

Caracterização magnética e crescimento de grão em ímãs de ferrita: influência do tratamento térmico e ajuste de curvas de histerese

Kaio Sérgio Torres de Souza^{a*}, Marcos Flávio de Campos^a, José Adilson de Castro^a

^aPrograma de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense (UFF), Volta Redonda, 27255-125, Rio de Janeiro, Brasil

*e-mail: kaiouff@gmail.com

Resumo

Este trabalho investiga a correlação entre microestrutura e propriedades magnéticas em ímãs de ferrita dura, combinando caracterização magnética e análise do crescimento de grão após tratamentos térmicos em diferentes temperaturas e tempos. A resposta magnética foi avaliada por curvas de histerese $B(H)$ medidas nas direções paralela (BP) e perpendicular (BT) ao eixo de orientação, permitindo discutir remanência, coercividade e retangularidade dos laços em função do grau de orientação e da evolução microestrutural. Como contribuição metodológica central, aplica-se um procedimento de ajuste comparativo entre as curvas BP/BT, impondo saturação comum (Y_{30} ; $B_s=3,85$ kG) e alinhamento do cruzamento em $B=0$ por meio de um fator de campo efetivo S_{BT} . Esse tratamento estabelece um referencial único para comparação direcional e amplia a interpretação das diferenças de forma dos laços associadas à anisotropia efetiva e às condições de sinterização/tratamento. Os resultados indicam que o aumento de temperatura e/ou tempo favorece o crescimento de grão e está associado à redução da coercividade, coerente com a diminuição de barreiras microestruturais à nucleação e propagação de regiões reversas e com mudanças na mobilidade de paredes de domínio. Em contrapartida, condições menos severas tendem a preservar microestruturas mais refinadas, compatíveis com maior resistência à reversão. Por fim, a análise comparativa e os ajustes evidenciam que, embora o modelo de Stoner–Wohlfarth com textura idealizada reproduza tendências qualitativas, apresenta limitações para descrever quantitativamente a reversão em amostras reais, onde distribuições de orientação, heterogeneidades e interações magnetostáticas influenciam a histerese.

Palavras-chave: Ímãs permanentes; campo desmagnetizante; textura cristalográfica; modelagem de histerese; anisotropia; Stoner–Wohlfarth.

1. INTRODUÇÃO

Ímãs permanentes de ferrita constituem uma das famílias de materiais magnéticos mais utilizadas na indústria por reunirem boa resistência à corrosão e à oxidação, estabilidade térmica e baixo custo de produção, quando comparados a ímãs de terras-raras. Por essas características, são amplamente empregados em motores elétricos, alto-falantes, sensores, acoplamentos magnéticos e dispositivos eletromecânicos em geral, nos quais se busca desempenho confiável ao longo do tempo em ambientes industriais [1-4].

O desempenho de um ímã de ferrita é determinado, principalmente, pela forma da sua curva de histerese $B(H)$, da qual se obtêm parâmetros como remanência (B_r) e coercividade (H_c), diretamente associados à capacidade de manter magnetização e resistir à desmagnetização. Esses parâmetros não dependem apenas da composição química, mas são fortemente controlados pela microestrutura e pela anisotropia magnética do material [1-4]. Em termos práticos, fatores como textura/alinhamento dos grãos, porosidade e tamanho/distribuição de grãos definem quão “retangular” e “forte” será o laço de histerese: grãos muito grandes, por exemplo, tendem a facilitar a movimentação de paredes de domínio e, conseqüentemente, podem reduzir a coercividade; já o alinhamento preferencial dos grãos pode aumentar a remanência na direção de orientação [1,5,6].

Como esses atributos microestruturais são estabelecidos e modificados durante o processamento, o ciclo térmico (temperatura e tempo de tratamento/sinterização) assume papel central, pois controla mecanismos como difusão, densificação e crescimento de grão. Nesse contexto, este artigo investiga a relação entre tratamento térmico → evolução microestrutural (crescimento de grão) → resposta magnética, utilizando medidas de histerese em duas orientações: paralela (BP) e perpendicular (BT) ao eixo de orientação do ímã [1,2,4]. Além disso, dá-se ênfase ao procedimento de ajuste comparativo das curvas BP/BT, que busca colocar as duas direções em um mesmo referencial de comparação (mesma saturação e alinhamento do cruzamento em $B = 0$), permitindo interpretar de forma mais consistente as diferenças de forma do laço e a anisotropia do material sem confundir “inclinação” do laço com “dureza” magnética intrínseca [1,5,6].

Do ponto de vista do processamento cerâmico, compreender como o potencial térmico (temperatura e tempo) controla o crescimento de grão e, por conseqüência, a coercividade e a retangularidade do laço é essencial para definir janelas de sinterização/tratamento que maximizem desempenho sem penalizar produtividade [11,15]. Em aplicações industriais, pequenas variações em H_c e B_r afetam diretamente a estabilidade frente a campos desmagnetizantes, a robustez térmica e a eficiência de dispositivos como motores elétricos, atuadores, sensores e alto-falantes [4-6].

Assim, além de correlacionar microestrutura e histerese, este trabalho fornece critérios práticos para ajustar o ciclo térmico e interpretar corretamente parâmetros magnéticos direcionais (BP/BT) por meio de um referencial comum (B_s e S_{BT}), com implicações diretas para controle de qualidade e otimização de processamento em ferritas orientadas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Material, geometria e identificação das amostras

Foram utilizados ímãs cerâmicos de ferrita dura classe Y30, de fabricação chinesa, adquiridos comercialmente, na geometria cilíndrica de 3 mm de altura × 8 mm de diâmetro. Para permitir repetibilidade dimensional nas medições magnéticas no histeresígrafo, as amostras foram avaliadas empilhadas para formar um “cilindro padrão” de aproximadamente 30 mm de comprimento × 8 mm de diâmetro, conforme necessidade do porta amostras do equipamento.

As amostras foram codificadas por séries em função da temperatura de tratamento térmico: T (1020 °C); R (1060 °C); Q (1100 °C). Em cada série, as amostras foram identificadas pelo tempo de permanência no patamar, conforme matriz experimental descrita na Seção 2.2.

