

# EVOLUÇÃO DAS PERDAS MAGNÉTICAS DE UM AÇO SEMIPROCESSADO EM TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO FORÇADO<sup>(1)</sup>

*Kleiner Marques Marra<sup>(2)</sup>  
Vicente Tadeu Buono<sup>(3)</sup>*

## **Resumo**

Submeteu-se um aço elétrico semiprocessado com teor residual de carbono de 30 ppm e com adições de Al e Si, a diferentes tratamentos térmicos visando o seu envelhecimento magnético. Esses tratamentos constaram de tempos variados de exposição a uma temperatura de encharque de 210°C. Foi visto que a perda magnética histerética aumentou continuamente até 24 h, tendendo a se manter invariável para mais longas exposições. As perdas parasítica e anômala se mostraram insensíveis ao envelhecimento. Foi constatado, por atrito interno e microscopia eletrônica de transmissão, que a precipitação de carbono foi responsável pelo fenômeno do envelhecimento. Por microscopia eletrônica de varredura, ficou evidenciado que a evolução do envelhecimento foi acompanhada pelo crescimento da quantidade de carbonetos maiores que 0,1 µm.

**Palavras-chave:** Aço elétrico; Perda magnética; Envelhecimento magnético.

(1) *Contribuição Técnica ao 60<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte, MG, 25 a 28 de Julho de 2005.*

(2) *Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, Dr., Gerência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

(3) *Membro da ABM; Físico, Dr., Professor Adjunto do Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG; Belo Horizonte, MG.*

# 1 INTRODUÇÃO

Aços elétricos semiprocessados são materiais aplicados especialmente em núcleos de motores e pequenos transformadores. Para o desenvolvimento de boas propriedades magnéticas, esses aços são submetidos usualmente a tratamentos térmicos de descarbonetação, nos consumidores, que são os fabricantes dos motores e transformadores. Esses tratamentos visam, além obviamente de reduzir o teor de carbono, promover crescimento de grão, formar uma textura cristalográfica mais adequada e desenvolver isolamento elétrico pela criação de uma camada contínua de óxidos sobre a superfície do aço. Os primeiros objetivos são obtidos durante encharque a temperaturas dentro da faixa de 700°C a 800°C, sob atmosfera não muito umidificada. Já a camada superficial de óxidos é formada subsequentemente ao encharque, durante resfriamento, em temperaturas no intervalo de 600°C a 500°C e sob atmosfera com alto teor de umidade<sup>(1)</sup>.

A redução do teor de carbono do aço no tratamento de descarbonetação é muito importante pois promove queda na perda no núcleo e, concomitantemente, elevação da permeabilidade magnética, além de influenciar na susceptibilidade ao envelhecimento magnético.

O envelhecimento surge do fato que partículas finas de segunda fase presentes na matriz dos aços são especialmente prejudiciais ao processo de magnetização, pois funcionam como obstáculos à movimentação dos domínios magnéticos, elevando a dissipação da energia magnética<sup>(2,3)</sup>. Essa energia dissipada, ou perda magnética no núcleo, pode ser decomposta em três parcelas: a perda histerética  $P_h$  (relativa à dissipação de energia em função da movimentação dos domínios magnéticos durante a aplicação do campo magnético de excitação), a perda parasítica  $P_p$  (relativa à dissipação de energia devido a geração das correntes elétricas parasíticas na matriz metálica) e a perda anômala  $P_a$ , que é igual à diferença entre a perda total e a soma das outras duas parcelas. A componente histerética é bastante sensível à presença de partículas de segunda fase, principalmente na faixa de diâmetro de 0,1 a 1,0  $\mu\text{m}$ <sup>(1,4,5)</sup>.

Se, durante a magnetização, o aquecimento resultante da conversão de parte da energia magnética em energia térmica, for capaz de causar a precipitação de novas partículas ou coalescer as partículas já existentes, a perda magnética do aço cresce e a permeabilidade decresce, implicando no aparecimento do envelhecimento magnético. Normalmente, a temperatura atingida no núcleo de transformadores e motores, durante sua operação, não é muito alta, ficando geralmente abaixo de 200°C.

