

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA POLITÉCNICA

ELLEN REGINA GIROTO

**O efeito do potencial de oxigênio na oxidação subsuperficial e suas influências nas propriedades magnéticas de aços elétricos após o recozimento final.**

São Paulo

2010

ELLEN REGINA GIROTO

**O efeito do potencial de oxigênio na oxidação subsuperficial e suas influências nas propriedades magnéticas de aços elétricos após o recozimento final.**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do Título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração:  
Engenharia Metalúrgica

Orientador:  
Professor Doutor  
Fernando José Gomes Landgraf

São Paulo  
2010

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

**Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.**

**São Paulo, 16 de julho de 2010.**

**Assinatura do autor** \_\_\_\_\_

**Assinatura do orientador** \_\_\_\_\_

#### **FICHA CATALOGRÁFICA**

**Giroto, Ellen Regina**

**O efeito do potencial de oxigênio na oxidação subsuperficial e suas influências nas propriedades magnéticas de aços elétricos após o recozimento final / E.R. Giroto. -- ed.rev. -- São Paulo, 2010.**

**89 p.**

**Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.**

**1. Oxidação 2. Aço elétrico (Propriedades magnéticas) 3. Re-cozimento I. Universidade de São Paulo. Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.**

À minha Família, razão da minha vida: João, Giovanna e João Victor pela compreensão e paciência para a conclusão desse trabalho. Aos meus Pais Adolfo e Izildinha por tudo que fizeram por mim e por não medirem esforços e dedicação para minhas conquistas.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus que me ajudou em todos os momentos que desanimei e achei que seria impossível continuar.

Agradeço ao meu orientador, Professor Dr. Fernando Jose Gomes Landgraf por ter me ensinado grande parte do que aprendi sobre aços elétricos, pelo apoio, confiança e incentivo.

Ao IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo pela realização dos ensaios de densidade e resistividade.

Aos amigos que me apoiaram e incentivaram nesta conquista.

Se um homem tem um talento e não tem capacidade de usá-lo, ele fracassou. Se ele tem um talento e usa somente a metade deste, ele fracassou parcialmente. Se ele tem um talento e de certa forma aprende a usá-lo em sua totalidade, ele triunfou gloriosamente e obteve uma satisfação e um triunfo que poucos homens conhecerão.

**Thomas  
Wolfe**

## RESUMO

GIROTO, E.R. O efeito do potencial de oxigênio na oxidação subsuperficial e suas influências nas propriedades magnéticas de aços elétricos após o recozimento final. Dissertação de Mestrado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2010.

Os aços “semi processados”, utilizados para a fabricação de lâminas de rotor e estator, são adquiridos das Siderúrgicas e após serem estampados em sua forma final, devem ser submetidos a um tratamento térmico de recozimento, o qual tem o objetivo de melhorar as propriedades magnéticas desse aço.

Se esse tratamento térmico for realizado sob condições impróprias, os elementos dissolvidos na matriz que apresentam certa afinidade com o oxigênio reagirão com o mesmo, favorecendo assim a formação de uma camada de óxidos interna.

Essa camada é considerada vilã para esses aços por deteriorar suas propriedades magnéticas, ou seja, diminui a permeabilidade magnética e aumenta a perda magnética.

A formação desses óxidos ocorre durante o tratamento térmico devido ao demasiado tempo de exposição do aço e a temperaturas elevadas e elevado potencial de oxigênio, o que influencia diretamente na espessura e na morfologia da camada de óxido formada.

Aços semi processados cuja somatória dos teores de Si e Al estão entre 0,5 e 2,0% em peso são particularmente mais susceptíveis a oxidação interna durante essa etapa.

Então, identificar a influência do potencial de oxigênio na formação dessa camada, quantificar seus efeitos deletérios nas propriedades magnéticas e buscar melhorias de processo para minimizar os valores de perdas e maximizar a permeabilidade magnética são atualmente, de fundamental importância tecnológica.

## ABSTRACT

GIROTO, E.R. Oxygen potencial effects on the oxidation sublayer and its influence on the magnetic properties of electric steels after the final annealing heat treatment. Master's Dissertation – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2010.