2.2 Tratamentos térmicos: matriz experimental e condições de processo

Os tratamentos térmicos foram realizados em um dilatômetro Netzsch DIL 402 C (laboratório UFF), utilizando atmosfera inerte de argônio para minimizar oxidação durante o ciclo térmico. As condições operacionais foram: atmosfera de Argônio (Ar); fluxo de gás de 100 mL/min; taxa de aquecimento de 25 °C/min; patamares de temperatura de 1020, 1060 e 1100 °C; tempos de permanência no patamar (t) de 0, 2, 4, 6, 8 e 10 h.

No total, foram tratadas 16 amostras distribuídas nas três temperaturas, adotando-se a nomenclatura série T 1020 °C (amostras T1–T6); série R 1060 °C (amostras R1–R6); e série Q 1100 °C (amostras Q1–Q6). Foram utilizados 16 corpos de prova distintos. Para fins de comparação gráfica por série, a amostra de referência (sem tratamento) foi reapresentada como T1/R1/Q1.

Observação de reprodutibilidade: o ciclo térmico completo foi programado no DIL 402 C; quando pertinente, os gráficos de aquecimento do equipamento foram registrados como referência do histórico térmico aplicado.

2.3. Medidas magnéticas: curvas de histerese B(H) nas direções BP e BT

As propriedades magnéticas foram obtidas por curvas de histerese B(H) utilizando um traçador de curvas de histerese Globalmag (laboratório UFF), operado com o software TCH 2020. O sistema emprega uma unidade geradora de pulso alimentada em 220 V, capaz de aplicar descargas de corrente superiores a 1000 A, gerando pico de campo magnetizante H de até 40 kOe no centro da bobina, onde a amostra é posicionada.

Configuração e preparação do ensaio (TCH 2020):

Os parâmetros geométricos e de massa da amostra no software como massa, área da seção transversal, comprimento/volume e densidade (massa medida em balança digital; dimensões medidas em paquímetro; área em mm²; densidade em g/cm³) foram inseridos no sistema.

A calibração do "offset angular" foi realizada por ensaio sem amostra, com a mesma tensão de descarga do ensaio, ajustando-se o parâmetro até obter curva de referência aproximadamente paralela ao eixo H (minimizando inclinação associada à temperatura da bobina). A amostra foi posicionada centralizada no porta amostras e inserida na bobina.

A aquisição do laço foi feita por meio do procedimento "passo 1, passo 2 e passo 3" do TCH 2020, com inversões de 180° do porta amostras conforme instruções do software para completar os quadrantes do ciclo. A tensão de descarga utilizada para ímãs de ferrita foi de 400 V.

A medição foi feita em duas orientações (anisotropia direcional), BP (paralela), onde as amostras foram empilhadas com o eixo de orientação do ímã paralelo ao campo aplicado; e BT (transversal), onde as amostras foram empilhadas de modo que o eixo de orientação do ímã ficasse perpendicular ao campo aplicado.

Os arquivos gerados pelo TCH 2020 foram exportados e tratados no Microsoft Excel, mantendo as unidades em CGS (H em kOe e B em kG). A partir das curvas B(H) foram obtidos, para cada condição o valor de Br (remanência), valor de B em H = 0 após saturação; e o valor de Hc (coercividade), valor de H no cruzamento B = 0 no ramo de retorno.

2.4. Preparação metalográfica para microscopia (MO e MEV)

Para caracterização microestrutural, os ímãs foram preparados por metalografia a partir de cortes transversais, minimizando aquecimento e danos superficiais. Após o corte foi realizado embutimento a quente a 180 °C em resina fenólica, utilizando uma embutidora Buehler SimpliMet 1000. Em seguida foi feito o lixamento em lixadeira rotativa Arotec Aropol S, com lixas SiC nas granulometrias 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, utilizando água para refrigeração e remoção de detritos. A cada troca de lixa, a amostra foi girada 90° para garantir remoção dos riscos da etapa anterior. Foi feito polimento em politriz automática Buehler EcoMet 250, com solução de sílica coloidal preparada especificamente para o trabalho (água destilada + sílica + detergente neutro). Os parâmetros do polimento foram força 30 N, 250 rpm, 10 min. Durante o polimento foram aplicados alternadamente água destilada, sílica e detergente para evitar aquecimento/queima superficial. Por fim, limpeza e secagem, lavagem com água destilada, limpeza com álcool e secagem com ar quente [3].

2.5. Revelação de contornos de grão: ataque eletroquímico (eletrólise)

Como etapa de revelação dos contornos de grão, foi aplicado um método de ataque eletroquímico por eletrólise (em substituição ao ataque térmico convencional para ferritas), visando destacar regiões de maior energia (contornos). As amostras foram submetidas à passagem de corrente elétrica em meio aquoso, utilizando bateria de 12 V, por 30 minutos para cada amostra. Após o ataque, as amostras foram lavadas, secas e encaminhadas para microscopia.

2.6. Microscopia (MO/MEV), EDS e determinação do tamanho médio de grão

A avaliação preliminar de morfologia e tamanho de grão foi realizada por microscopia óptica (microscópio Leitz Metallovert), seguida por análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV) para maior resolução. As micrografias e microanálises químicas (EDS) foram obtidas em MEV Zeiss EVO MA-10A (laboratório UFF), com aquisição de imagens em modo de elétrons secundários (SE). A espectroscopia por energia dispersiva (EDS) foi utilizada para verificação dos principais elementos característicos da matriz ferrítica (Ba e Sr).

O tamanho médio de grão foi determinado a partir de micrografias (principalmente de MO, com validação/apoio por MEV), utilizando o software ImageJ. O procedimento seguiu abordagem compatível com o método de contagem/medição de grãos (ASTM E112 como referência de método), com calibração da escala no ImageJ a partir da barra de escala da micrografia; medição manual do diâmetro equivalente, onde para cada grão delimitado, foi adotado o diâmetro equivalente como média aritmética dos eixos máximo e mínimo. Para a estatística por amostra, foram realizadas 250 medições por amostra (totalizando 1500 medições no conjunto), garantindo representatividade estatística. Para cada condição foram calculados média e desvio-padrão, com verificação e remoção de valores discrepantes quando necessário [3,16].

2.7. Normalização e comparação BP×BT: saturação comum e fator S_{BT} (campo efetivo)

Para viabilizar a comparação direta entre as curvas nas direções BP e BT, foi adotado um procedimento de normalização/ajuste. Foi imposta uma saturação comum em que as curvas foram escalonadas para apresentar patamar de saturação em $B_s = 3,85$ kG (valor nominal médio da classe Y30) [7,8].