Deve ser ressaltado que a baixa susceptibilidade ao envelhecimento é um requisito importante para aços destinados a aplicações magnéticas. Essa susceptibilidade é normalmente estudada em laboratório pelo aumento da perda magnética após um certo tempo de exposição do aço a uma determinada temperatura de encharque. Para isto, usa-se o índice de envelhecimento (IE), que é a variação relativa da perda magnética provocada pelo envelhecimento, ou seja:

$$IE(\%) = \frac{P_{\text{env}} - P_{\text{antes}}}{P_{\text{antes}}} 100 \quad (1)$$

Onde:

$P_{\text{antes}}$  = perda magnética antes do tratamento de envelhecimento,

$P_{\text{env}}$  = perda magnética após o tratamento de envelhecimento.

Neste trabalho foi adotado o valor de 5% para IE como o limiar para o envelhecimento de um aço elétrico extrabaixo carbono, com teor de carbono residual de 30 ppm, após tratamento de descarbonetação. Para isto, foram empregados ciclos de tratamento térmico compostos por um encharque à 210°C, sob tempos de até 600 h.

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi utilizado um aço extrabaixo carbono, com teor inicial de 66 ppm, e com a adição de silício (0,60% em massa) e alumínio (0,20% em massa). Esse material, na espessura de 0,50 mm, foi descarbonetado na forma de lamelas por duas horas, em um forno piloto do tipo mufla, sob atmosfera HN (90% de nitrogênio e 10% de hidrogênio), sob temperatura de 760°C. Foram realizados diferentes experimentos, sendo alterada a quantidade de umidade na atmosfera HN de modo a serem obtidas amostras com teores residuais de carbono variando de 10 até 66 ppm.

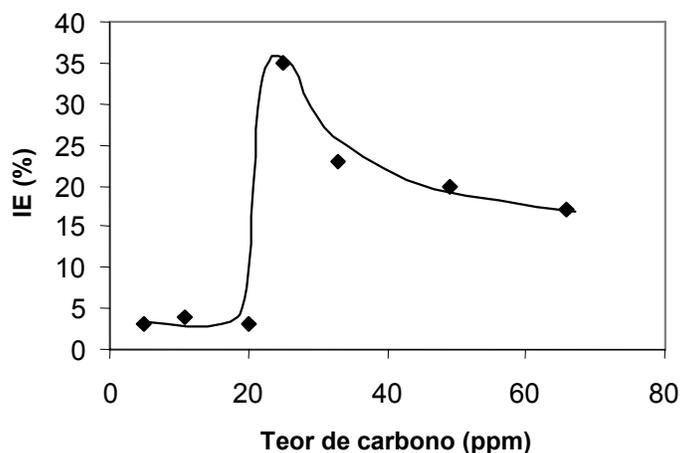
O teor de carbono do aço antes e após a descarbonetação foi medido em equipamento analisador da Leco, modelo 444LS. O resultado foi fornecido como a média de duas avaliações individuais, sendo cada análise feita em três diferentes regiões nas lamelas metálicas. Portanto, os resultados apresentados foram gerados por seis valores individuais.

A perda magnética no núcleo (perda total) foi medida num equipamento do tipo *single tester*, modelo BDS280, fornecido pela Brockhauss, em lamelas do aço (280 mm X 30 mm X espessura). Foi usada uma condição de magnetização com indução de 1,0 T, obtido com corrente indutora de frequência alternada (60 Hz). Cada valor de perda foi tomado como a média aritmética de três medições individuais. Os resultados indicaram que houve uma nítida tendência de decréscimo da perda com a redução do teor de carbono.

Após a submissão das amostras descarbonetadas a um ciclo de tratamento de envelhecimento a 210°C, por 24 h, observou-se que o envelhecimento magnético foi máximo na faixa de teores de carbono residual de 25 a 40 ppm, figura 1. Nota-se, também, que abaixo de 20 ppm não houve envelhecimento (IE<5%).