Semi processed electrical steels, used for the manufacture of rotor and stator laminations are acquired from Steel Markers and after being punched in its final shape, must undergo an annealing heat treatment, which aims to improve the magnetic properties of the steel.

If this heat treatment is carried out under inappropriate conditions, the dissolved elements in the matrix that have a certain affinity with oxygen will react together, thereby forming an oxides subsuperficial layer.

This layer is considered villain for these steels for deteriorating their magnetic properties, better saying, it decreases the magnetic permeability and increases the magnetic loss.

The formation of these oxides occurs during the heat treatment due to too long steel exposure at high temperatures and high oxygen potential, which directly influences the thickness and morphology of semi processed steel whose sum of the silicium and aluminum components are 0,5 and 2,0% in weight are particularly more susceptible to internal oxidation during this step.

Then, identifying the oxygen potential influence in the formation of this layer, quantifying its deleterious effects on magnetic properties and seeking process improvements to minimize the values of losses and maximize the magnetic permeability are nowadays an important technological issue.

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 – Perdas totais divididas em três componentes: histeréticas (Ph), parasíticas (Pp) e anômalas (Pa) em seis diferentes aços elétricos nacionais <sup>(1)</sup> ..... 6
- Figura 2 – Esquema do tratamento termo-químico de descarbonetação de aços elétricos semi-processados ..... 8
- Figura 3 – Estabilidade do Fe, FeO e Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> em função da temperatura e da relação p<sub>H<sub>2</sub>O</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub> ..... 11
- Figura 4 – Campos de formação de óxidos de FeO , Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> e Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> em função do equilíbrio de vapor e temperatura..... 16
- Figura 5– Oxidação interna de um aço com 1,8% Si e 0,47% Al após 8 horas de recozimento a 835°C em atmosfera com p<sub>H<sub>2</sub>O</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub> = 0,3 (sem ataque). <sup>(15)</sup> ..... 17
- Figura 6– Óxidos superficiais de um aço com 1,8% Si e 0,47% Al após 8 horas de recozimento a 820°C em atmosfera com p<sub>H<sub>2</sub>O</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub> = 0,004 (sem ataque). <sup>(15)</sup> ..... 18
- Figura 7– Exemplo de um mapa definindo as regiões de oxidação para um aço com 1,8% Si e 0,47% Al, após 7 minutos de recozimento em atmosfera de H<sub>2</sub> + N<sub>2</sub> e diferentes relações p<sub>H<sub>2</sub>O</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub>. <sup>(15)</sup> ..... 19
- Figura 8– Exemplo de um mapa definindo as regiões de oxidação para um aço com 3,0% Si em diferentes relações p<sub>H<sub>2</sub>O</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub> e diferentes temperaturas de recozimento. <sup>(16)</sup> ..... 20
- Figura 9 – Taxa constante a 788°C em função de 1/nC, calculado dos dados obtidos pelos estudos de Takada. <sup>(17)</sup> ..... 21
- Figura 10 – Efeito do tempo de patamar a 788°C e ponto de orvalho de 22°C no quadrado da espessura de oxidação interna para diferentes aços elétricos <sup>(5)</sup> ..... 22

Figura 11 – Efeito do potencial de oxigênio da atmosfera na espessura da subcamada, teor de oxigênio e carbono residual <sup>(5)</sup> .....	23
Figura 12 – Camada de oxidação interna formada por partículas esféricas de óxidos com distribuição aleatória na camada <sup>(19)</sup> .....	24
Figura 13 – Óxidos na forma não comum de bandas paralelas a superfície <sup>(19)</sup> .....	25
Figura 14 – Precipitado linear de óxidos a certo ângulo com a superfície da amostra <sup>(19)</sup> .....	25
Figura 15 – Óxidos de formato dendríticos no e partículas esféricas ricas em Si e Al <sup>(19)</sup> .....	26
Figura 16 – Camada de óxidos interna formada durante o processo de descarbonetação a 840°C e 900° e relação $p(\text{H}_2\text{O} / p \text{H}_2) = 0,34$ <sup>(18)</sup> .....	27
Figura 17 – Ganho de massa x tempo de forno <sup>1/3</sup> para várias relações $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$ e temperaturas de tratamento. (a) 0,14 (b) 0,25 (c) 0,40 (d) 0,70 <sup>(16)</sup> .....	28
Figura 18 – Espessura da camada interna de óxidos em função da concentração de antimônio para um aço recozido a 800°C durante 90 minutos. <sup>(20)</sup> .....	30
Figura 19 – Relação entre a espessura da camada interna de óxidos, tempo de recozimento e concentração de antimônio para uma temperatura de 800°C. <sup>(20)</sup> ...	31
Figura 20 – Efeito do antimônio na permeabilidade (amostras tratadas a 800°C) para $B = 1,5T$ <sup>(20)</sup> .....	32
Figura 21 – Mínima perda magnética e máxima permeabilidade magnética após o prolongamento da descarbonetação de um aço com 0,40% Si e 0,38% Al, 732°C e ponto de orvalho de 22°C. <sup>(5)</sup> .....	33
Figura 22 – Efeito da espessura da camada oxidada ( $\xi$ ) nas perdas magnéticas. <sup>(19)</sup> ....	34