Foi feita correção do campo efetivo em BT para reduzir o viés geométrico associado à maior inclinação do laço transversal, aplicando-se um fator de escala do campo na direção BT, definido como:

$$H_{ef} = S_{BT} H$$

O fator S_{BT} foi ajustado de modo que as curvas BP e BT interceptassem $B = 0$ sob um mesmo referencial de comparação, permitindo definir a coercividade transversal ajustada $H_{c_{BT,aj}}$ após a reescala do campo [7,8].

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Composição química

A Figura 1 apresenta a caracterização química do material por EDS, evidenciando a presença de bário (Ba) e estrôncio (Sr) como principais cátions alcalino-terrosos associados à fase ferrítica, o que é consistente com a formação de hexaferrita do tipo M em composição mista (Ba,Sr). A confirmação desses elementos é relevante porque a substituição parcial Ba↔Sr influencia diretamente parâmetros cristalográficos (como parâmetro de rede e densidade teórica) e pode afetar, de forma indireta, a anisotropia magnetocristalina, a temperatura de sinterização efetiva e a cinética de crescimento de grão, todos esses fatores repercutem na forma das curvas de histerese [17,20,21].

Element	Wt %
CK	09.36
OK	31.19
AlK	00.40
SrL	04.70
BaL	02.24
FeK	52.12

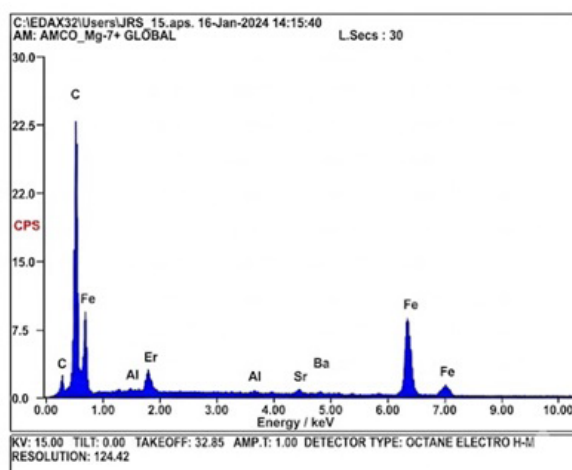


Figura 1. Tabela de composição química (EDS) evidenciando Ba e Sr

Além disso, a análise por EDS permite verificar qualitativamente a homogeneidade composicional entre as regiões avaliadas, reduzindo a probabilidade de que variações de resposta magnética entre amostras sejam atribuídas a segregações químicas locais. Dessa forma, os resultados da Figura 1 sustentam a premissa de que as diferenças observadas posteriormente em remanência, coercividade e geometria dos laços BP/BT decorrem predominantemente de alterações microestruturais induzidas pelo tratamento térmico, e não de mudanças significativas de composição global do material [17,20,21].

3.2. Efeito do tratamento térmico sobre microestrutura e coercividade

Os resultados evidenciam que o incremento da temperatura de tratamento térmico (e, em termos gerais, do “potencial térmico” associado a temperatura/tempo) promove uma evolução microestrutural compatível com crescimento de grão em cerâmicas sinterizadas. Em ferritas, esse crescimento tende a ocorrer pela maior mobilidade de contornos de grão em temperaturas elevadas, o que favorece coalescência e aumento do tamanho médio de grão [9,11,13,14,18,19,22].

Do ponto de vista magnético, a evolução microestrutural repercute diretamente na coercividade (H_c). Em ferritas duras, a coerção depende do balanço entre anisotropia magnetocristalina, defeitos e barreiras microestruturais que dificultam a reversão da magnetização. Quando o tamanho de grão aumenta, pode ocorrer (i) redução da densidade de barreiras eficazes ao movimento de paredes de domínio e (ii) maior probabilidade de formação/propagação de regiões de reversão magnética, resultando em tendência de redução de H_c [9,11,13,14,18,19,22]. Assim, o comportamento observado — temperaturas mais elevadas associadas a grãos maiores e coercividade menor — é consistente com a interpretação microestrutural de mecanismos de reversão. Essas tendências são relevantes para definir janelas de sinterização/tratamento com compromisso entre densificação, crescimento de grão e coerção, típicas de rotas industriais de ferritas orientadas.

3.2. Morfologia e crescimento de grão

A Figura 2 evidencia qualitativamente o perfil de crescimento de grão das amostras de ferrita em função do tratamento térmico. Em comparação às condições S/A (Sem Ataque) e T1 (referência, sem tratamento térmico), observa-se que o aumento da temperatura e do tempo de permanência promove coalescência e engrossamento dos grãos, tornando a microestrutura progressivamente mais grosseira nas condições de 1060 °C (R3/R5) e, principalmente, de 1100 °C (Q2/Q6). Essa evolução microestrutural sustenta a correlação discutida no trabalho entre tratamento térmico → crescimento de grão → tendência de redução da coercividade (H_c) [10,15].

A Figura 3 apresenta a microestrutura da amostra T4 em maior aumento (MEV, 10.000×), permitindo observar com mais nitidez os contornos de grão e a morfologia dos grãos de ferrita. Nota-se a presença de grãos com dimensões micrométricas e formas irregulares, além de descontinuidades/áreas escuras associadas a porosidade ou regiões atacadas preferencialmente, o que evidencia heterogeneidade microestrutural em escala fina. Esse nível de detalhe é importante porque características como tamanho de grão, distribuição de poros e qualidade dos contornos influenciam diretamente os mecanismos de reversão magnética, afetando principalmente a coercividade (H_c) e a inclinação/retangularidade das curvas de histerese [10,15].

