

EFEITO DO TEOR DE MANGANÊS E DAS CONDIÇÕES DE RECOZIMENTO NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DE AÇOS ELÉTRICOS SEMIPROCESSADOS¹

Kleiner Marques Marra²
Ed Juarez Mendes Taiss³
João Francisco Batista Pereira⁴

Resumo

Foram investigadas as propriedades magnéticas de três aços elétricos produzidos em escala de laboratório (espessura de 0,50 mm). Os materiais, ultrabaixo carbono e com adição de silício e alumínio, diferiram somente com relação ao teor Mn (0,20%, 0,80% e 1,20%). A rota de fabricação envolveu um tratamento de recozimento em caixa e dois tipos de recozimento contínuo. Após tratamento térmico de descarbonetação, foi observado que o aumento da temperatura de recozimento e o incremento do teor de Mn proporcionaram redução da perda magnética. A permeabilidade tendeu a aumentar com a elevação do teor de Mn e praticamente não se alterou com a condição de recozimento. Os aços não apresentaram susceptibilidade ao fenômeno de envelhecimento magnético.

Palavras-chave: Propriedades magnéticas; Envelhecimento magnético; Efeito do manganês; Efeito do recozimento.

EFFECT OF MANGANESE CONTENT AND ANNEALING CONDITIONS ON MAGNETIC PROPERTIES OF ELECTRIC SEMIPROCESSED STEELS

Abstract

The magnetic properties of three electrical steels were investigated. Ultra-low carbon and Si-Al alloyed steels were produced in laboratory scale (thickness of 0.50 mm) and differed among them only with respect to the Mn content (0.20%, 0.80% and 1.20%). The manufacturing route involved one box annealing treatment and two others continuous annealing treatments. After decarburization heat treatment, it was observed that the increase of annealing temperature or Mn content caused decreasing in core loss. Otherwise magnetic permeability tended to increase with higher Mn concentration and virtually unchanged with the variation on annealing condition. None materials showed susceptibility to magnetic aging phenomena.

Key words: Magnetic properties; Magnetic aging; Manganese effect; Annealing effect.

¹ Contribuição técnica ao 48º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 24 a 27 de outubro de 2011, Santos, SP.

² Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Dr., Especialista de Inovação e Pesquisa da Usiminas, Belo Horizonte, MG. kleiner.marra@usiminas.com.

³ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Gerente de Marketing, Gerência de Produtos e Soluções da Usiminas; Belo Horizonte, MG, ed.taiss@usiminas.com.

⁴ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.Sc., MBA, Especialista de Marketing da Usiminas, Belo Horizonte, MG. joão.francisco@usiminas.com.

1 INTRODUÇÃO

Os chamados aços elétricos de grão-não-orientado (GNO) são aplicados principalmente nos núcleos de dispositivos eletromagnéticos rotativos, como geradores e motores. Esses materiais são adequados a essa aplicação em razão da pequena anisotropia de suas propriedades magnéticas em relação ao plano das chapas de aço. Dentro dessa classe de materiais existem os aços semiprocessados, que na condição de laminados a frio, recozidos e com certo grau de encruamento, não apresentam boas propriedades magnéticas (condição de fabricação nas siderúrgicas). Essas propriedades são bastante melhoradas através de tratamentos térmicos realizados nos usuários, denominados usualmente por tratamentos de descarbonetação e que resultam, além da redução do teor de carbono, na diminuição do nível de tensões residuais, na produção de uma fina camada superficial de óxidos, no crescimento de grão e na obtenção de uma textura cristalográfica mais adequada.^(1,2)

As propriedades magnéticas requeridas para um aço semiprocessado, após tratamento térmico de “descarbonetação”, são:

- baixa perda no núcleo, ou seja, baixa dissipação de energia no processo de magnetização;
- elevada permeabilidade, que implica numa excelente capacidade de magnetização, com a amplificação da magnitude do campo magnético excitante em centenas a milhares de vezes; e
- baixa susceptibilidade ao envelhecimento magnético (desprezível aumento da perda no núcleo durante vida do núcleo do motor ou gerador).