Figura 23 – Efeito da espessura da camada oxidada ( $\xi$ ) na permeabilidade magnética. <sup>(19)</sup> .....	34
Figura 24 – Forno de tratamento térmico contínuo utilizado para efetuar recozimento .	36
Figura 25 – Exemplo típico de um ciclo de recozimento para lâminas em forno contínuo .....	37
Figura 26 – Esquema detalhado de um Quadro de Epstein .....	39
Figura 27 – Análise em microscopia óptica evidencia a formação da subcamada de óxidos na amostra A. Aumento: 1000 vezes, sem ataque químico .....	41
Figura 28 – Análise em microscopia óptica evidencia a formação da subcamada de óxidos na amostra B. Aumento: 1000 vezes, sem ataque químico .....	42
Figura 29 – Análise em microscopia óptica evidencia a formação da subcamada de óxidos na amostra C. Aumento: 1000 vezes, sem ataque químico .....	42
Figura 30 – Análise em microscopia óptica não evidenciou alteração significativa no tamanho de grão após os subseqüentes tratamentos da amostra A. Aumento: 1000 vezes. Ataque: Nital 3%.....	43
Figura 31 – Análise em microscopia óptica não evidenciou alteração significativa no tamanho de grão após os subseqüentes tratamentos da amostra B. Aumento: 1000 vezes. Ataque: Nital 3%.....	43
Figura 32 – Análise em microscopia óptica não evidenciou alteração significativa no tamanho de grão após os subseqüentes tratamentos da amostra C. Aumento: 1000 vezes. Ataque: Nital 3%.....	43
Figura 33 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra A. Aumento: 10.000 vezes, sem ataque.....	44

Figura 34 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra A. Aumento: 15.000 vezes, sem ataque.....	45
Figura 35 – Análise em EDS da camada externa de óxidos na amostra A .....	45
Figura 36 – Análise em EDS da camada interna de óxidos na amostra A .....	46
Figura 37 – Análise em EDS do particulado de coloração mais escura presente na camada interna de óxidos na amostra A .....	46
Figura 38 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra B. Aumento: 10.000 vezes, sem ataque.....	47
Figura 39 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra B Aumento: 15.000 vezes, sem ataque.....	47
Figura 40 – Análise em EDS da camada externa de óxidos na amostra B .....	48
Figura 41 – Análise em EDS da camada interna de óxidos na amostra B .....	48
Figura 42 – Análise em EDS do particulado de coloração mais escura presente na camada interna de óxidos na amostra B .....	49
Figura 43 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra C. Aumento: 10.000 vezes, sem ataque.....	49
Figura 44 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra C. Aumento: 15.000 vezes, sem ataque.....	50
Figura 45 – Análise em EDS da camada externa de óxidos na amostra C .....	50