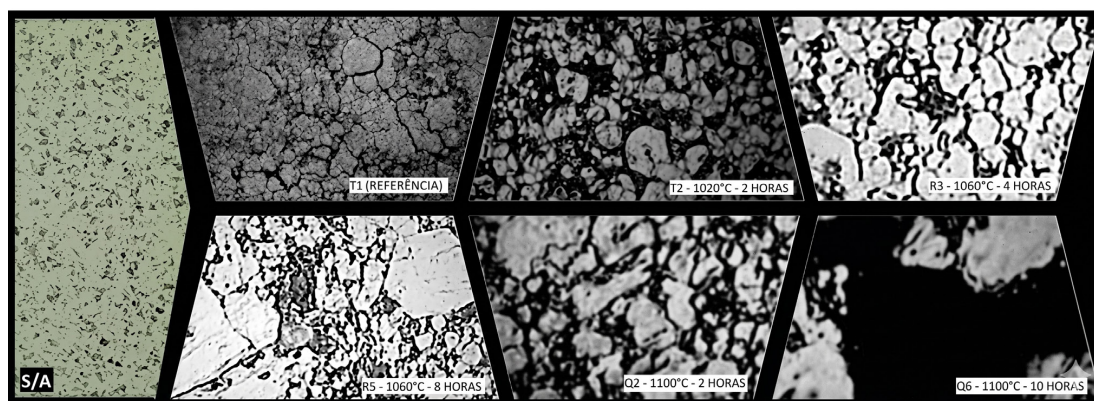


Figura 2. Perfil de crescimento dos grãos

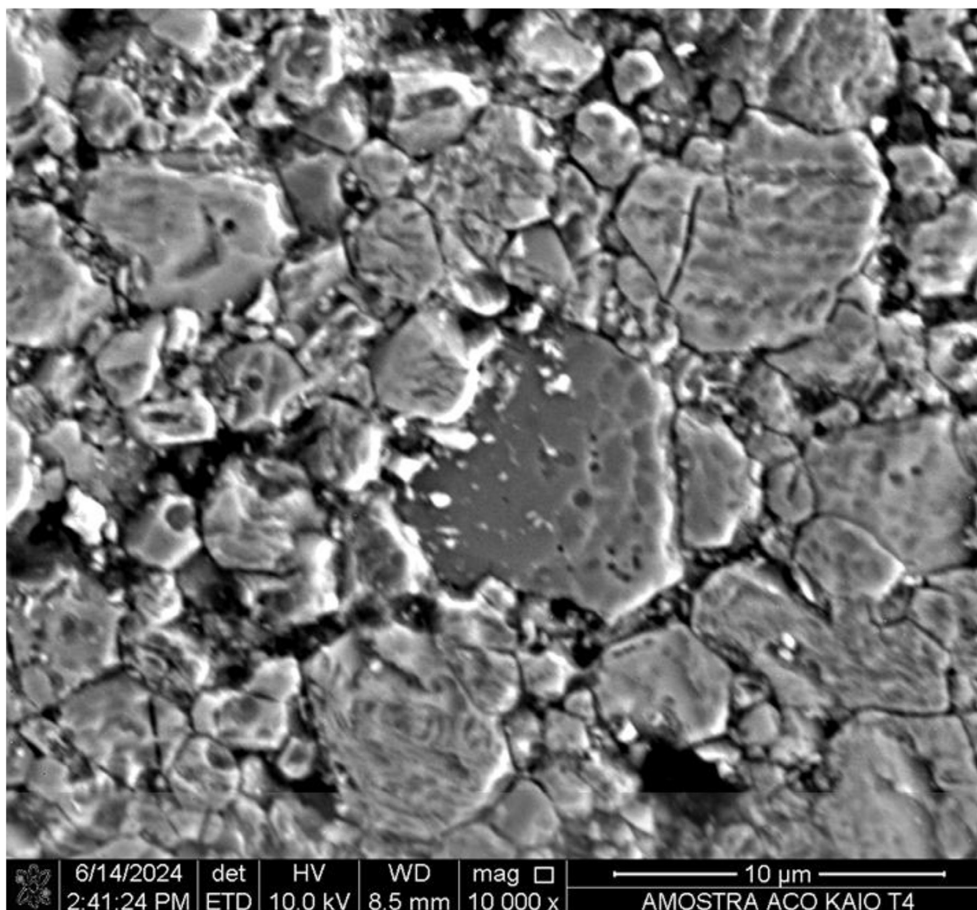


Figura 3. Microestrutura da amostra T4 depois do ataque, obtida por MEV (Aumento de 10000x)

A Figura 4 reúne, para cada patamar de temperatura (1020, 1060 e 1100 °C), a evolução simultânea da coercividade (H_c) e do tamanho médio de grão em função do tempo de tratamento térmico. Observa-se a tendência global de que o aumento do tempo e da temperatura favorece o crescimento de grão, enquanto a coercividade tende a reduzir ou se estabilizar em níveis menores, indicando uma correlação inversa entre tamanho de grão e resistência à desmagnetização. Esse comportamento é compatível com a interpretação microestrutural de que o engrossamento dos grãos diminui a eficácia de barreiras microestruturais à reversão magnética, facilitando a movimentação de paredes de domínio e contribuindo para a queda de H_c em condições de maior potencial térmico [10,15,18,19].

3.4. Anisotropia direcional: comparação entre BP e BT

A comparação BP×BT confirma a anisotropia típica de ferritas orientadas. Em BP (campo paralelo ao eixo de orientação) ocorre reversão mais eficiente, com maior remanência (B_r) e laço mais retangular, devido ao melhor alinhamento dos grãos ao eixo fácil. Em BT (campo perpendicular), muitos grãos ficam geometricamente desfavorecidos, resultando em B_r menor e laço mais inclinado, com resposta mais gradual e sensível a dispersões de orientação e heterogeneidades. Assim, a diferença de geometria entre BP e BT indica o grau de textura/alinhamento e mostra que o processamento preserva uma anisotropia macroscópica mensurável, mesmo com efeitos microestruturais do tratamento térmico [9,13,14,22].

3.5. Interpretação correta da coercividade transversal: papel do alinhamento em $B = 0$ via S_{BT}

Como o laço BT é mais inclinado, o cruzamento em $B = 0$ pode ocorrer em campos maiores sem representar, necessariamente, maior "dureza magnética" — isso pode inflar o H_{cBT} bruto por efeito geométrico. Para reduzir esse viés, aplica-se o fator S_{BT} (reescalonamento do campo em BT), alinhando o cruzamento em $B = 0$ e obtendo uma H_{cBT} ajustada comparável à BP. Assim, evita-se superinterpretar BT como mais coerciva e melhora-se a comparação entre condições de tratamento (séries T, R e Q), preservando a leitura física das tendências microestruturais [9,13,14,22].