Assim, tanto a condição de fabricação na usina siderúrgica, que envolve o projeto de liga (composição química) e as condições de processamento termomecânico, quanto o tratamento térmico de descarbonetação nos usuários, são muito importantes para o estabelecimento das propriedades magnéticas finais dos aços semiprocessados.^(1,2)

Relativamente à composição química dos aços semiprocessados, os elementos comumente presentes nesses materiais e prejudiciais às propriedades magnéticas são o carbono, enxofre, nitrogênio e oxigênio. Por isso os teores desses elementos devem ser mantidos muito baixos nos aços de bom desempenho magnético. O carbono, em especial, forma finas partículas de segunda fase (carbonetos) que causam aumento da perda histerética e redução na indução magnética.⁽¹⁾ Os carbonetos podem interferir também no crescimento de grão durante o tratamento de descarbonetação.⁽²⁾ Já o carbono em solução sólida intersticial pode precipitar, posteriormente, devido ao aquecimento que ocorre nos núcleos dos dispositivos eletromagnéticos em funcionamento, gerando o fenômeno de envelhecimento magnético.^(2,3)

Relativamente ainda à composição química dos aços semiprocessados, a adição controlada de alguns elementos substitucionais pode promover uma notável melhoria das propriedades magnéticas. Nesse sentido, os elementos Si, Mn, P e Al são usualmente adicionados para provocar o aumento da resistividade elétrica.^(2,4-6) Esses elementos diminuem a perda magnética total pela redução da componente parasita (minimizando a dissipação por correntes elétricas de Foucault).^(1,4) Entretanto, à medida que os teores desses elementos aumentam, há a deterioração da permeabilidade magnética em função da redução da polarização de saturação.⁽²⁾ Especificamente com relação ao manganês, além de elevar eficazmente a resistividade elétrica, esse elemento pode provocar um atraso na recristalização

durante o recozimento do aço laminado a frio. Esse atraso é benéfico pois reduz a quantidade de grãos orientados segundo o plano $\{111\}$ e, dessa maneira, faz com que haja um aumento da textura ND// $\{100\}$, benéfica às propriedades magnéticas. Segundo dados de literatura,^(5,6) esse atraso na recristalização se deve à formação de um dipolo, de natureza atrativa elétrica, entre manganês e carbono. Esse dipolo tem uma forte interação com deslocamentos e, assim, os processos de recuperação e recristalização sofrem um retardamento. O manganês também promove a precipitação do MnS,⁽⁵⁾ Adicionalmente, esse elemento, quando em mais alta concentração, induz a formação de partículas de MnS mais grosseiras e menos dispersas na matriz metálica, que, por isto, oferecem baixa restrição ao crescimento de grão durante a recristalização e são menos deletérias ao processo de magnetização.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram produzidos, em escala de laboratório, três tipos de aços ultrabaixo carbono, com adições de Si e Al, com variados teores de manganês: 0,20%, 0,80% e 1,20%. Para cada um dos aços foi produzido, em forno de fusão a vácuo, um lingote com peso de aproximadamente 56 kg. Os lingotes foram reaquecidos em forno tipo mufla, a cerca de 1.250°C e mantidos a esta temperatura por 180 minutos, sendo, então, laminados a quente em um laminador piloto, através de uma seqüência de onze passes, com a redução espessura de 135 mm para 20 mm.

A seguir, o material foi resfriado ao ar até a temperatura ambiente. As placas obtidas foram novamente reaquecidas a 1.200°C, mantidas nesta temperatura por cerca de uma hora, e laminadas até a espessura de 6,0 mm, sendo controlada a temperatura de acabamento em torno de 920°C. Imediatamente após a laminação a quente, as chapas obtidas foram colocadas em um forno a 700°C, e resfriadas lentamente (dentro da câmara do forno), simulando o bobinamento a quente.

As chapas tiveram, posteriormente, sua espessura reduzida de 6 mm para 2 mm, por meio de usinagem mecânica. A laminação a frio ocorreu, também, em laminador piloto, com uma redução de 75%, sendo obtida uma espessura final de 0,50 mm.