Figura 46 – Análise em EDS da camada interna de óxidos na amostra C .....	51
Figura 47 – Análise em EDS do particulado de coloração mais escura presente na camada interna de óxidos na amostra C .....	51
Figura 48 – Análise da espessura final da camada interna de óxidos em função da somatória dos teores de Si e Al. ....	53
Figura 49 – Comparativo entre a espessura calculada pela equação do Kp e a espessura determinada no MEV .....	54
Figura 50 – Variação de massa da amostra A em função do tempo de tratamento térmico. ....	56
Figura 51 – Variação de massa da amostra B em função do tempo de tratamento térmico. ....	56
Figura 52 – Variação de massa da amostra C em função do tempo de tratamento térmico. ....	57
Figura 53 – Relação do ganho de massa acumulativo e somatória do teor de silício e alumínio das amostras, após o término de sucessivos tratamentos térmicos .....	58
Figura 54– Ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico ( $t^{1/2,2}$ ) para a amostra A. ....	59
Figura 55 – Ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico ( $t^{1/2,2}$ ) para a amostra B .....	60
Figura 56– Ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico ( $t^{1/2,2}$ ) para a amostra C .....	60
Figura 57– Análise da espessura final da camada interna de óxidos em função do ganho de massa após o término dos recozimentos .....	61

- Figura 58 – Evolução das Perdas Totais e Permeabilidade Magnética (1,5T/60Hz) da amostra A após sucessivos tratamentos térmicos..... 63
- Figura 59 – Evolução das Perdas Totais e Permeabilidade Magnética (1,5T/60Hz) da amostra B após sucessivos tratamentos térmicos..... 63
- Figura 60 – Evolução das Perdas Totais e Permeabilidade Magnética (1,5T/60Hz) da amostra C após sucessivos tratamentos térmicos ..... 64
- Figura 61 – Evolução das Perdas Histeréticas das três amostras após sucessivos tratamentos térmicos ..... 66
- Figura 62 – Relação do ganho de massa total e aumento da perda histerética das amostras após o término de sucessivos tratamentos térmicos ..... 67
- Figura 63 – Relação da espessura da camada interna de óxidos e aumento da perda histerética das amostras após o término de sucessivos tratamentos térmicos ..... 67

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1 – Relação entre porcentagem volumétrica de H <sub>2</sub> O, ponto de orvalho e teor de umidade.....	12
Tabela 4.1 –Espessura final de cada amostra (valores em mm).....	35
Tabela 4.2 – Composições químicas dos aços estudados (% massa) .....	35
Tabela 4.3 – Relação entre porcentagem volumétrica de H <sub>2</sub> O, ponto de orvalho e teor de umidade utilizados nos tratamentos sucessivos das amostras A,B e C .....	37
Tabela 4.4 – Valores de densidade e resistividade de cada amostra.....	39
Tabela 5.2.1 – Resumo dos valores de composição química obtidos por EDS para a camada de óxidos externa das amostras A, B e C .....	52
Tabela 5.2.2 – Resumo dos valores de composição química obtidos por EDS para a camada de óxidos interna das amostras A, B e C .....	52
Tabela 5.3.1 – Resultados de massa em função do tempo da amostra A. ....	55
Tabela 5.3.2 – Resultados de massa em função do tempo da amostra B. ....	55
Tabela 5.3.3 – Resultados de massa em função do tempo da amostra C. ....	55
Tabela 5.4.1.1 – Valores de perdas magnéticas (em W/kg, a 1,5T e 60Hz) antes e a sequencia de recozimentos .....	62
Tabela 5.4.1.2 – Valores de indução magnética B25 (2500 A e 60 Hz), B50 (5000 A e 60 Hz) e B100 (10000 A e 60 Hz) em mT antes e a sequência de recozimentos ..	62

Tabela 5.4.2 – Separação das perdas magnéticas em suas três componentes: perdas histeréticas (Ph), perdas parasitas (Pp) e perdas anômalas (Pa) após a sequência de recozimentos para cada amostra .....	65
--	----

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	OBJETIVOS.....	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	Características gerais dos aços elétricos.....	4
3.2	Propriedades magnéticas dos aços elétricos.....	5
3.3	Relação entre microestrutura e propriedades magnéticas.....	6
3.4	Tratamento Térmico.....	7
3.5	Atmosfera de tratamento e suas particularidades.....	9
3.6	Termodinâmica da descarbonetação.....	10
3.7	Cinética da descarbonetação.....	14
3.8	Tratamento de Azulamento.....	16
3.9	Terminologia – oxidação externa e oxidação interna.....	17
3.10	Espessura da camada interna de óxidos.....	20
3.11	Estrutura e morfologia da camada interna de óxidos.....	24
3.12	Ganho de massa por oxidação.....	27
3.13	Efeito do antimônio na oxidação interna.....	29
3.14	Correlação da oxidação interna com as propriedades magnéticas.....	32
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
4.1	Sequências de recozimentos.....	36
4.2	Ensaio em quadro de Epstein.....	38
4.3	Ensaio de resistividade e densidade.....	39
4.4	Ensaio de ganho de massa.....	40
4.5	Ensaio em microscópio óptico.....	40