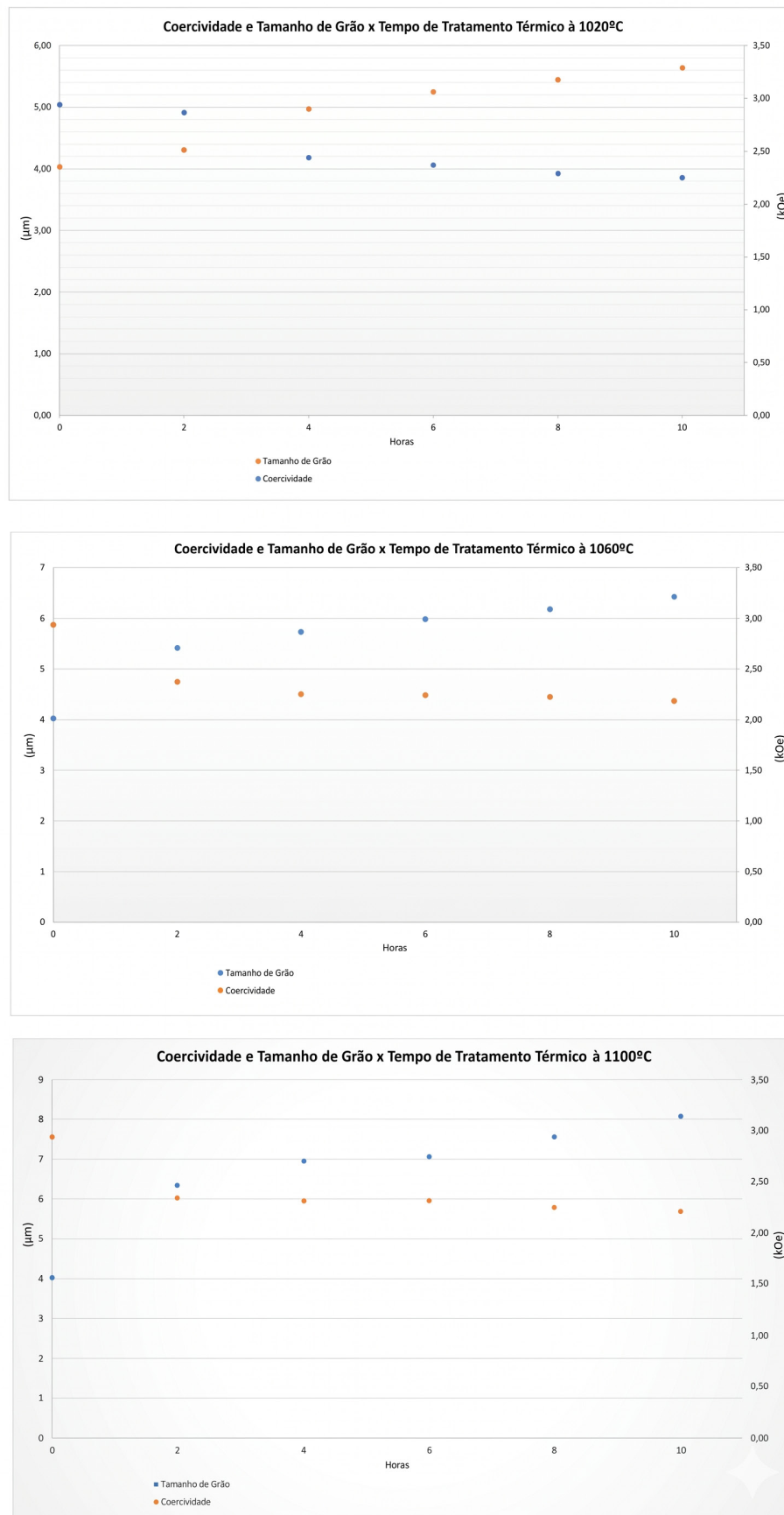


Figura 4. Coercividade e tamanho de grão x tempo de tratamento térmico

Tabela 1. Parâmetros experimentais e de ajuste para curvas BP/BT ($B_s = 3,85$ kG)

Amostra (Y30)	BrBP	HcBP	BrBT	HcBT	Hc_model BP	Hc_model BT	S_{BT}	HcBT ajust.
T1	3.810	2.945	2.702	2.945	2.019	0.397	0.200	1.950
T4	3.714	2.235	1.108	2.796	1.557	0.422	0.271	1.537
T6	3.776	2.555	1.162	3.132	1.628	0.357	0.219	1.595
R2	3.880	2.282	1.207	2.842	1.559	0.465	0.298	1.538
R6	3.804	2.205	1.025	2.822	1.379	0.418	0.303	1.357
Q3	3.859	2.475	1.125	2.877	1.039	0.310	0.298	1.010
Q4	3.750	2.412	1.121	2.833	0.993	0.317	0.319	0.972

A Tabela 1 reúne os parâmetros experimentais e de modelagem para BP e BT, com $B_s = 3,85$ kG como saturação comum. Em todas as condições, BrBP permanece alto ($\approx 3,71$ – $3,88$ kG) enquanto BrBT é bem menor ($\approx 1,03$ – $2,70$ kG), confirmando a anisotropia típica de ferritas orientadas: BP apresenta maior magnetização remanente e laço mais retangular, enquanto BT tem menor remanência e laços mais inclinados devido à menor contribuição efetiva dos grãos na magnetização transversal [20,21].

Os valores experimentais indicam $H_{cBP} \approx 2,205$ – $2,945$ kOe e H_{cBT} "bruto" $\approx 2,796$ – $3,132$ kOe, porém essa aparente maior coercividade em BT não deve ser interpretada como maior dureza intrínseca, pois a maior inclinação do laço em BT desloca o cruzamento $B = 0$ e infla H_{cBT} por efeito geométrico. [20,21] Para reduzir esse viés, aplica-se o fator S_{BT} alinhando o cruzamento em $B = 0$ e obtendo H_{cBT} ajustada. Com $S_{BT} \approx 0,200$ – $0,319$, a coercividade transversal ajustada cai para $\approx 0,972$ – $1,950$ kOe, ficando menor que H_{cBP} e reforçando que BT é magneticamente mais "macia", mesmo quando o H_{cBT} bruto sugere o contrário [9,13,14,22].