Foram simuladas três condições de recozimento. Uma condição de tratamento térmico procurou reproduzir as condições de recozimento industrial em caixa, com uma taxa média de aquecimento de 20°C/h, o encharque a 670°C por 6 h, e uma taxa média de resfriamento de 15°C/h. Foram também simulados outras duas condições que procuraram reproduzir o processo de recozimento contínuo. Este tipo de processo, ao contrário do recozimento em caixa, emprega altas taxas de aquecimento e de resfriamento e tempos curtos de encharque, em temperaturas superiores àquelas empregadas no recozimento em caixa. Assim, as taxas utilizadas foram de 10°C/s e de 50°C/s, respectivamente, no aquecimento e no resfriamento, sendo utilizado para isto um equipamento de simulação de ciclos térmicos denominado Gleeble. A temperatura de encharque (*soaking*), nas duas condições de recozimento contínuo, foram de 730°C e 820°C, para um tempo de 60 s, que são valores usualmente empregados na fabricação de chapas elétricas.

Foi empregada uma condição usual de superenvelhecimento no ciclo de recozimento contínuo (*overaging*) de 400°C por 120 s, após aplicação do encharque. Feita a simulação dos tratamentos de recozimento em caixa e contínuo, as amostras sofreram uma leve redução de espessura, de 5%, no passe de encruamento (*skin pass*). Este valor é usual para elétricos semiprocessados.

A Figura 1 mostra esquematicamente como foram realizados os três tipos de recozimentos.

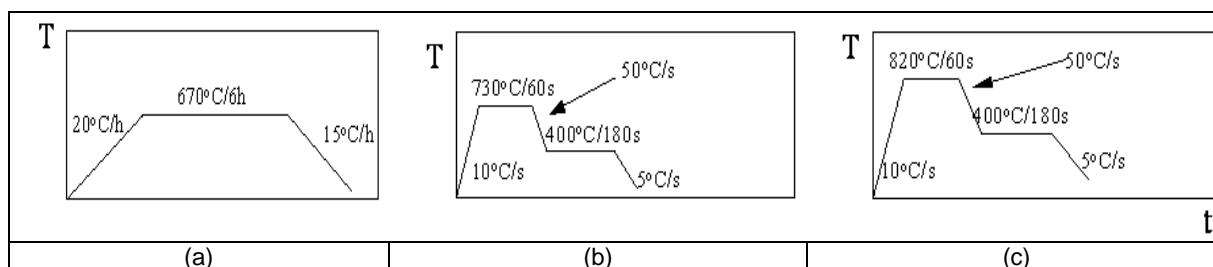


Figura 1. Ciclos de recozimento empregados. (a) Ciclo 1 (recozimento em caixa); (b) Ciclo 2 (recozimento contínuo); e (c) Ciclo 3 (recozimento contínuo).

O tratamento térmico final (tratamento de descarbonetação), realizado em um forno mufla com atmosfera natural, constou de um aquecimento a uma taxa de 120°C/h, manutenção à temperatura de 760°C por duas horas e resfriamento a uma taxa de 90°C/h.

Para se verificar a susceptibilidade dos aços estudados ao fenômeno de envelhecimento magnético, os mesmos foram submetido a um tratamento térmico, comumente empregado, e que consiste em um encharque a temperatura de 150°C por 100 h.⁽⁷⁾

Foi também realizada a medição da resistividade elétrica dos aços. Isso foi feito através de um equipamento medidor desta propriedade (“micrometro”), modelo CL8400, fabricado pela Omega.

A textura cristalográfica dos aços, após descarbonetação, foi avaliada via figuras de pólo inversa, obtidas em difratômetro Rigaku.

As propriedades magnéticas dos aços estudados, após descarbonetação e após tratamento de envelhecimento acelerado, foram medidas através de dois diferentes equipamentos, conforme a natureza do recozimento aplicado. Isso se deu em razão de diferenças de dimensões das amostras. Para as amostras submetidas à simulação de recozimento em caixa (280 mm x 30 mm x 0,5 mm), foi utilizado um dispositivo denominado *Single Tester*, de marca comercial BDS280, fornecido pela Brockhaus. Já nas amostras tratadas via Gleeble (6 mm x 5 mm x 0,5 mm), optou-se pela medição das propriedades magnéticas através de um dispositivo do tipo *Yoke*, também do fabricante Brockhaus, e de marca comercial C500. Os valores apresentados resultaram da realização de cinco medições individuais.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tabela 1 fornece o resultado da análise química e resistividade elétrica de amostras de lingotes dos aços antes do processamento mecânico em escala piloto. Observa-se que os aços são ultra-baixo carbono e diferem praticamente quanto ao teor de manganês. A resistividade elétrica, como esperado, cresce com o teor de Mn.

