalho foi dividido da seguinte forma: no capítulo dois será feita uma revisão teórica sobre o fenômeno do EB; a seguir serão descritos os procedimentos experimentais utilizados; no quarto capítulo serão discutidos os resultados obtidos; por fim as conclusões e as perspectivas futuras serão apresentadas.

Capítulo 2

Fundamentação teórica

2.1 Ferromagnetismo e Antiferromagnetismo

As amostras utilizadas são formadas de materiais ferromagnético (FM), antiferromagnético (AFM) ou ainda não magnéticos, os quais praticamente não apresentam magnetização mesmo na presença de campo externo aplicado. De acordo com Pierre Weiss [?, ?], explica-se o ferromagnetismo a partir de inúmeros momentos magnéticos que interagem entre si, como um campo magnético efetivo, proporcionais à magnetização do sistema. Enquanto o campo tende a alinhar os momentos magnéticos do sistema, a agitação térmica das partículas tende a desordená-los, de modo que, quando ele for maior que a agitação, então o material apresentará magnetização.

Se os momentos magnéticos de átomos adjacentes apresentam orientação espontânea paralela mesmo sem um campo externo aplicado, então o material é dito FM. Aplicando-se um campo externo abaixo de uma temperatura crítica (a temperatura de Curie), o momento magnético total na direção do campo pode aumentar até um valor máximo denominado magnetização de saturação. Acima da temperatura de Curie, a magnetização espontânea em $H = 0$ tende a zero, pois o material passa a se comportar como um paramagneto.

Materiais paramagnéticos na ausência de campo externo não apresentam magnetização resultante, uma vez que os momentos magnéticos apontam em direções aleatórias. Aplicado o campo, os momentos se alinham paralelamente na direção deste e passa a haver uma

magnetização resultante não nula.

Materiais AFM podem ser explicados considerando-se momentos magnéticos idênticos divididos em duas sub-redes cujas orientações são antiparalelas uma em relação à outra. Deste modo, é como se existissem dois campos gerados pelos momentos magnéticos, cada um agindo em uma sub-rede, ainda de acordo com a hipótese de Weiss [?, ?]. Assim, como os momentos magnéticos estão alinhados antiparalelamente conforme a *Figura 2.1*, a magnetização total é nula. Logo, conclui-se que materiais AFM não possuem magnetização espontânea, razão pela qual foram inicialmente confundidos com materiais magneticamente desordenados. Com o advento da difração de nêutrons, Shull e Smart [?] puderam mostrar em 1949 que os spins do MnO eram divididos em dois grupos, um antiparalelo ao outro, confirmando pela primeira vez a existência de materiais AFM.

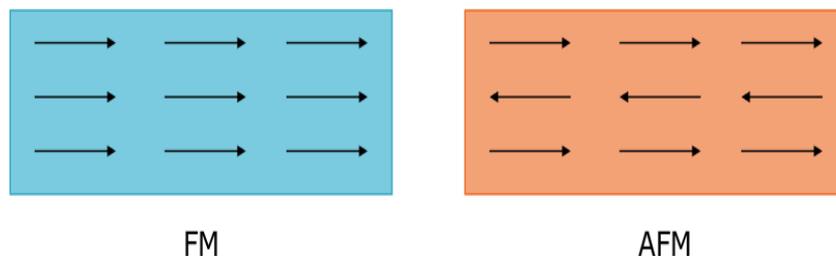


Figura 2.1: Representação dos momentos magnéticos em uma camada Ferromagnética (FM) e outra Antiferromagnética (AFM)

2.2 Anisotropia Magnética

A anisotropia magnética é uma propriedade de certos materiais cuja principal característica é induzir certas direções preferenciais para a magnetização espontânea. Quando não há um campo externo aplicado, os materiais se orientam em direções preferenciais de magnetização, de modo a minimizar a energia do sistema. Forma-se assim, eixos de mais fácil ou mais difícil magnetização, ou eixos “fáceis”, conforme a *Figura 2.2*, e “duros”, como mostra a *Figura 2.3*.

Anisotropias podem ser induzidas por tratamento térmico na presença de campo magnético,

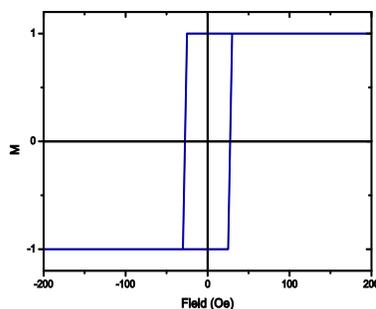


Figura 2.2: Curva de histerese teórica no eixo fácil de uma amostra

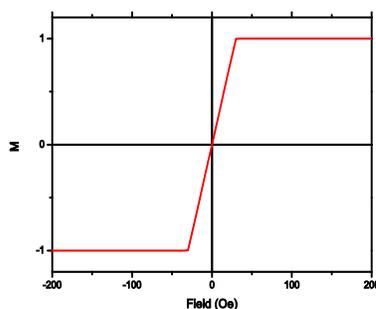


Figura 2.3: Curva de histerese teórica no eixo duro de uma amostra

por irradiação de partículas com campo magnético aplicado ou por deformação plástica, entre outros. Neste trabalho serão estudados os efeitos gerados na anisotropia do sistema de Co/IrMn/Cu/Co pela irradiação com íons de He e por diferentes tratamentos térmicos. Neste sistema, as anisotropias relevantes são a magnetocristalina, a de forma e a rodável.