Com isto, optou-se por investigar a evolução do envelhecimento magnético em amostras com 30 ppm de carbono residual. Assim, foram aplicados nas mesmas tratamentos forçados de envelhecimento, a 210°C, sob os tempos de encharque de 4 h, 8 h, 24 h, 48 h, 100 h, 200 h, 400 h e 600 h.

As perdas magnéticas das amostras envelhecidas foram separadas nas suas componentes parasíticas, histeréticas e anômalas pelo método de Bertoti<sup>(6)</sup>.



**Figura 1.** Aumento relativo da perda magnética (parâmetro IE), em envelhecimento a 210°C/24 h, em função do teor residual de carbono.

A evolução do envelhecimento magnético foi estudada não somente pelo índice de envelhecimento e pela separação das perdas, mas também pela identificação e quantificação das partículas de segunda fase na matriz metálica em microscópio eletrônico de varredura (MEV) e microscópio eletrônico de transmissão (MET).

No caso do MEV, usaram-se imagens geradas num equipamento da Cambridge (modelo Stereoscan 360) que, posteriormente, foram transferidas para um analisador de imagens (Quantimet 600HR, da Leica). O *software* disponível no analisador de imagens determinou o tamanho médio e a densidade de ocorrência das partículas, para uma ampliação de 4.000X. Com isto, somente partículas maiores que 0,1  $\mu\text{m}$  foram vistas.

As amostras dos aços foram, para a observação no MEV, atacadas com Nital (4%). Com isto, deve ser observado que as dimensões dos precipitados foram superavaliadas uma vez que o ataque químico define não somente seus contornos, mas também a matriz corroída nas suas vizinhanças.

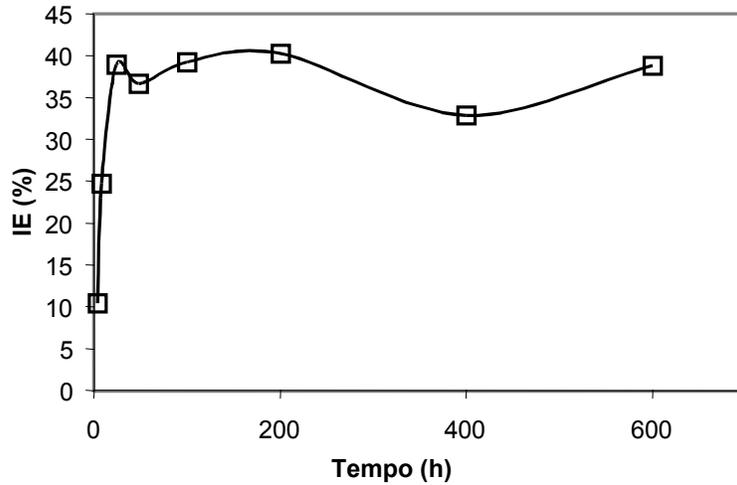
Já a identificação das partículas foi realizada em MET da Philips (120 kV), na Universidade Federal de São Carlos, sendo as amostras observadas com o emprego da técnica de lâminas finas.

Com o objetivo de determinar os teores de carbono e de nitrogênio em solução sólida intersticial na matriz metálica, que podem causar o envelhecimento por produzir precipitados a baixas temperaturas<sup>(1)</sup>, foi realizado o ensaio de atrito interno. Esse ensaio foi executado nos laboratórios do Centro de P&D de Futtsu, na Nippon Steel (Japão), em equipamento ULVAC-IFM/1500.