Os resultados mostram que H_{c_model} em BP ($\approx 0,993$ – $2,019$ kOe) e em BT ($\approx 0,310$ – $0,465$ kOe) ficam sistematicamente abaixo dos valores experimentais, o que é compatível com as limitações do modelo idealizado de Stoner–Wohlfarth para materiais reais (interações magnetostáticas, textura não ideal, porosidade e heterogeneidades). Ainda assim, o ajuste mantém coerência interna: ao alinhar BT via S_{BT} e obter H_{cBT} ajustada em faixa fisicamente consistente, o procedimento se mostra útil para comparar tendências e separar efeitos geométricos da forma do laço de efeitos microestruturais [20,21].

Além disso, a comparação entre séries indica tendência de redução da coercividade efetiva em maiores temperaturas (série Q), evidenciada por menores H_{c_model} BP e menores H_{cBT} ajustada (ex.: Q3 e Q4), coerente com crescimento de grão e diminuição de barreiras microestruturais à reversão. Assim, a Tabela 1 confirma a anisotropia BP/BT e mostra que B_s comum + S_{BT} robustecem a interpretação do efeito do tratamento térmico na resposta magnética direcional [9,13,14,22].

3.6 Resposta B(H) na direção paralela ao eixo de orientação (BP)

A Figura 5 mostra as curvas B(H) em BP para a série T (1020 °C), exibindo laço mais retangular (alta quadratura), típico de ferritas orientadas quando o campo é aplicado próximo ao eixo fácil, o que resulta em alta remanência (BrBP) e reversão mais abrupta. A geometria do laço reforça que H_c é controlada pela microestrutura (tamanho de grão, porosidade e heterogeneidades); como a série T é a condição menos severa, espera-se crescimento de grão mais limitado e, portanto, maior densidade de barreiras à reversão, favorecendo valores de coercividade mais altos em comparação às séries de maior temperatura. Pequenas diferenças entre as curvas T podem refletir variações no balanço densificação/porosidade e crescimento de grão. Assim, a Figura 2 serve como referência em BP para a comparação com BT e para o ajuste comparativo (B_s comum = 3,85 kG e alinhamento em $B = 0$).

3.7. Modelamento das curvas de histerese

Em todas as amostras, as curvas BP e BT convergem para patamares de saturação semelhantes em altos $|H|$, indicando que a saturação é governada principalmente por propriedades intrínsecas do material (B_s), enquanto as diferenças entre direções aparecem sobretudo em Br, na quadratura do laço e no cruzamento $B = 0$ (coercividade aparente) [7,8]. Para quantificar a anisotropia, Br e Hc foram obtidos por interpolação em $H = 0$ e $B = 0$; em geral, H_{cBT} tende a ser maior que H_{cBP} quando definido pelo cruzamento $B=0$, refletindo a maior inclinação do laço em BT e caracterizando uma coercividade aparente, não necessariamente maior dureza intrínseca [7,8,12].

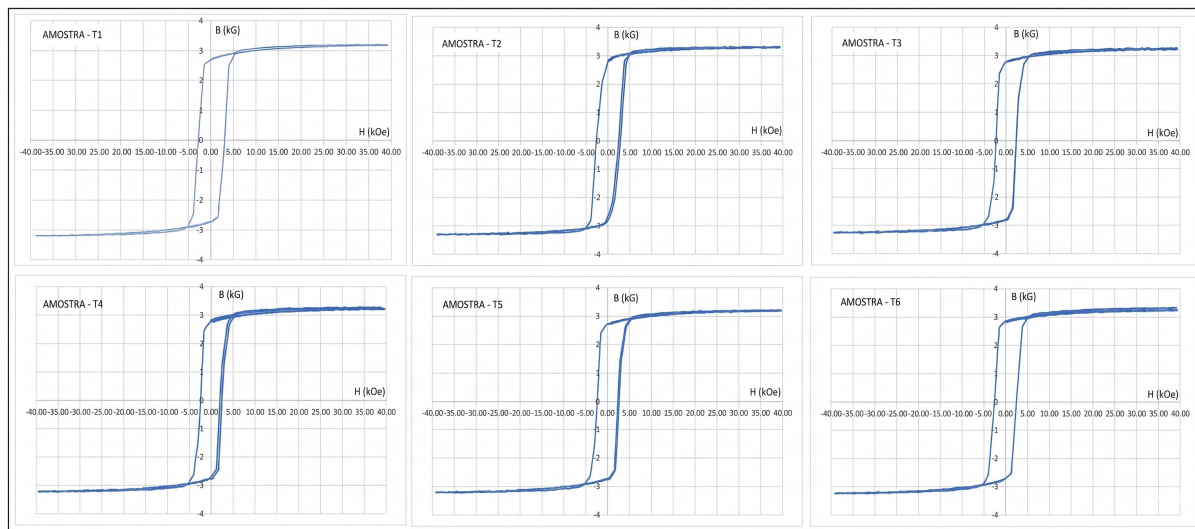


Figura 5. curvas experimentais B(H) da série T na direção BP

Na comparação entre curvas experimentais e modeladas, adotou-se $B_s = 3,85$ kG (Y30) como saturação comum e calculou-se a coercividade pelo cruzamento $B = 0$ no ramo descendente. Como BT apresenta reversão mais gradual, aplicou-se um fator de escala no campo efetivo ($H_{ef} = S_{BT} \cdot H$) para alinhar o cruzamento $B = 0$ e comparar as formas do laço sob o mesmo referencial. Assim, H_{cBT} ajustada é definida após a aplicação de S_{BT} funcionando como critério de alinhamento geométrico entre BP e BT [7,8,12].

Em todas as amostras, o modelo preserva a leitura morfológica principal observada nos dados reais: BP apresenta laço mais retangular e reversão mais concentrada, enquanto BT apresenta laço mais inclinado e magnetização mais gradual, com convergência para saturação comum ($B_s=3,85$), Figura 6.

Por outro lado, os valores absolutos de coercividade calculados no modelo permanecem sistematicamente menores do que os experimentais, com subestimação típica da ordem de ~30–50% nas amostras até 1060 °C e de ~58–66% nas amostras a 1100 °C, Figura 6. Esse comportamento é consistente com o caráter idealizado do modelo SW, que não incorpora explicitamente efeitos adicionais que elevam H_c em materiais reais (como interações entre grãos, campos desmagnetizantes complexos e heterogeneidades locais).

Assim, o ajuste é especialmente robusto para discutir anisotropia direcional e forma do laço, enquanto a discrepância em H_c absoluto delimita o alcance do modelo para predição quantitativa direta da coercividade.