Em um material cristalino, os momentos magnéticos estão fortemente ligados à rede, de modo que sua orientação é bem definida e mesmo campos intensos são incapazes de reorientá-los. A anisotropia magnetocristalina é gerada a partir do acoplamento entre os momentos orbitais e os spins, de modo que é uma característica intrínseca do material associada à sua simetria. Assim, quando não há campo externo aplicado, a interação mantém os spins orientados em uma direção, denominada de eixo de fácil magnetização, que minimiza a energia de interação spin-órbita. Aplicando-se um campo próximo a este eixo, os spins orientam-se facilmente e é possível obter a saturação rapidamente. Em outros eixos, contudo, o acoplamento se opõe à reorientação dos spins e a saturação ocorre somente para campos mais intensos. A direção na qual esta oposição é máxima é denominada de difícil

magnetização, ou eixo duro.

O tipo mais simples da anisotropia magnetocristalina é a anisotropia uniaxial. Um exemplo deste caso é o cobalto, cuja estrutura hexagonal, a temperatura ambiente e sem a presença de um campo externo, tem o eixo fácil ao longo do eixo cristalino perpendicular ao plano da base. Assim, qualquer direção do plano da base é de igualmente difícil magnetização.

A forma geométrica de um material induz uma anisotropia, a anisotropia de forma, que favorece a orientação de magnetização espontânea na direção do eixo mais longo do material. Uma amostra magnetizada naturalmente possui pólos, os quais produzem um campo magnético H . As linhas deste campo saem do pólo norte e chegam no pólo sul tanto fora quando dentro da amostra, de modo que o campo magnético interno tende a orientar-se no sentido oposto ao da magnetização que o cria. Este é o chamado campo desmagnetizante H_d , que depende fortemente do formato da amostra e é proporcional à magnetização que o cria.

Uma amostra esférica que não possua anisotropia magnetocristalina não apresenta variações na magnetização para diferentes direções. Já com uma amostra elipsoidal, nota-se o surgimento da anisotropia de forma na direção do eixo mais curto, de modo a favorecer a magnetização na direção mais alongada. Assim no caso de filmes finos, onde uma dimensão é bem menor que as outras duas, a anisotropia de forma tende a manter a magnetização no plano da amostra.

A anisotropia rodável foi observada pela primeira vez em 1961 por Prosen, Holmen e Gran [?] em filmes finos de Ni. Eles conseguiram induzir uma direção para o eixo de fácil magnetização ao aplicar um campo magnético suficientemente forte. A origem foi atribuída à interação do filme de Ni com uma fina camada de seu óxido NiO, que é AFM, na superfície. Em 1962 Lommel e Graham [?] observaram um efeito semelhante em filmes finos de Ni depositados sobre Mo, onde novamente havia NiO.

Este tipo de anisotropia se caracteriza por possibilitar que o eixo fácil seja girado pela aplicação de campo magnético intenso, diferentemente da anisotropia induzida em filmes finos, cujo eixo fácil pode ser girado, por exemplo, pelo aquecimento e resfriamento em campo magnético aplicado. Quando há bicamadas acopladas de FM/AFM, considera-se a existência

de duas porções na camada AFM, uma com anisotropia rodável e outra sem esta. O efeito mais evidente da anisotropia rodável em sistemas FM/AFM é o aumento da coercividade. Isto é explicado a partir de momentos magnéticos não compensados de média anisotropia da camada interfacial da AFM que interagem com os da camada FM. Estes momentos podem ser carregados pela camada FM durante a reversão da magnetização, dependendo de sua estabilidade. Assim, como já possuem uma anisotropia própria, contribuem para o aumento da coercividade.

2.3 Exchange Bias

Meiklejohn e Bean [?] em 1965 observaram pela primeira vez o fenômeno do Exchange Bias (EB), ao que se referiram na época como uma nova anisotropia magnética. Estudando a curva de histerese de partículas de CoO verificaram um deslocamento em campo quando a amostra, aquecida até a temperatura de 300 K, era resfriada até 77 K com a presença de um campo externo. Sem a aplicação do campo, não se observava o deslocamento na curva. Além disso, para temperaturas superiores à temperatura de Néel do CoO, as partículas comportavam-se como partículas de cobalto puro. A partir destas observações atribuiu-se o efeito à interação entre um material FM e um AFM, considerando-o como um acoplamento de troca.