4.6 Ensaio em microscópio eletrônico de varredura (MEV).....	40
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	41
5.1 Resultados de análise em microscopia óptica .....	41
5.2 Resultados de análise em microscópio eletrônico de varredura.....	44
5.2.1 Caracterização da amostra A .....	44
5.2.2 Caracterização da amostra B .....	46
5.2.3 Caracterização da amostra C .....	49
5.2.4 Composição química dos óxidos formados.....	51
5.2.5 Correlação entre composição química e espessura da camada interna .....	53
5.3 Resultados do ensaio de ganho de massa .....	55
5.3.1 Correlação entre composição química e ganho de massa .....	57
5.3.2 Correlação entre ganho de massa e espessura da camada interna de óxidos ....	60
5.4 Resultados de análise das propriedades magnéticas.....	61
5.4.1 Separação das perdas magnéticas em três componentes .....	64
5.4.2 Correlação de perdas magnéticas, ganho de massa e espessura da camada interna de óxidos .....	66
6 CONCLUSÕES.....	69
7 BIBLIOGRAFIA.....	70

# 1 INTRODUÇÃO

Na tentativa de reduzir o consumo de energia elétrica global, fabricantes de máquinas elétricas vêm trabalhando com o objetivo de aumentar o rendimento energético de suas máquinas, utilizando para isso, aços com menores perdas magnéticas.

Os aços elétricos, utilizados para esses fins, possuem propriedades eletromagnéticas, como nível otimizado de perdas e permeabilidade magnética, em relação aos demais aços. São materiais magneticamente macios, utilizados em núcleos de equipamentos para geração, distribuição e utilização de energia elétrica. Não conduzem energia elétrica, mas fluxo magnético que circula no núcleo de equipamentos como geradores de energia, transformadores, motores elétricos, etc.

Esse aço é conhecido como aço silício, sendo uma liga de ferro e carbono, contendo o silício como principal elemento de liga. Os teores deste elemento podem variar em até 3,5% de silício, e são responsáveis pelo aumento da resistividade elétrica do aço, ou seja, dificultam a condução da corrente elétrica, facilitando assim o fluxo magnético.

Os aços elétricos podem ser classificados em duas famílias, conforme sua aplicação: aço de grão orientado (GO) e aço de grão não orientado (GNO), sendo que a principal diferença encontra-se na textura cristalográfica de cada um deles.

O aço ao silício GO apresenta uma textura pronunciada, o que lhe confere excelentes propriedades magnéticas na direção de laminação da chapa e o torna mais adequado para uso em núcleos estáticos, onde o fluxo magnético coincide com a direção de laminação, como no caso dos transformadores.

O GNO não apresenta essa textura o que o faz mais adequado para uso em máquinas, onde o fluxo magnético muda de direção, tais como motores elétricos e geradores de energia. Podem ser também classificados quanto ao seu estado de fornecimento em aços elétricos “semi-processados”, os quais são produzidos sem tratamento térmico, realizado então pelo usuário final. Já nos aços “totalmente processados”, as propriedades magnéticas são desenvolvidas pela usina siderúrgica sem a necessidade de qualquer tratamento térmico adicional pelo usuário final para o desenvolvimento de suas propriedades magnéticas.

Então, o tratamento térmico de recozimento do aço semiprocessado é uma etapa fundamental para melhorar as propriedades magnéticas, devido ao aumento de tamanho do grão, eliminação das tensões residuais e descarbonetação (redução do teor de carbono)

Este trabalho investigará a influência do tempo de exposição de alguns aços elétricos em atmosfera do tratamento de recozimento, na indesejada formação de uma camada de oxidação interna (subsuperficial) e seus efeitos deletérios nas propriedades magnéticas, o que diminui a eficiência energética dessas máquinas elétricas.