3.8. Implicações para processamento cerâmico e aplicações industriais

Os resultados indicam que o controle do ciclo térmico deve ser tratado como variável de projeto no processamento cerâmico de ferritas orientadas, pois o aumento do potencial térmico promove crescimento de grão e tende a reduzir a coercividade efetiva [11,15]. Do ponto de vista industrial, isso implica uma janela de processamento na qual se deve balancear: (i) densificação e redução de porosidade (que favorecem B_r e estabilidade), e (ii) limitação do crescimento excessivo de grão (que pode reduzir H_c e aumentar a susceptibilidade à desmagnetização) [4,6,15]. Assim, condições menos severas (ou tempos menores no patamar) tendem a preservar microestruturas mais refinadas e maior resistência à reversão, enquanto condições mais severas podem comprometer H_c em função do engrossamento microestrutural e da menor eficácia de barreiras associadas a contornos [9,10,18,19].

Além disso, o procedimento de comparação BP/BT proposto (normalização por B_s e correção por S_{BT}) possui aplicação direta em controle de qualidade: evita interpretar H_{cBT} 'bruto' como dureza intrínseca e permite comparar lotes/processos sob um referencial único, reduzindo decisões equivocadas baseadas apenas em deslocamentos geométricos do laço transversal. [7,8,12,20,21] Em termos de aplicação, isso é particularmente relevante para componentes submetidos a campos desmagnetizantes e variações térmicas (por exemplo, motores e atuadores), nos quais a manutenção de H_c e a retangularidade em BP influenciam confiabilidade e eficiência ao longo do serviço [4,5,6].

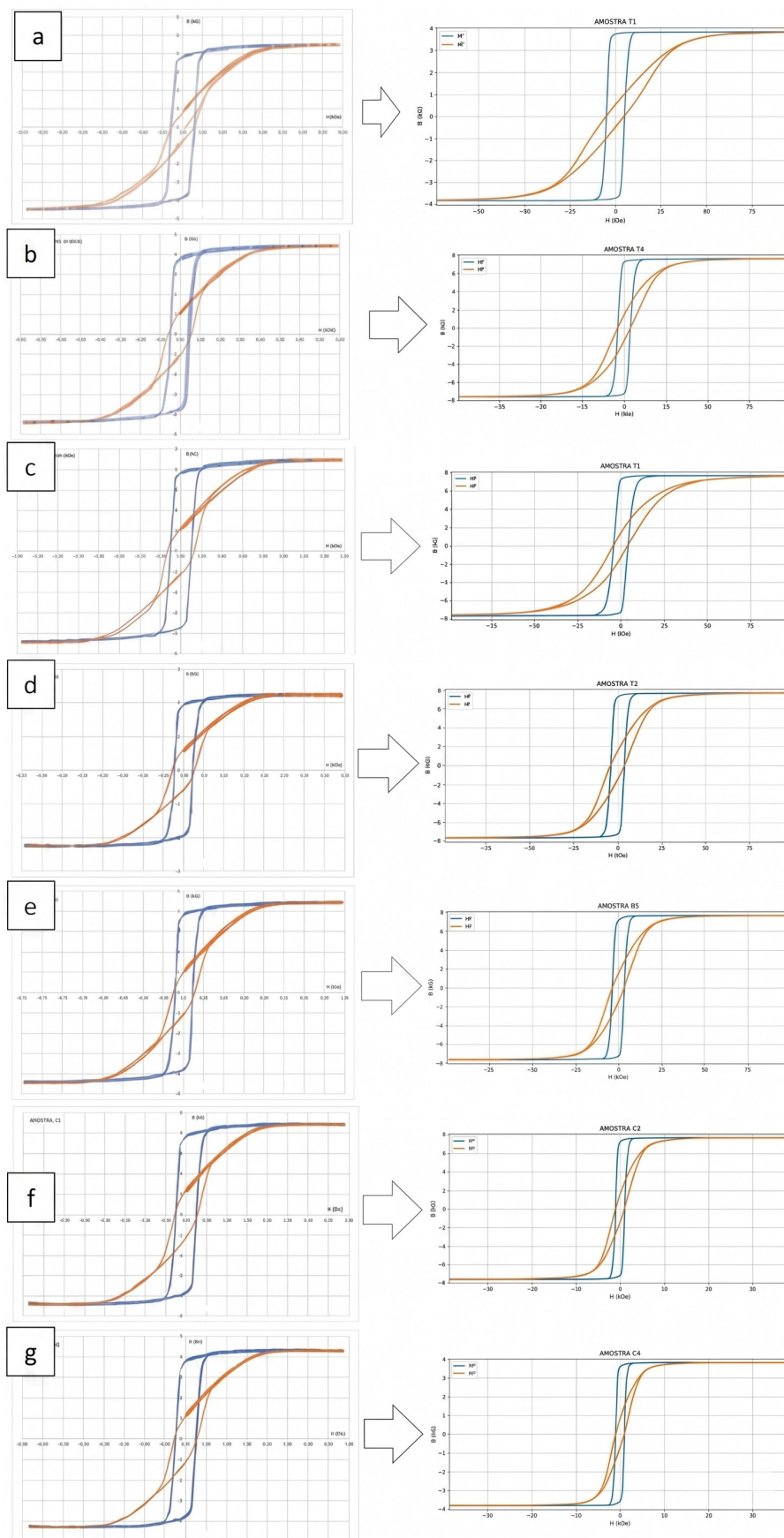


Figura 6. Curvas de histerese nas direções paralela e perpendicular (dados experimentais/modelo); ajustes realizados para a amostra: 1020 °C (a) T1; (b) T4; (c) T6; 1060 °C (d) R2; (e) R6; 1100 °C (f) Q3; (g) Q4

4. CONCLUSÃO

Os resultados obtidos confirmam de forma consistente a relação processamento térmico → evolução microestrutural → resposta magnética em ímãs de ferrita. O aumento do potencial térmico associado ao tratamento (temperatura e, quando aplicável, tempo) favorece mecanismos difusivos responsáveis por crescimento de grão e alterações no arranjo microestrutural, o que impacta diretamente o processo de reversão da magnetização. Em termos físicos, o aumento do tamanho médio de grão tende a reduzir a densidade de barreiras microestruturais eficazes para ancoragem/mobilidade de paredes de domínio e/ou facilitar a nucleação e propagação de regiões reversas, resultando em tendência de redução da coercividade (H_c). Esse comportamento é compatível com o observado nas séries avaliadas, reforçando que o controle do ciclo térmico é determinante para otimização da resistência à desmagnetização em ferritas duras orientadas.