Mesmo com muitas dúvidas e discordâncias em relação ao EB, sua origem é aceita pela maioria como vinda do acoplamento de troca na interface de materiais ferromagnético e anti-ferromagnético em contato atômico, desde que a anisotropia do material AFM seja maior que a anisotropia do material FM. A maneira como se dá este acoplamento não é um consenso, mas pode-se descrever intuitivamente em termos do alinhamento dos spins AFM com FM na interface durante o resfriamento com um campo aplicado, conforme Nogués e colaboradores [?].

Considera-se que a bicamada FM/AFM de filmes finos tenha crescido sem campo magnético aplicado e que a temperatura de Curie do material FM seja maior que a de Néel do material AFM. Assim, aplicando-se um campo magnético na amostra a uma temperatura intermediária $T_N < T < T_C$, a camada FM estará no estado ferromagnético, de modo que seus

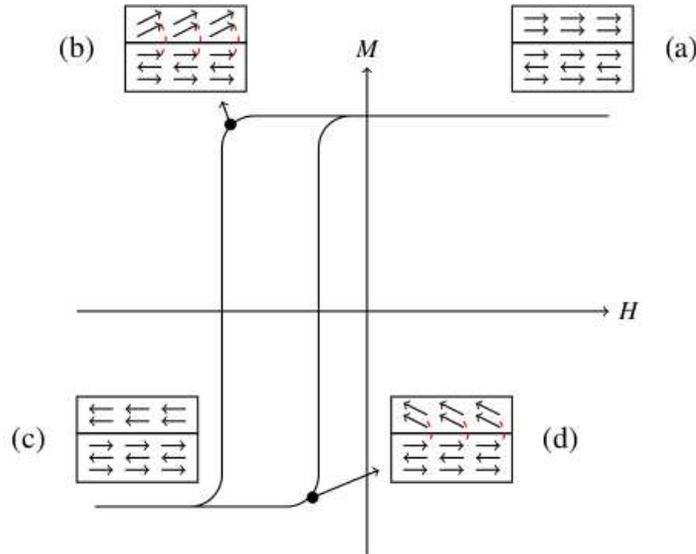


Figura 2.4: Curva de histerese com Exchange Bias

spins estarão alinhados, enquanto a camada AFM estará no estado paramagnético, isto é, seus spins se manterão aleatoriamente distribuídos. Ao resfriar o sistema a uma temperatura menor que a de Néel com o campo magnético suficientemente grande aplicado, os spins da camada AFM próximos à interface alinham-se paralelamente aos spins da camada FM. Assim, cada camada subsequente do AFM se alinha antiparalelamente à anterior, de modo que a magnetização total seja nula.

Com a amostra já resfriada, novamente aplica-se um campo magnético na amostra, no mesmo sentido do campo usado no processo de resfriamento. Espera-se até que todos os momentos magnéticos da camada FM fiquem alinhados paralelamente e se obtenha máxima magnetização (*Fig. 2.4(a)*).

Conforme o campo magnético é reduzido em magnitude até reverter seu sentido, os spins da camada FM tendem a girar enquanto os spins da camada AFM mantêm-se fixos, devido à sua forte anisotropia. Deste modo, os spins da interface da camada AFM exercem um torque na direção oposta do campo sobre os spins da camada FM, tentando mantê-los alinhados e não permitindo que a magnetização seja revertida (*Fig. 2.4(b)*).

Aumentando-se mais a magnitude do campo no sentido inverso ao do resfriamento,

consegue-se compensar o torque exercido pela camada AFM e vencer a interação FM/AFM. Assim, os momentos da camada FM giram na direção do campo magnético aplicado até atingirem a saturação (*Fig. 2.4(c)*).

Reduz-se novamente a intensidade do campo, mas antes de reverter sua direção os momentos magnéticos do material FM giram, já que os momentos do AFM exercem torque no mesmo sentido do campo magnético aplicado (*Fig. 2.4(d)*). Logo, é necessário um campo magnético de menor magnitude para realizar a inversão.

Como características mais evidentes do EB, destacam-se o deslocamento em campo da curva de histerese e o aumento da coercividade quando comparada com a de um material FM desacoplado. Para caracterizar um ciclo de histerese, é comum utilizar o campo de EB e o campo coercivo, os quais representam, respectivamente, o deslocamento da curva em relação a origem e metade da sua largura quando a magnetização é nula.