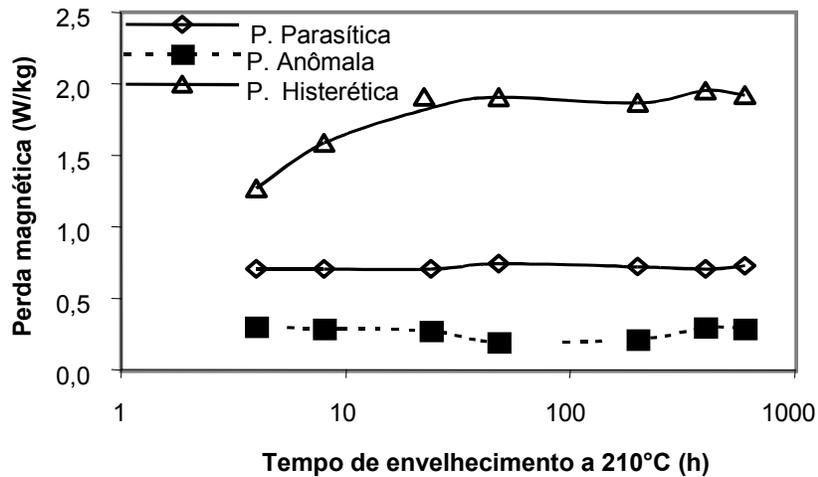
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 mostra a variação do índice de envelhecimento com o tempo de tratamento. Observa-se que houve um aumento do IE até cerca de 24 h. Acima desse tempo o envelhecimento ficou estabilizado.

Já a Figura 3 apresenta a evolução das componentes da perda magnética total durante o envelhecimento forçado. Pode ser notado que a perda histerética foi a única componente a sofrer variação, crescendo até 24 h de tratamento, para, a seguir, manter-se constante.

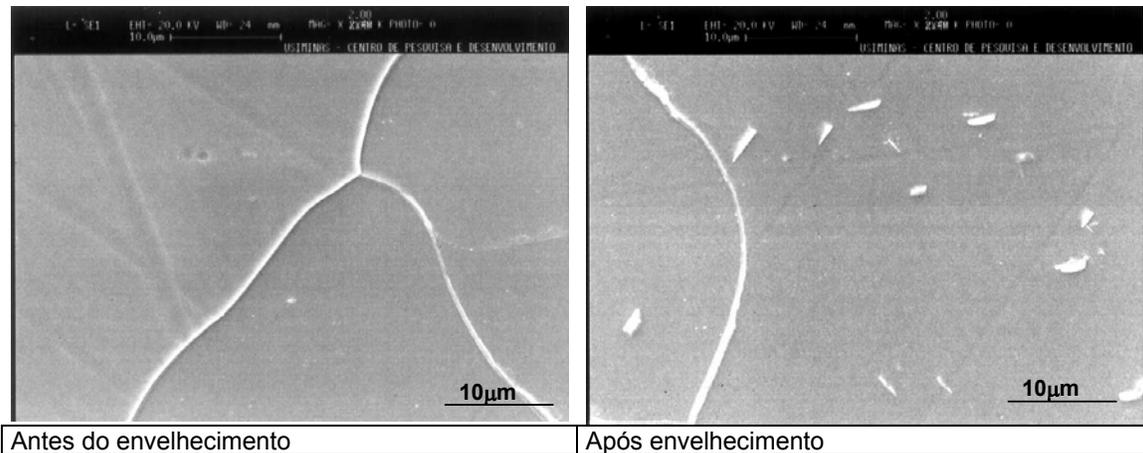


**Figura 2.** Evolução do índice de envelhecimento com o tempo para tratamentos térmicos a 210°C.



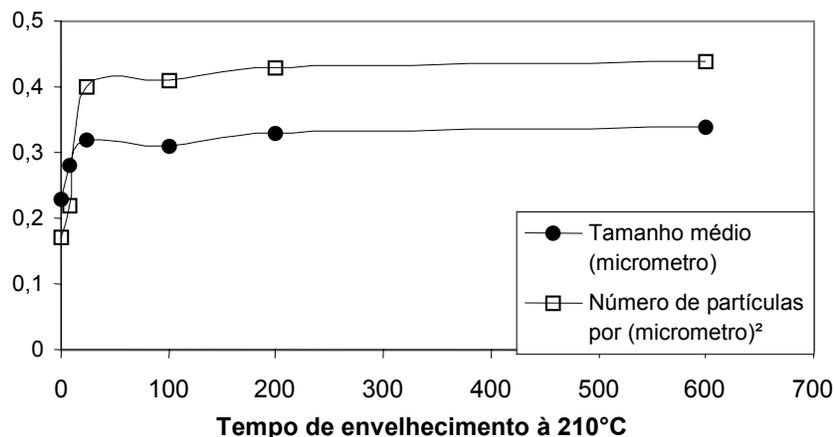
**Figura 3.** Variação das perdas magnéticas parciais com o tempo de envelhecimento forçado.