## **2 OBJETIVOS**

Identificar a influência do tempo de exposição de alguns aços elétricos, em atmosfera oxidante de tratamento térmico, na formação de uma camada interna de óxidos e quantificar seus efeitos deletérios nas propriedades magnéticas.

## **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **3.1 Características gerais dos aços elétricos**

As máquinas elétricas apresentam fundamentalmente três fontes importantes de perdas energéticas. As perdas magnéticas relacionadas às lâminas de aço estampadas, as perdas no cobre e as perdas mecânicas devido ao atrito.

Sabe-se que a parcela de maior impacto entre as perdas está relacionada com a lâmina de aço, e a maioria dos trabalhos técnicos visam o desenvolvimento da mesma, para assim, aprimorar o rendimento energético dos motores elétricos.

Para se alcançar um desempenho satisfatório, deve-se avaliar principalmente as propriedades magnéticas do aço utilizado, sendo as principais a permeabilidade magnética e as perdas magnéticas.

Então uma das formas mais usuais de se tentar reduzir o consumo de energia elétrica dos motores é minimizar as perdas magnéticas e maximizar a permeabilidade magnética de suas lâminas de aço.

O processo usual de produção de motores elétricos a partir de aços semiprocessados tem-se as seguintes etapas definidas: corte na largura de trabalho da bobina laminada a frio, estampagem das laminas de estator e rotor, recozimento com descarbonetação, injeção de alumínio no rotor e grampeamento do estator e por fim, montagem do motor.

Durante a operação de estampagem, o material acumula tensões, as quais devem ser eliminadas pelo tratamento térmico posterior. O tratamento térmico, geralmente executado em temperaturas da ordem de 760°C por duas horas de patamar, aumenta o tamanho de grão para uma faixa entre 150 e 160 µm, diminui o teor de carbono para níveis abaixo de 50 ppm e elimina as tensões residuais do processo de estampagem anterior, garantindo assim um melhor desempenho das mesmas.

### 3.2 Propriedades magnéticas dos aços elétricos

As propriedades magnéticas de maior relevância para um bom desempenho do aço elétrico são a permeabilidade magnética e as perdas magnéticas.

A permeabilidade magnética, isto é, a capacidade do aço em amplificar milhares de vezes um campo magnético externamente aplicado é uma propriedade muito importante quando o objetivo principal é atingir elevados campos magnéticos, o que se tornou uma forte tendência para o desenvolvimento de novos aços para motores elétricos.

Outra propriedade muito importante quando a aplicação do aço exige o uso de corrente alternada são as perdas magnéticas. A perda ocorre devido à existência da histerese magnética e da circulação de correntes parasitas induzidas pela variação do fluxo magnético no interior do material, donde ocorre com dissipação de energia.

Inúmeros fatores influenciam diretamente as perdas magnéticas, dentre as quais a composição química do aço, o tamanho de grão, a textura cristalográfica, as partículas de segunda fase, as discordâncias dentre outros.

É prática usual separar as perdas magnéticas em três componentes denominadas respectivamente: perdas histeréticas ( $P_h$ ) que corresponde à área obtida na curva quase estática multiplicada pela frequência; perdas parasíticas ( $P_p$ ) associada às correntes de Foucault geradas pela variação de indução do material e a perdas anômalas ( $P_a$ ) não tão simples de serem determinadas e geralmente aplicado a diferença entre as perdas totais e a somatória das perdas histeréticas e parasíticas. Sabe-se que a microestrutura tem grande influência nas perdas histeréticas e anômalas, enquanto que a espessura e resistividade têm influências fundamentais sobre as perdas parasíticas. <sup>(1)</sup>

A Figura 1 compara os valores de perdas magnéticas totais de diferentes aços utilizados como indicador de desempenho a 1,5T e 60 Hz. O aço ABNT 1006 quando submetido a um tratamento térmico de recozimento apresenta uma melhora nas perdas magnéticas de 18 W/kg para 10 W/kg. A adição de silício e alumínio ao aço aumenta a sua resistividade elétrica, o que reduz a intensidade das correntes elétricas parasíticas e assim reduz as perdas até 4,2 W/kg ou menos. A redução de espessura de 0,5 mm para 0,3 mm apresenta resultados de 3,6 W/kg

para 2,8 W/kg. Com o uso do aço tipo grão orientado pode chegar a apenas 1 W/kg na direção de laminação, mas apresenta perdas de 4 W/kg na direção transversal.