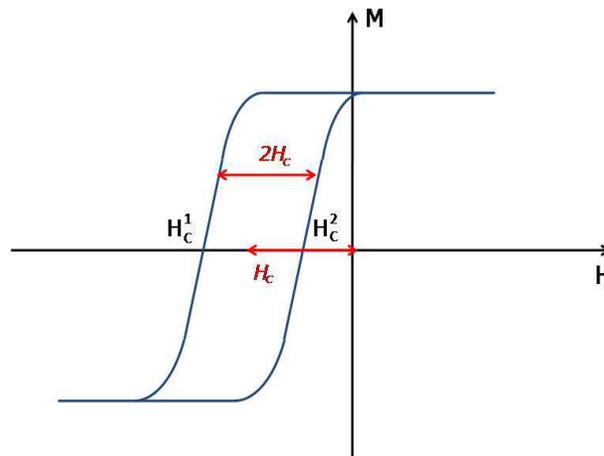


Figura 2.5: Curva de histerese esquematizada mostrando H_{EB} e H_C

Conforme a *Figura 2.5*, pode-se escrevê-los como:

$$H_{EB} = \frac{H_c^1 + H_c^2}{2}$$

$$H_C = -\frac{H_c^1 - H_c^2}{2}.$$

Capítulo 3

Procedimentos Experimentais

3.1 Equipamento

Para realizar as medidas de curvas de histerese nos filmes finos, utilizou-se o Magnetômetro de Gradiente de Força Alternada (AGFM), do Laboratório de Magnetismo (LAM) na UFRGS. Este equipamento é capaz de medir variações no momento magnético com uma sensibilidade de cerca de 10^{-9} Am², de modo que é possível medir filmes com uma espessura de até mesmo 1 nm. Para funcionar, o equipamento baseia-se na força que um gradiente de campo magnético exerce sobre momentos magnéticos. O AGFM é constituído de haste, cápsula protetora de choques e interferências eletromagnéticas, eletroímã e pequenas bobinas de gradiente. Em uma das extremidades da haste encontra-se o porta-amostra, onde a amostra é fixa a um pedaço de vidro por meio de graxa, enquanto na outra um pedaço de material piezoelétrico, colado a um suporte plástico, transmite o sinal elétrico.

O eletroímã é responsável pela aplicação de um campo magnético DC na amostra, fazendo com que esta fique magnetizada, enquanto as bobinas de gradiente geram um campo alternado (AC) que produz um gradiente de campo magnético. No filme fino, o gradiente gera uma força alternada que é capaz de defletir a haste, produzindo uma diferença de potencial no piezoelétrico. O sinal de saída deste equipamento é proporcional à magnitude do gradiente do campo e à componente na direção do campo DC da magnetização, razão pela qual não é possível obter a magnetização absoluta e sim um sinal que é proporcional a isto. Assim,

para fazer a leitura da magnetização da amostra em cada ângulo, é necessário conhecer o valor do gradiente alternado, que é, em geral, aplicado na mesma frequência da ressonância mecânica do sistema, o que aumenta a amplitude de oscilação e, portanto, o sinal elétrico. Desta forma é possível construir as curvas de histerese fazendo uma varredura no intervalo de relevância do campo DC, o responsável pela magnetização da amostra.

Além do AGFM, também foi utilizado o Forno Resistivo do LAM, para a realização dos tratamentos térmicos, isto é, submeter a amostra a altas temperaturas com a aplicação de um campo magnético. O forno é constituído de uma haste metálica em cuja extremidade as amostras são colocadas junto de um resistor elétrico, capaz de aquecê-las até altas temperaturas. Para evitar contaminações e oxidações na amostra, ela é envolta por uma cápsula conectada a uma bomba de vácuo, que mantém todo o sistema a baixa pressão durante o tratamento térmico. Ao longo do processo, as amostras ficaram entre duas bobinas, sujeitas a um campo remanescente e com pressão mantida na ordem de 10^{-6} mbar.

As irradiações foram feitas no Acelerador Linear de 500kV HVEE (High Voltage Engineering Europe) do Laboratório de Implantação Iônica da UFRGS, tendo como base as informações apresentadas no trabalho de Schafer *et al* [?].

3.2 Amostra

O sistema utilizado no trabalho foi Co (3 nm)/IrMn (15 nm)/Cu (0,5 nm)/Co (7 nm), provindo da França, conforme a *Figura 3.1*, o qual apresenta duas interfaces FM/AFM, já que o cobalto é um material ferromagnético e o IrMn é antiferromagnético. Conforme o *Capítulo 2.1*, como os momentos magnéticos do material antiferromagnético se compensam e o IrMn possui forte anisotropia quando comparado com o Co, medidas da magnetização destas amostras não contabilizam os momentos magnéticos do material AFM, somente do material FM. Assim, como há duas camadas ferromagnéticas, uma de 3nm em contato direto com a interface AFM e outra de 7 nm com um separador de Cu, o que se vê é exatamente a contribuição de cada camada, a menor representando 30% da curva de histerese e a outra representando 70% desta.