A observação em MEV da matriz metálica das amostras, nos vários tempos de envelhecimento, mostrou ter havido um aumento da quantidade de partículas de segunda fase com a extensão do tempo de tratamento. A Figura 4 mostra a matriz antes do envelhecimento e após 24 h de tratamento a 210°C. Pode ser observado que o envelhecimento forçado fez aparecer uma quantidade apreciável de partículas de segunda fase maiores que 0,1  $\mu\text{m}$ , que causam o envelhecimento.



**Figura 4.** Aspecto da matriz metálica antes e após envelhecimento à 210°C/24 h.

O resultado da avaliação estatística destas partículas (tamanho médio e frequência de ocorrência), realizada em analisador de imagem, está mostrado na Figura 5. Nesta figura observa-se que houve um crescimento substancial do número de partículas (>0,1 µm), e do seu tamanho, até cerca de 24 h de envelhecimento. Para tempos superiores, o tamanho médio e frequência de ocorrência passaram a crescer muito suavemente.



**Figura 5.** Evolução do tamanho médio e da quantidade de partículas de segunda fase na matriz metálica.

As análises em MET mostraram que antes do envelhecimento existia uma substancial quantidade de finíssimos carbonetos (dezenas de ângströms) na matriz metálica. Esses carbonetos, semicoerentes, foram identificados como LTC (*low temperature carbide*).

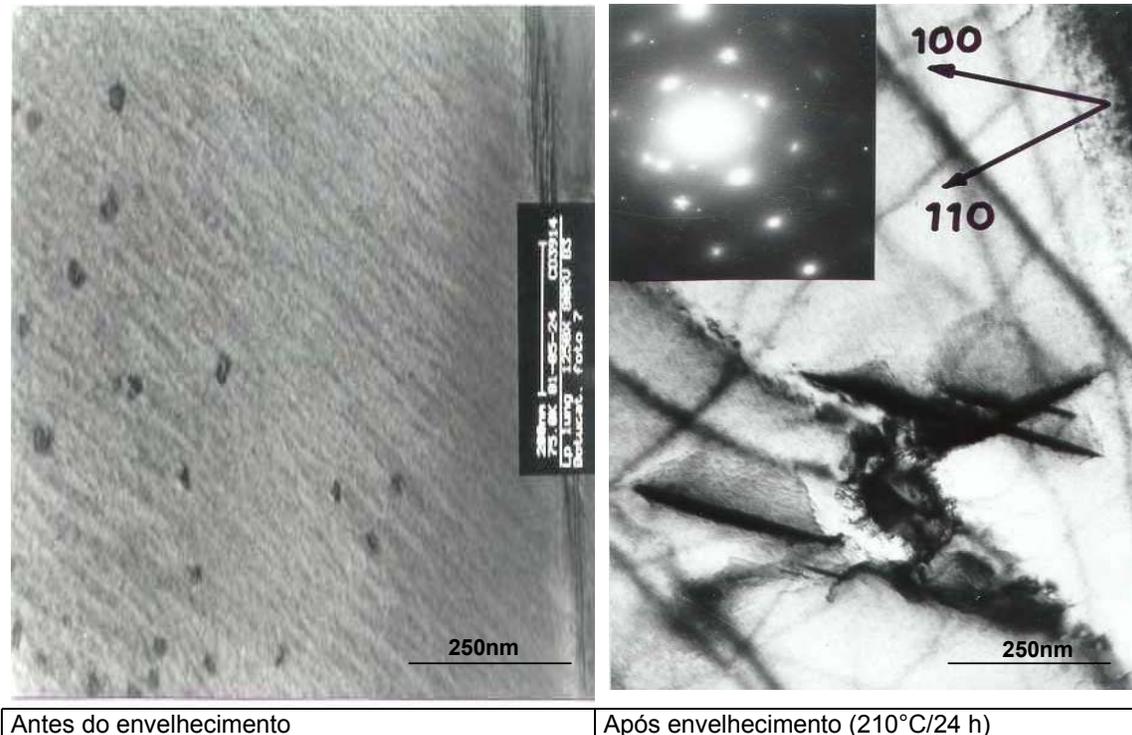
Após envelhecimento, foram formados outros tipos de partículas, carbonetos  $\epsilon$  e cementita, de diferentes constituições cristalográficas e bem maiores, da ordem de alguns micrometros, Figura 6.