Tabela 1. Composição química e resistividade elétrica dos aços produzidos em escala piloto (% em peso)

Aço	Composição química (% peso)						Resistividade ($\Omega \cdot \mu\text{m} \times 10^{-8}$)
	C	Mn	Si	P	S	Al	
Baixo manganês	0,0042	0,17	0,48	0,011	0,0048	0,21	21,8
Médio manganês	0,0031	0,80	0,49	0,013	0,0051	0,20	25,3
Alto manganês	0,0040	1,19	0,49	0,015	0,0055	0,21	30,3

Na condição de recozidos, os aços estudados apresentaram-se completamente recristalizados. Após tratamento de descarbonetação houve um acentuado crescimento de grão, acompanhado de queda de dureza, conforme mostram respectivamente as Figuras 2 e 3.

Com relação ao tamanho de grão, antes do recozimento tinha-se uma granulação na faixa de 14 micrometros a 19 micrometros. Após a descarbonetação, todos os aços atingiram um tamanho de grão superior a 100 μm . Chama-se a atenção para o claro efeito da elevação do tamanho de grão com a temperatura de recozimento nos aços descarbonetados. Isso também é verificado na condição de como recozidos (antes da descarbonetação). Aliás, isso é uma das regras da recristalização: um maior tamanho de grão inicial produz um grão recristalizado maior. Houve também uma tendência de crescimento do grão com o teor de Mn após a descarbonetação.

Já com relação à dureza, os aços de maior teor em manganês apresentaram as maiores durezas antes e após a descarbonetação. É sabido que o manganês em solução sólida elevada a resistência mecânica dos aços. Isso é um efeito positivo, pois isso facilita o puncionamento das lamelas de aços elétricos semiprocessados, operação que antecede o tratamento de descarbonetação nos usuários desses materiais (fabricantes de motores e geradores).

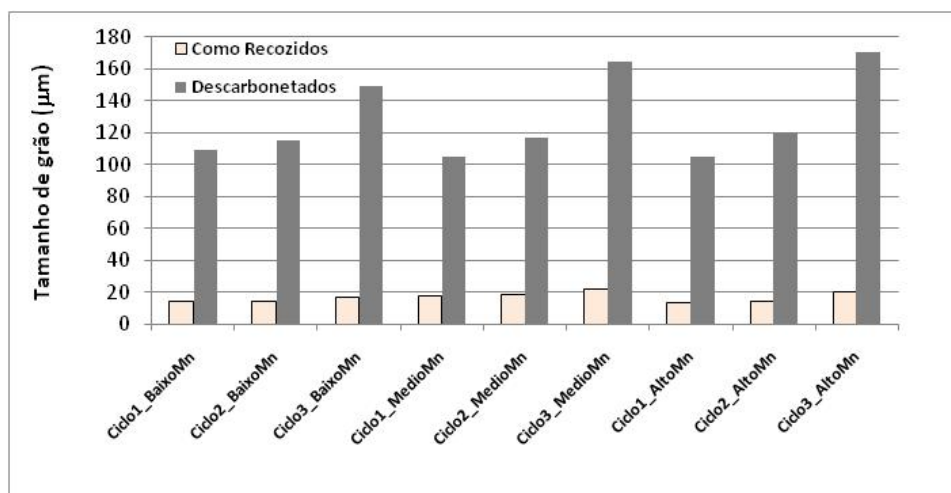


Figura 2. Tamanho de grão dos aços estudados na condição de como recozidos e após tratamento de descarbonetação.