Foram utilizadas três amostras inicialmente idênticas com este sistema para comparar os

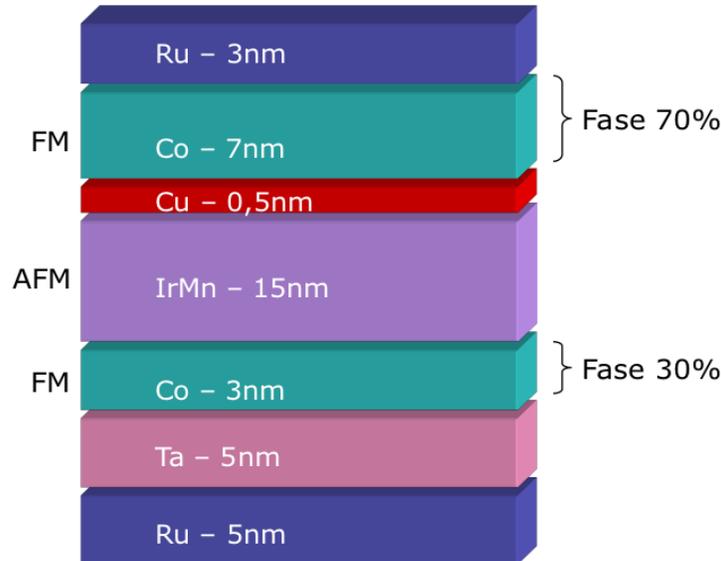


Figura 3.1: Amostra utilizada no trabalho

efeitos da irradiação e de tratamentos térmicos. Enquanto uma foi mantida sem irradiação como medida de comparação, as outras duas foram irradiadas com íons de hélio com energia de 40 keV e doses de $7,5 \cdot 10^{13}$ e $1,0 \cdot 10^{14}$ íons/cm².

Posteriormente, tratou-se termicamente cada amostra, para avaliar a evolução com o aumento da temperatura. Antes do primeiro tratamento térmico, determinou-se o eixo fácil de cada amostra, de modo que ao longo do recozimento manteve-se este eixo no mesmo sentido do campo magnético. As temperaturas de recozimento foram 348K, 373K e 400K, de modo que cada amostra foi recozida três vezes. Para cada temperatura, foram feitas medidas da curva de histerese das amostras utilizando o AGFM, com o qual o campo máximo aplicado foi de 1kOe no plano do filme, suficiente para saturar magneticamente sua camada FM. Para cada medida da curva de histerese, o filme era girado no porta amostras até que o eixo de fácil magnetização fosse encontrado.

Como o ciclo de histerese desta amostra apresentava duas fases devido aos dois acoplamentos FM/AFM, para fazer as medidas dos campos de EB e coercivo baseou-se na *Figura 3.2*. No ciclo, os campos são medidos na meia altura de cada camada e calculados conforme as expressões da *Seção 2.3*. Identifica-se a fase maior pelo índice $H_{C,1}$ e a menor pelo índice

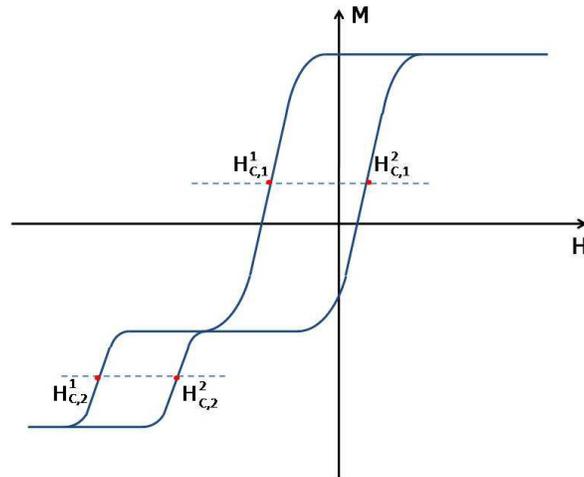
$H_{C,2}$.

Figura 3.2: Curva de histerese esquemática da amostra de Co/IrMn/Cu/Co

Capítulo 4

Resultados

Os resultados experimentais obtidos para cada amostra estão apresentados a seguir. As curvas de histerese de cada uma incluem a amostra como feita ou somente irradiada e após receber tratamento térmico com todas as temperaturas de recozimento. Para facilitar a visualização do intervalo de interesse, foi suprimido o intervalo em que a amostra satura, o que em geral ocorria para no máximo 300 Oe e no mínimo para -450 Oe.

A camada de Co de 3 nm será referida como a fase de 30% do ciclo de histerese, já que representa 30% do total dos momentos magnéticos do material FM, enquanto a camada de Co de 7 nm será a fase de 70%. Como a maior está separada por um filme de cobre, seu acoplamento com a camada de IrMn não é tão intenso quanto o acoplamento da camada de 3nm.

É possível observar na amostra não irradiada, *Figura 4.1*, como o deslocamento da fase do Co de 3nm reduz conforme a temperatura de recozimento aumenta.

Na amostra irradiada com menor dose de íons de He, *Figura 4.2*, nota-se que não há grandes deslocamentos na curva com a variação da temperatura. Entretanto, é possível observar também que o campo de saturação aumenta quando a temperatura de recozimento chega a 100° C.