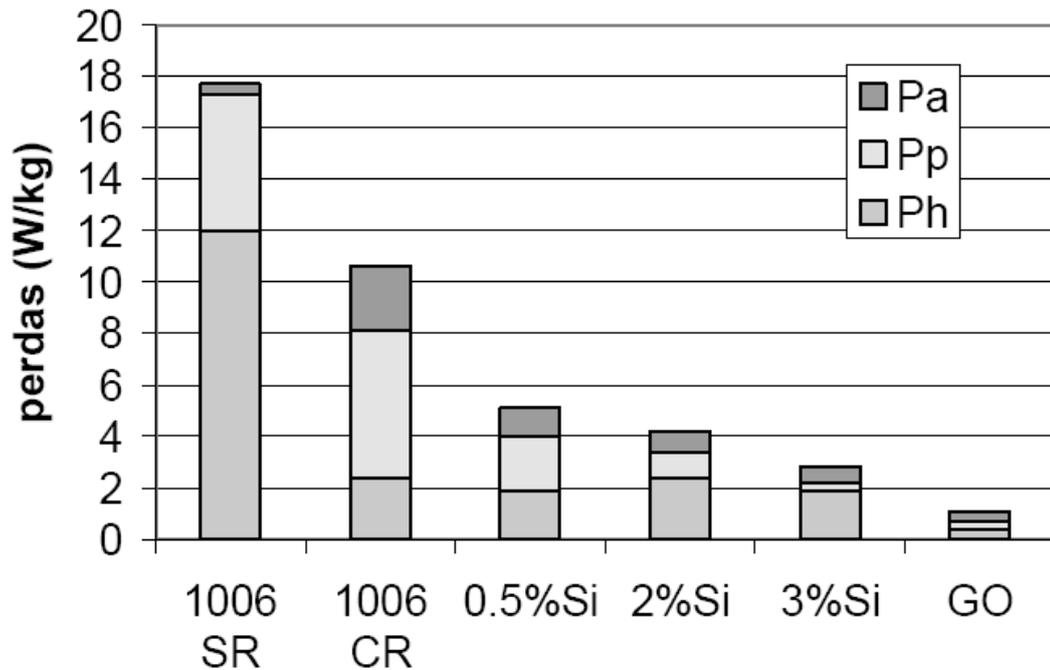


Figura 1 – Perdas totais divididas em três componentes: histeréticas (Ph), parasíticas (Pp) e anômalas (Pa) em seis aços elétricos nacionais diferentes.<sup>(1)</sup>

### 3.3 Relação entre microestrutura e propriedades magnéticas

As propriedades magnéticas dos aços elétricos, como visto anteriormente, variam diretamente com alguns aspectos microestruturais como a composição química, o tamanho do grão, a textura cristalográfica, a densidade de discordâncias e a distribuição e o tamanho de partículas de segunda fase.

Atualmente, os aços elétricos são produzidos com composições químicas bem diferenciadas, com o objetivo de atender toda a gama de aços totalmente processados e semi processados. A composição química influencia a resistividade elétrica e assim, atua diretamente nas perdas parasíticas, sendo o alumínio e o silício os elementos mais usualmente aplicados.

O teor de carbono influencia diretamente no crescimento do grão e nas propriedades magnéticas desses aços. Quando precipitado na matriz, na forma de

carbonetos, aumenta as perdas magnéticas, pois os carbonetos ancoram as paredes de domínio magnético. <sup>(1)</sup>

Inclusões de nitretos, sulfetos e óxidos originários do processo de refino do aço, além de seu efeito negativo pelo aumento da componente da perda histerética, afetam indiretamente restringindo o crescimento do grão e ocasionando uma aleatorização da textura. <sup>(1)</sup>