O LTC  $\text{Fe}_{32}\text{C}_4$  precipita-se normalmente a baixas temperaturas, abaixo de 100°C, e não foi ainda seguramente identificado quanto à sua estrutura cristalina. Por seu diminuto tamanho, o carboneto LTC pouco influencia a perda histerética<sup>(7,8)</sup>.

O carboneto  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,4-3}\text{C}$ ), que normalmente forma-se na faixa de  $100^\circ\text{C}$  a  $250^\circ\text{C}$ , possui estrutura hexagonal e plano de hábito  $\{100\}$ , precipitando-se na forma de discos na matriz metálica (ferrita)<sup>(7,8)</sup>.

Já a cementita, de composição básica  $\text{Fe}_3\text{C}$ , apresenta estrutura ortorrômbica e plano de hábito  $\{110\}$  e, normalmente, aparece como plaquetas dispostas formando dendritas, segundo a direção  $\langle 111 \rangle$  na ferrita<sup>(7,8)</sup>.

Deve ser observado que o carboneto  $\epsilon$  e a cementita, devido alcançarem tamanhos superiores a  $0,1 \mu\text{m}$ , são efetivamente os causadores do envelhecimento magnético.



**Figura 6.** Aspecto dos carbonetos precipitados na matriz metálica.

As análises por atrito interno, comparando a quantidade de carbono e de nitrogênio em solução sólida, antes e após o envelhecimento forçado à  $210^\circ\text{C}/24 \text{ h}$ , Tabela 1, indicou uma variação somente do carbono. Aliás, o teor de nitrogênio em solução, nas duas condições, mostrou-se extremamente baixo. Isto certamente ocorreu em razão do relativo alto teor de Al do aço, que fixa o nitrogênio na forma de  $\text{AlN}$ .

Do exposto anteriormente, pode-se afirmar que o tratamento térmico implicou na precipitação/coalescimento de carbonetos de ferro, sendo, portanto, o carbono em solução sólida na matriz do aço o responsável pela manifestação do fenômeno do envelhecimento magnético.

**Tabela 1.** Teores de carbono e nitrogênio (ppm) em solução, antes e após o tratamento de envelhecimento forçado (210°C/24h), obtidos por ensaio de atrito interno.

Amostra	Teor de carbono total	Teor de carbono intersticial	Teor de nitrogênio total	Teor de nitrogênio intersticial
Amostra não envelhecida	30	13,6	34	1,7
Amostra envelhecida	30	3,9	34	1,6

#### 4 CONCLUSÕES

A aplicação de ciclos térmicos de envelhecimento forçado, à 210°C, nos tempos de encharque de 4 h, 8 h, 24 h, 48 h, 100 h, 200 h, 400 h e 600 h provocou, até cerca de 24 h, um substancial crescimento do índice de envelhecimento, com o mesmo praticamente ficando inalterado para maiores tempos. Foi constatado que a componente histerética da perda total ditou esse comportamento. As perdas parasítica e anômalas mostraram-se insensíveis ao envelhecimento. Isto está de acordo com informações de literatura e ocorreu em razão da perda histerética estar associada à dissipação de energia magnética pelo travamento das paredes dos domínios durante a magnetização, quando ocorre a expansão/retração ou giro dos domínios.