Por fim, com a maior dose de irradiação, *Figura 4.3*, novamente é observado o aumento do campo de saturação com a temperatura.

Para ter uma avaliação mais clara do que ocorreu com cada amostra com a irradiação e

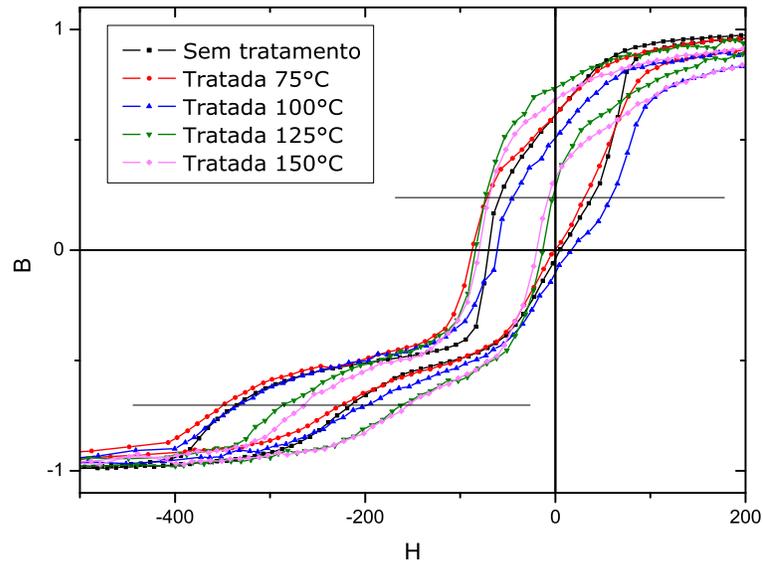


Figura 4.1: Curva de histerese da amostra não irradiada

com o tratamento térmico, foram medidos os campos de EB e os campos coercivos na meia altura de cada fase. É possível observar que, para a fase do cobalto de 7 nm, mudanças no campo coercivo e no campo de EB não são relevantes. Assim, as discussões serão centradas na fase de 30%

Observa-se que a amostra não irradiada, conforme a *Figura 4.4*, teve deslocamento máximo sem o tratamento térmico ou para baixa temperatura de recozimento (75° C). Para maiores temperaturas, o deslocamento diminui. A coercividade da amostra não sofre grandes alterações.

Novamente, para o sistema irradiado com dose mais baixa, *Figura 4.5*, o campo coercivo não varia significativamente com o aumento da temperatura nem em relação a amostra sem irradiação. Já o campo de EB começa em torno de -225 Oe e se mantém próximo a este valor com os tratamentos, diferentemente da amostra que não passou pelo processo de irradiação. Isso poderia indicar um desordenamento na interface FM/AFM da camada ferromagnética de 3 nm devido à irradiação, o que não permitiria que os momentos magnéticos tenham tanto deslocamento do campo quando uma amostra que não sofreu este processo.

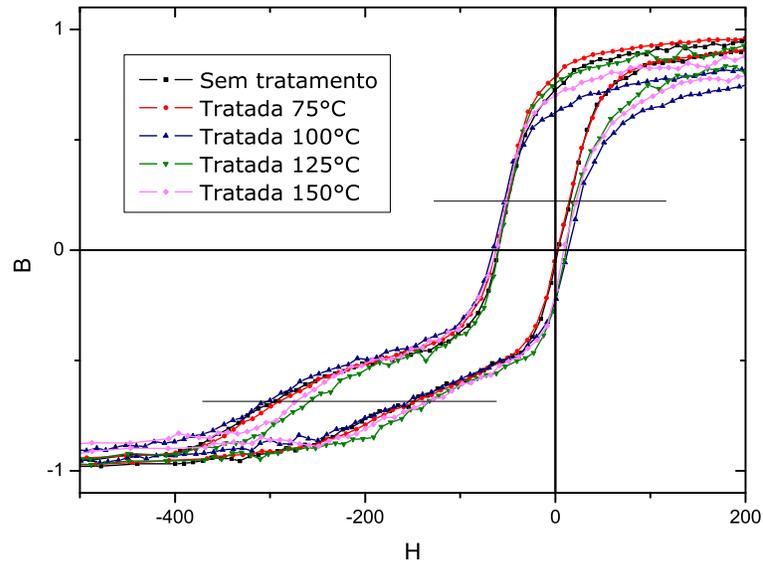


Figura 4.2: Curva de histerese da amostra irradiada com dose de $7,5 \cdot 10^{13}$ íons de He/cm^2

Finalmente, a amostra com maior dose de irradiação, mostrada na *Figura 4.6*, apresenta uma significativa variação no seu campo coercivo inicial que, com os tratamentos térmicos, é reduzido a um valor similar às outras amostras. Além disso, seu campo de EB parte de um valor extremamente baixo quando comparado às outras amostras. Com o tratamento térmico, o deslocamento da curva em relação a origem aumenta, aproximando-se do que as outras amostras apresentam. O alto valor de campo coercivo e o baixo campo de EB iniciais poderiam indicar um grande desordenamento na interface do material FM com o material AFM causado pela irradiação. O tratamento térmico, que tende a ordenar o bulk da camada FM, foi capaz de reordenar os momentos magnéticos da interface, mas não chegou a um ordenamento tão “bom” quanto o apresentado pela amostra sem irradiação e sem tratamento térmico (H_{EB} próximo de -275 Oe).