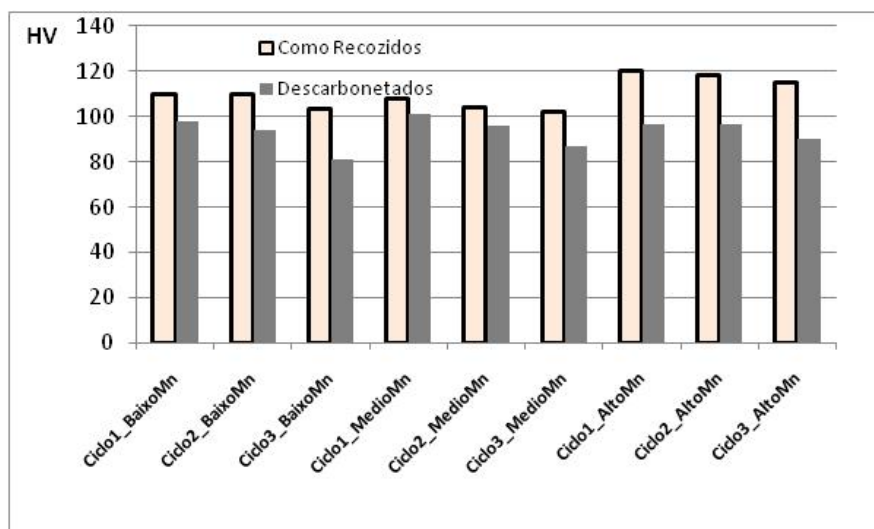


Figura 3. Dureza Vickers dos aços estudados na condição de como recozidos e após tratamento de descarbonetação.

A Tabela 2 mostra que o tratamento térmico de descarbonetação também foi efetivo para a redução do teor de carbono dos aços estudados, pois, a despeito do baixíssimo nível de carbono inicial dos três tipos de materiais, houve uma redução superior a 10% na concentração desse elemento. Observa-se que os aços de maior teor inicial de carbono, mostraram maior descarbonetação (aços baixo e alto manganês). Esse efeito pode ser justificado pela maior taxa de descarbonetação que os aços com maior teor de carbono ficam submetidos inicialmente.⁽⁷⁾

Tabela 2. Teor de carbono (em peso e em parte por milhão) dos aços estudados, antes e após o tratamento térmico final

Aço	Teor de C antes da descarbonetação (ppm)	Teor de carbono após a descarbonetação (ppm)
Baixo_Mn	42	21
Medio_Mn	31	28
Alto_Mn	40	25

Já a Figura 4 mostra o resultado de avaliação da textura cristalográfica, segundo figura de pólo inversa do plano (100), onde se tem a intensidade de orientação da microestrutura segundo o plano (100) paralelo ao plano de laminação. Como esse plano contém as direções de fácil magnetização, é interessante, para aços semiprocessados aplicados a motores elétricos, uma intensa e bem distribuída orientação dos eixos <100> no plano de laminação. Verifica-se pela Figura 4, que a elevação da temperatura e o aumento da taxa de aquecimento (na passagem do recozimento em caixa para o recozimento contínuo), ou redução do teor de manganês, tenderam a causar depleção na orientação {100}<uvw>. Esses dois efeitos “agilizam” a recristalização, fazendo com que orientações de maior energia,^(4,6,7) como {111}<uvw>, sejam formadas, minimizando o aparecimento de componentes do tipo {100}<uvw>.

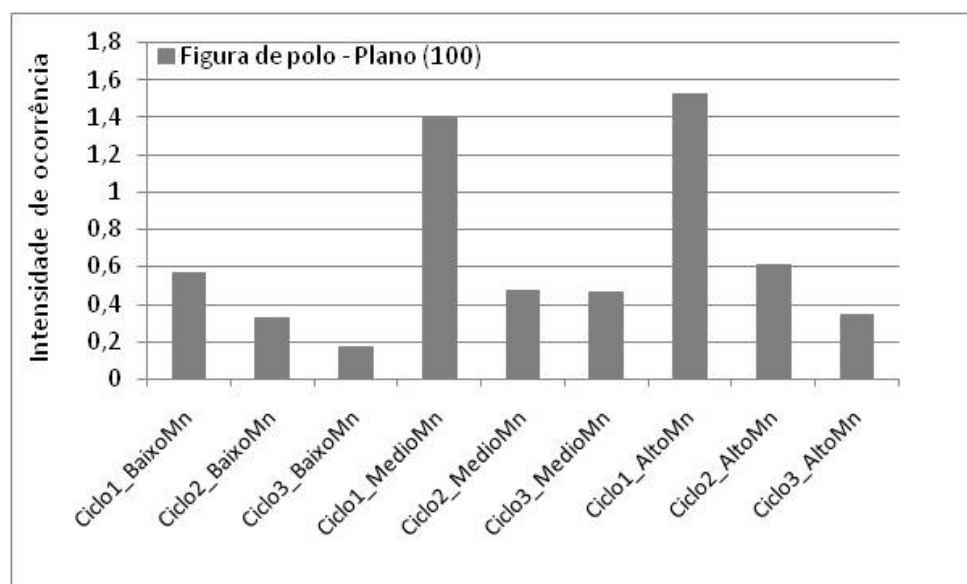


Figura 4. Intensidade da incidência do plano (100) paralelamente à superfície de laminação para os aços estudados na condição de descarbonetados (na sub-superfície).