Adicionalmente, o estudo evidencia de maneira clara a anisotropia direcional ao comparar as curvas de histerese nas direções BP (paralela) e BT (perpendicular) ao eixo de orientação. A direção BP apresenta, em geral, maior remanência e laços mais retangulares, refletindo o alinhamento preferencial, enquanto a direção BT apresenta laços mais inclinados e menor remanência, compatíveis com uma resposta transversal menos favorecida pela textura. Nesse contexto, o procedimento de ajuste proposto — com imposição de saturação comum (B_s) e aplicação do fator S_{BT} para alinhamento do cruzamento em $B = 0$ em BT — mostrou-se uma ferramenta prática e robusta para comparação entre direções e condições de tratamento. Ao estabelecer um referencial único, o método reduz interpretações ambíguas em que a inclinação do laço transversal poderia inflar a coercividade “bruta”, permitindo discutir com mais consistência as tendências de forma do laço (quadratura, inclinação e estabilidade remanente) e a evolução da anisotropia magnética com o processamento.

Por fim, embora o modelo empregado capture tendências qualitativas relevantes, as diferenças quantitativas remanescentes indicam a necessidade de refinamentos para representar de forma mais fiel materiais reais. Recomenda-se incorporar, em trabalhos futuros, efeitos como interações magnetostáticas e parâmetros microestruturais adicionais (porosidade efetiva, distribuição de tamanhos e contornos de grão) capazes de influenciar a reversão. Tais aprimoramentos tendem a aumentar a aderência quantitativa das curvas simuladas às curvas experimentais, fortalecendo a capacidade preditiva do modelo para suporte ao projeto de processamento térmico e à otimização de desempenho magnético em ímãs de ferrita.

Em termos de engenharia de processo, os resultados fornecem diretrizes para seleção de janelas de tratamento/sinterização que preservem coerção e anisotropia efetiva, evitando crescimento excessivo de grão. Do ponto de vista industrial, o referencial $B_s + S_{BT}$ oferece um critério objetivo para comparação de curvas BP/BT em controle de qualidade e para tomada de decisão em ajustes de ciclo térmico visando desempenho e confiabilidade em serviço.

REFERÊNCIAS:

- [1] De Campos M F, De Castro JA 2024. Comparative view of coercivity mechanisms in soft and hard magnetic materials. Archives of Electrical Engineering 73, 4. <https://doi.org/10.24425/aee.2024.145678>
- [2] De Campos M F, De Castro J A 2019. An overview on nucleation theories and models. Journal of Rare Earths 37, 10, 1015. <https://doi.org/10.1016/j.jre.2019.02.002>
- [3] Callister W D 2013. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 8ª ed. LTC, Rio de Janeiro.
- [4] Cullity B D, Graham C D 2009. Introduction to magnetic materials. 2ª ed. IEEE/Wiley, Hoboken.
- [5] Faria R N, Lima L F C P 2005. Introdução ao magnetismo dos materiais. Livraria da Física, São Paulo.
- [6] Jiles D 1991. Introduction to magnetism and magnetic materials. Chapman and Hall, London.
- [7] Stoner E C, Wohlfarth E P 1947. A mechanism of magnetic hysteresis in heterogeneous alloys. Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Mathematical and Physical Sciences 240, 826, 599. <https://doi.org/10.1098/rsta.1948.0007>
- [8] Stoner E C, Wohlfarth E P 1948. The determination of ferromagnetic anisotropy. Philosophical Transactions of the Royal Society of London 240, 599.
- [9] De Campos M F, De Castro JA 2024. Comparative view of coercivity mechanisms in soft and hard magnetic materials. Archives of Electrical Engineering 73, 4, 1087. <https://doi.org/10.24425/aee.2024.152112>
- [10] Dho J, Lee E K, Park J Y, Hur N H 2005. Effects of the grain boundary on the coercivity of barium ferrite $BaFe_{12}O_{19}$. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 285, 164–168. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2004.07.033>
- [11] Ferreira R A S 2001. Transformações de fase: aspectos cinéticos e morfológicos. Editora Universitária UFPE, Recife.

- [12] De Campos M F 2023. Hysteresis modelling and coercivity mechanisms in hard ferrites. EEIMVR, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda.
- [13] De Campos M F 2014. Nucleation as coercivity mechanism in NdFeB magnets. EEIMVR, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda.
- [14] De Campos M F 2010. Effect of grain size on the coercivity of sintered NdFeB magnets. EEIMVR, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda.
- [15] German R M 1996. Sintering theory and practice. Wiley-Interscience, New York.
- [16] Padilha A F, Filho F A 2006. Técnicas de análise microestrutural. Editora Hemus, São Paulo.
- [17] Afghahi S S S, Torkamani R, Dehghani P 2025. A high-impact review on M-type hexaferrites: structural, magnetic and microwave absorption characteristics with emerging trends. *Synthesis and Sintering* 5, 4, 259–283. <https://doi.org/10.53063/synsint.2025.54306>
- [18] Hlosta J et al 2024. Influence of calcination temperature and particle size distribution on the physical properties of SrFe₁₂O₁₉ and BaFe₁₂O₁₉ hexaferrite powders. *Scientific Reports* 14, 1, 17564. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-67994-8>
- [19] Matran W M, Mustapha M, Nor M F, Mustapha F, Alakbari F S, Al-Shawesh G, Bawahab M. 2024. Effect of microwave sintering on density, microstructural and magnetic properties of pure strontium hexaferrite at low temperatures and heating rate. *Heliyon* 10, 20, e38766. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e38766>
- [20] Ataei M, Molaei M J, Ataie A 2025. Inferring grain size distributions from magnetic hysteresis in M-type hexaferrites. arXiv:2506.12566. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2506.12566>
- [21] Sampaio da Silva F A, Silva C C, De Campos M et al 2024. Fitting of magnetic hysteresis curves of barium and strontium ferrites by the hyperbolic tangent model. *Anais do SIPS 2024, Symposium on Advanced Materials*, 22 out. 2024.
- [22] De Campos M F, De Castro J A 2024. Selected papers presented at the 14th Symposium of Magnetic Measurements and Modelling (SMMM).