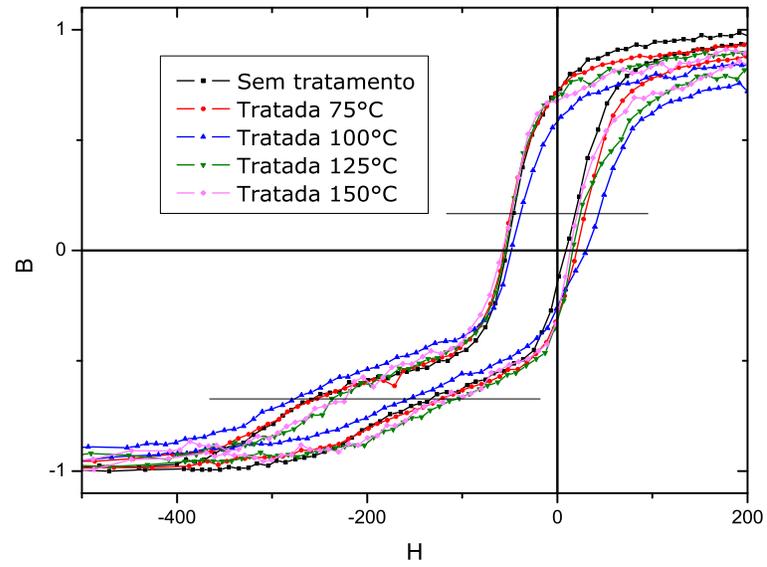


Figura 4.3: Curva de histerese da amostra irradiada com dose de $1,0 \cdot 10^{14}$ íons de He/cm²

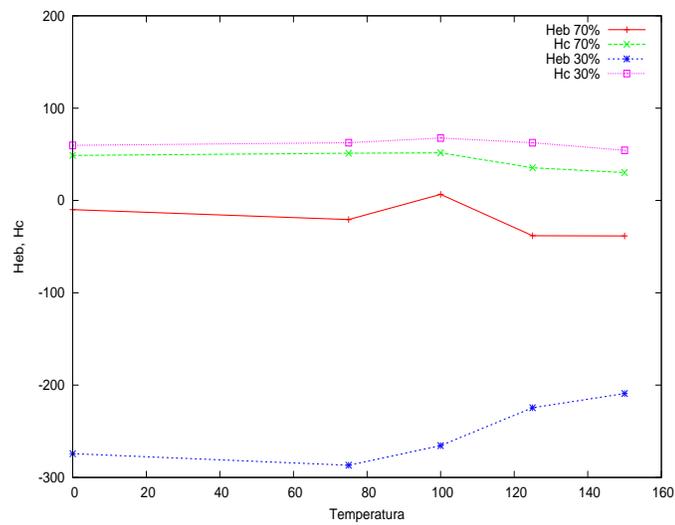


Figura 4.4: Gráfico da amostra não irradiada

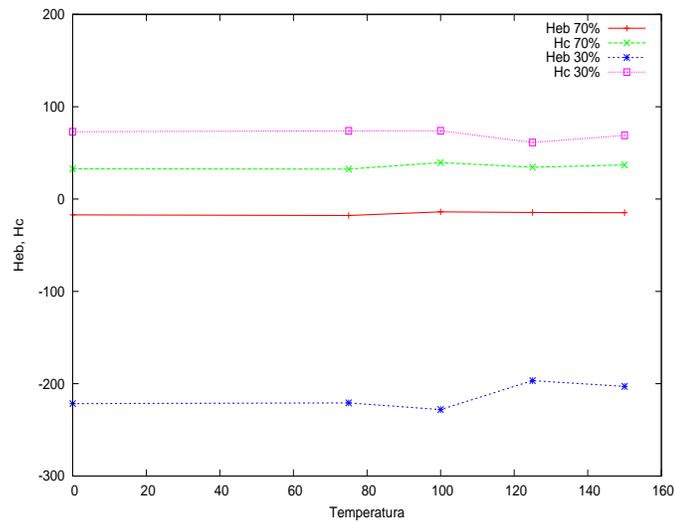


Figura 4.5: Gráfico da amostra irradiada com dose de $7,5 \cdot 10^{13}$ íons de He/cm²