A Figura 5 mostra a perda magnética no núcleo para os aços estudados. Observa-se que o aumento da temperatura de recozimento (que ocorreu do recozimento em

caixa para os recozimentos contínuos simulados) e o aumento do teor de manganês provocaram queda da perda magnética. Isto certamente está ligado ao aumento do tamanho de grão provocado, como já comentado, pelos incrementos de Mn e da temperatura de recozimento.

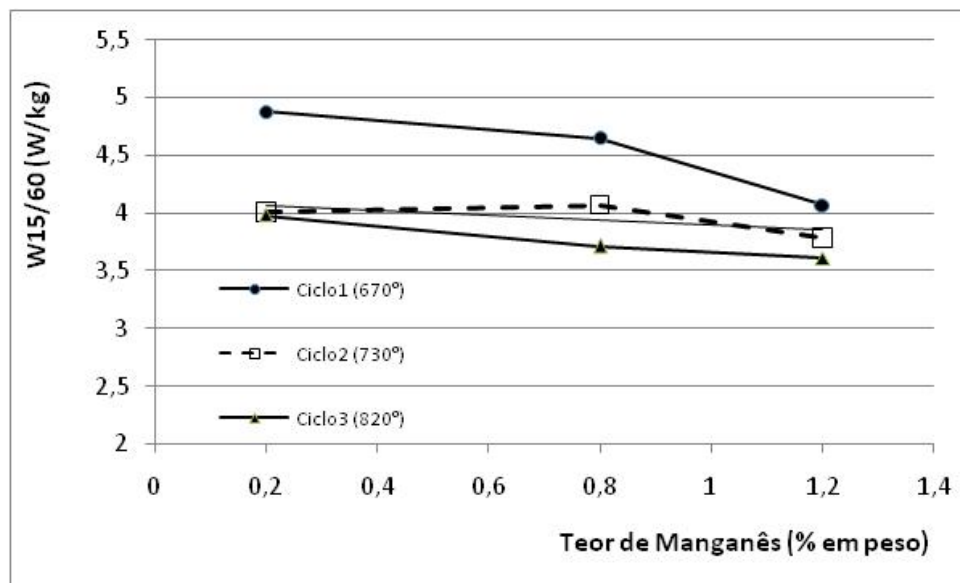


Figura 5. Perda magnética no núcleo para os aços estudados. Efeito do tipo de recozimento e do teor de Mn.

A separação da perda no núcleo em duas componentes, perda parasítica (calculada conforme equação disponível no Anexo) e perdas histerética e anômala (calculada pela diferença entre a perda total menos a parasítica), permite ver que a parcela parasítica diminuiu substancialmente com o aumento do teor de Mn (Figura 6) e que, como esperado, não foi influenciada pela condição de recozimento. Já a outra parcela (histerética e anômala) aumentou com crescimento dos teores de Mn e reduziu com a elevação da temperatura de recozimento. Portanto, o manganês tem efeito antagônico sobre a perda magnética.