Além disto, foi constatado, por atrito interno e microscopia eletrônica de transmissão, que a precipitação de carbono foi responsável pelo fenômeno do envelhecimento, ou seja, carboneto  $\epsilon$  e a cementita precipitados/coalescidos durante os tratamentos de envelhecimentos passaram a interagir mais intensamente com as paredes dos domínios, causando aumento da dissipação de energia (perda magnética). Assim, por microscopia eletrônica de varredura, ficou demonstrado que a evolução do envelhecimento foi acompanhada pelo crescimento da quantidade de carbonetos maiores que 0,1  $\mu\text{m}$ .

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MARRA, K. M. – Cinética de Descarbonetação de um Aço GNO Semiprocessado e sua Influência nas Propriedades e na Susceptibilidade ao Envelhecimento Magnético – Tese de Doutorado, UFMG, Belo Horizonte/MG, Novembro, 2002, 283p.
2. LANDGRAF, F.; CAMPOS, M. F.; TEIXEIRA, J. C.; CONCILIO, G.; MURANAKA, C.; TSCHIPTSCHIN, A. WOLGIEN, V.; ZWIRMAN, N.; CORTES, C. - Modelamento das Perdas Magnéticas de Aços Elétricos - II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais da ABM, São Paulo/SP, outubro de 1997, 19p.
3. SLANE, J. A.; LABUN, P. A. - The Relationship of Magnetic Properties to Carbide Distribution in a Continuous Annealed 2,3% Silicon Electrical Steel - In: Energy Efficient Electrical Steels, AIME, New York (USA), 1981, p.193-204.
4. CULLITY, B. D. - Introduction to Magnetic Materials - Addison-Wesley, 1<sup>st</sup> ed., Reading (USA), 1972, 601p.
5. HONEYCOMBE, R. W. K. – Steels (Microstructure and Properties) - Edward Arnold Ltd, C. 1-4, London (UK), 1<sup>st</sup> ed., 1981, p.1-75.
6. BERTOTI, G. - Magnetic Loss Modelling - IEEE Trans. Mag., V. 24, 1988, p.621-630.
7. ABE, H. - Carbide Precipitation During Ageing Treatments - Scandinavian Journal of Metallurgy, V. 13, 1984, p.226-239.
8. ZHU, A., NEIFE, I.; PINK, E. - Characterization of Medium and Low-Temperature Carbides in Low Steel by Internal Friction - Steel Research, N<sup>o</sup> 11, V. 67, 1996, p.507-512.

# MAGNETIC LOSSES EVOLUTION OF A SEMI-PROCESSED STEEL DURING FORCED AGING TREATMENTS <sup>(1)</sup>

*Kleiner Marques Marra<sup>(2)</sup>  
Vicente Tadeu Buono<sup>(3)</sup>*

## **Abstract**

An ultra-low carbon steel (30 ppm after decarburation) containing Al and Si was magnetic aged by distincts soaking times at 210°C. The core loss increased continuously until around 24 h. After such time little modifications were verified. It was found that only the hysteresis loss component changed during the aging treatment. By internal friction and transmission electron microscopy it was seen that carbon precipitation caused the magnetic aging. By scanning electron microscopy it could be concluded that the increase of aging index originated from the enlarging of the number of carbides bigger than 0,1  $\mu$ m.

**Key-words:** Electrical steel; Core loss; Magnetic aging.

*(1) Technical Contribution to the 60<sup>th</sup> ABM Annual Congress – Belo Horizonte, MG, Brazil, July 25-28, 2005.*

*(2) ABM Member; Metallurgical Engineer, D.Sc.; Research and Development Center of Usiminas; Ipatinga, MG, Brazil.*

*(4) ABM Member; Physicist, D.Sc.; Adjunct Lecturer at Federal University of Minas Gerais; Belo Horizonte, MG, Brazil.*