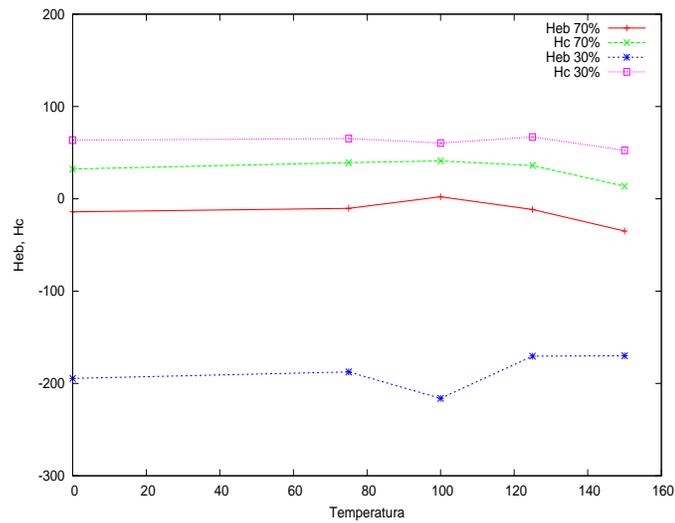


Figura 4.6: Gráfico da amostra irradiada com dose de $1,0 \cdot 10^{14}$ íons de He/cm²

Capítulo 5

Conclusões

Inicialmente procurou-se observar qual a influência da irradiação em amostras com a mesma configuração para em seguida definir qual a evolução deste sistema com a variação da temperatura de tratamento térmico. Os resultados sugeriram que a fase que representava a camada de cobalto de 3nm apresenta uma modificação significativa tanto no campo de *exchange bias* quanto no campo coercivo, enquanto que para a fase do Co de 7nm, tais mudanças não foram tão relevantes.

Inicialmente, isto é, sem qualquer tratamento térmico ou processo de irradiação, o sistema apresentou máximo EB devido ao ordenamento na interface para a fase de 30%. Já para a fase de 70%, o sistema não apresentou EB.

Com a irradiação, os momentos magnéticos da camada de Co de 3nm passaram de um sistema ordenado para uma desordem na interface, em especial para a maior dose de irradiação. Os momentos da camada de Co de 7nm mantiveram-se desordenados e não sofreram grande alteração ao longo dos tratamentos térmicos tanto para o EB quanto para a coercividade, resultado já esperado visto que, conforme trabalhos anteriores do LAM⁷, o sistema IrMn/Cu/Co apresenta máximo EB com temperatura de recozimento de 210° C.

O tratamento térmico indicou que, para a amostra sem irradiação, passou-se de um ordenamento na interface para um estado de semi-ordem no *bulk*. Já com a amostra que sofreu a dose mais baixa de irradiação, o tratamento manteve a semi-ordem dos momentos magnéticos. No caso do sistema com maior dose de irradiação o estado final é de grande

desordem de interface e *bulk*, razão pela qual o tratamento térmico nesta amostra aumenta o EB.

Assim, com os tratamentos térmicos, os efeitos parecem se concentrar na camada anti-ferromagnética, ou seja, os tratamentos levam a uma estruturação volumétrica do IrMn, de tal forma que a anisotropia interna impeça um ordenamento de interface ótimo.

Como continuação do trabalho, pretende-se realizar novos tratamentos térmicos a temperaturas mais altas, visando verificar se há uma tendência de um campo de EB padrão para a fase de Co de 3 nm do sistema, independente do estado inicial, como indicam os resultados até então.

Referências Bibliográficas

- [1] MEIKLEJOHN, W. H.; BEAN, C. P. New magnetic anisotropy. **Physical Review**, v.102, n. 5, p. 1413, 1956.
- [2] OLIVEIRA, S. N. de. **Exchange Bias em Filmes de IrMn/Cu/Co**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2007.
- [3] SCHÄFER, D. **Modificação da Anisotropia Magnética através de Feixes de Íons**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2010.
- [4] OLIVEIRA, A. H. de. **Exchange Bias em Filmes Policristalinos: Estudo da Importância dos Spins de Interface e de Volume do Antiferromangeto**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.
- [5] WEISS, P. La variation du ferromagnétisme avec la temperature. **Comptes Rendus**, v. 143, p. 1136, 1906.
- [6] WEISS, P. L'Hypothèse du champ moléculaire et de la propriété ferromagnétique. **Journal de Physique**, v. 6, p. 661, 1907.
- [7] SHULL, C. G.; SMART, J. S. Detection of antiferromagnetism by neutron diffraction. **Physical Review**, v. 76, p. 1256, 1949.
- [8] PROSEN, R. J.; HOLMEN, J. O.; GRAN, B. E. Rotatable anisotropy in thin permalloy films. **Journal of Applied Physics**, v. 32, p. S91, 1961.
- [9] LOMMEL, J. M.; GRAHAM, J. C. D. Rotatable anisotropy in composite films. **Journal of Applied Physics**, v. 33, p. 1160, 1962.

-
- [10] NOGUES, J. *et al.* Exchange bias in nanostructures. **Physics Reports**, v. 422, p. 65, Julho 2005.