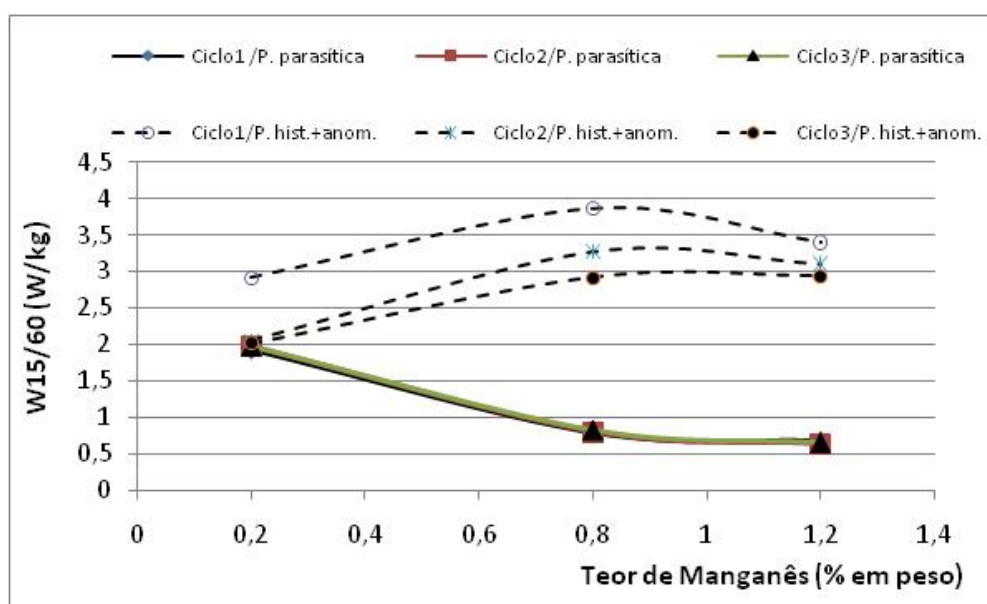


Figura 6. Separação da Perda magnética no núcleo para os aços estudados. Perda parasítica e Perda (histerética+anômala).

Com relação à permeabilidade magnética, nota-se pela Figura 7 que houve uma tendência de elevação dessa propriedade com o acréscimo do teor de Mn, certamente determinado pela elevação do tamanho de grão e melhoria da textura, e a despeito de uma provável redução da magnetização de saturação que deve ter sido causada por esse elemento. Já com relação ao tipo de recozimento, não se observa um efeito claro sobre a permeabilidade.

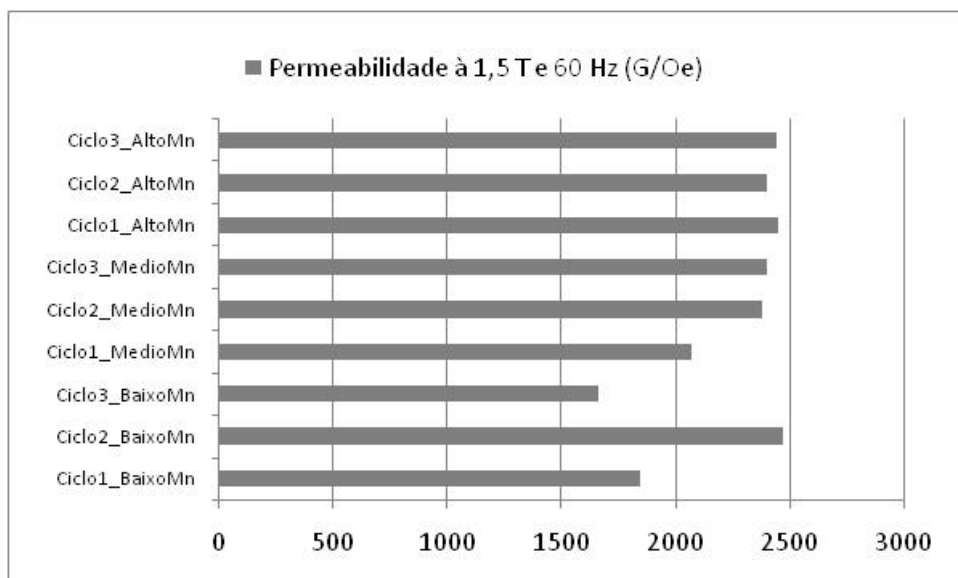


Figura 7. Efeito do tipo de recozimento e do teor de Mn na permeabilidade magnética dos aços estudados.

Com relação ao envelhecimento magnético, foi observado que após o tratamento acelerado, o aumento da perda magnética ficou sempre inferior a 5% (Figura 8). Isto caracteriza que nenhum dos três aços avaliados mostrou susceptibilidade ao fenômeno de envelhecimento magnético.

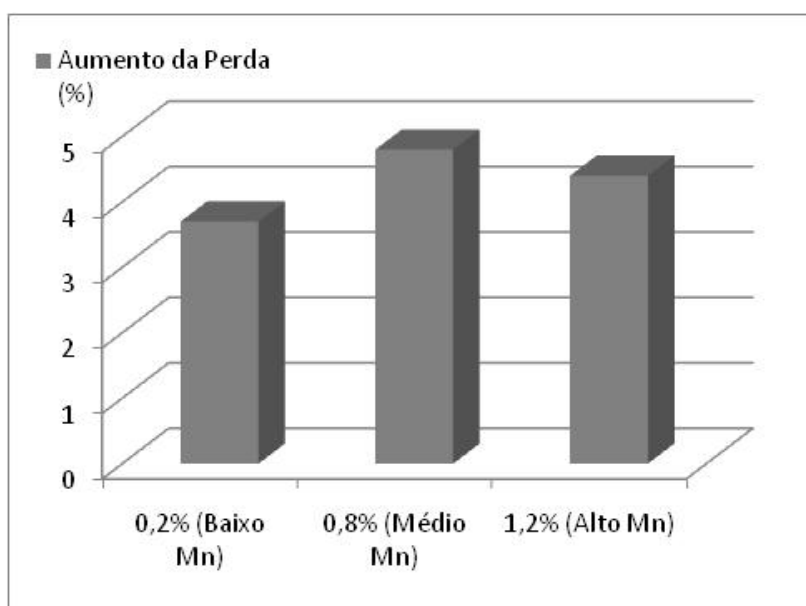


Figura 8. Variação percentual da perda magnética ($W_{15/60}$) para os aços estudados após tratamento térmico para envelhecimento magnético (150 C/100h).

4 CONCLUSÕES

As principais conclusões desse trabalho foram:

- a elevação da temperatura de recozimento e o incremento do teor de Mn proporcionaram redução da perda magnética;
- a permeabilidade tendeu a aumentar com a elevação do teor de Mn e praticamente não se alterou com a condição de recozimento;
- o crescimento de grão deteriorou a textura cristalina favorável às propriedades magnéticas; e
- os aços, após tratamento térmico a 150°C/100h, não apresentaram susceptibilidade ao fenômeno de envelhecimento magnético.

REFERÊNCIAS

- 1 WIGOSTSKY, V. - Electrical Steel Lasso Energy Losses - Design Engineering, December 1981, p.:26-31.
- 2 LANDGRAF, F.; RODRIGUES, D. - Materiais Magnéticos/Aços Elétricos - Apostila de curso fechado realizado na USIMINAS, Nov. 1995.
- 3 HILDEBRAND, H. - Magnetic Analysis of Precipitation and Coarsening of Carbides in Steels - ISIJ International, N° 1, 1997, p.: 650-73.
- 4 WANG, J.; ZHOU, B.; YAO, M.; LI, Q.; CHENF, W. - Formation and Control of Sharp {100}<021> - Journal of Iron and Steel Research, International, Volume 13, Issue 2, March 2006, p.: 54-58
- 5 YASHIKI, H.; KANEKO, T. - Effects of Mn and S on the Grain Growth and the Texture Development in Cold Rolled 0,5%Si Steels - Transaction ISIJ, V. 28, 1988, p.: B-76.
- 6 CASTANEDA, E.J. G.; Rodríguez, A. S. - Effect of Annealing Prior to Cold Rolling on Magnetic and Mechanical Properties of low Carbon Non-oriented Electrical Steel - Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Volume 323, Issue 20, October 2011, p.: 2524-2530.
- 7 MARRA, K. M. – Cinética de Descarbonetação de um Aço Semiprocessado e sua Influência nas Propriedades Magnéticas e na Susceptibilidade ao Envelhecimento Magnético – Tese de doutorado defendida em dezembro/2002, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), 286p.

ANEXO

Existe na literatura⁽⁷⁾ uma equação desenvolvida teoricamente que permite calcular o valor das perdas parasíticas (P_p), que fornece bons resultados, e que é:

$$P_p = (\pi \cdot B \cdot f \cdot e)^2 / (6 \cdot d \cdot \rho) \quad (\text{Equação 1})$$

Onde:

- **B**: indução máxima obtida em ensaio, em quadro *Epstein*;
- **e**: espessura da lamela de aço elétrico;
- **f**: frequência da corrente elétrica;
- **ρ** : resistividade elétrica do aço; e
- **d**: densidade do aço.