Quanto maior o tamanho de grão, menor será a parcela histerética das perdas, porém a parcela anômala aumenta, fazendo com que um tamanho de grão ideal se situe na faixa de 100 a 150  $\mu\text{m}$ . <sup>(1)</sup>

### **3.4 Tratamento Térmico**

Com o objetivo de melhorar as propriedades magnéticas dos aços elétricos ao silício semi ou totalmente processados, como a redução das perdas histeréticas e o aumento da permeabilidade, aplica-se o tratamento termoquímico de recozimento, conhecido também como descarbonetação, no qual o teor de carbono das lâminas deve ser diminuído abaixo de 0,002%. <sup>(2)</sup>

Além disso, também tem como objetivo o alívio das tensões internas do material proveniente dos processos anteriores, a recristalização e a formação de camada dielétrica, tratamento esse conhecido como azulamento.

Para entender melhor como esse tratamento é realizado na prática, o mesmo pode ser didaticamente ilustrado pela Figura 2.

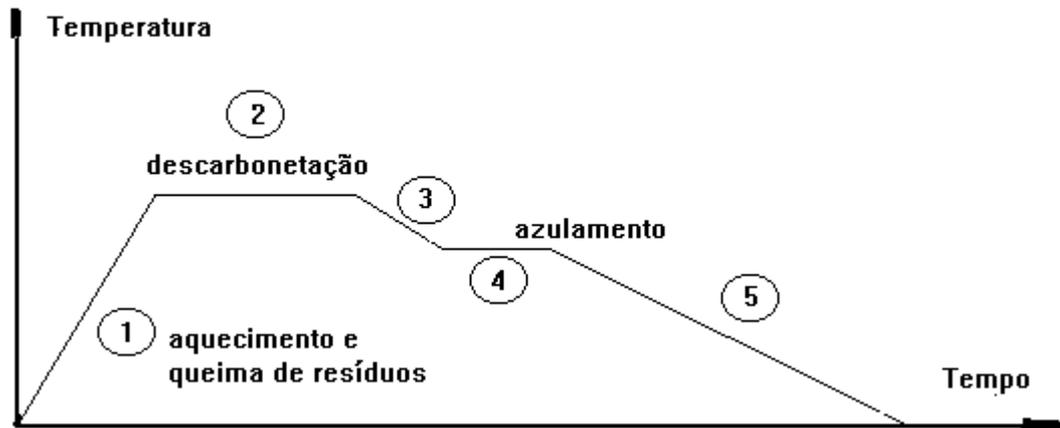


Figura 2 – Esquema do tratamento termo-químico de descarbonetação de aços elétricos semi-processados.

A primeira etapa consiste no aquecimento do material até a temperatura de patamar de tratamento, onde o óleo proveniente do processo anterior (laminação e estampagem) é removido, ou seja, evaporado. Esta etapa é realizada numa zona fisicamente separada das demais zonas do forno, através de portas intermediárias. A segunda etapa, normalmente realizada sob uma atmosfera composta por  $N_2$ - $H_2$ - $H_2O_{\text{vapor}}$ , tem por objetivo a descarbonetação, a recristalização das regiões deformadas do material e eventualmente algum crescimento de grão. A temperatura dessa etapa varia entre  $750^\circ$  e  $900^\circ\text{C}$ , sendo conduzida, portanto no campo bifásico ferrita e austenita ( $\alpha + \gamma$ ) para um aço com aproximadamente 0,05% de carbono.

Para esses aços é necessária introdução de vapor d'água até atingir-se um ponto de orvalho (potencial de oxigênio) de aproximadamente  $30^\circ\text{C}$ , o que corresponde a uma relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  da ordem de 0,4.

Após o resfriamento realizado na terceira etapa, objetiva-se a formação de uma camada de óxido de ferro, composta basicamente por  $Fe_3O_4$ , o qual adere à superfície da lâmina. Isso só é possível quando o ponto de orvalho é aumentado para aproximadamente  $85^\circ\text{C}$ , sendo essa a quarta etapa também denominada azulamento.

No final do tratamento, o resfriamento deve ser lento, de modo que todo carbono ainda existente na matriz, precipite nos contornos de grão, de forma a minimizar o fenômeno do envelhecimento magnético.

Sendo assim, se por algum motivo algumas das etapas não for corretamente processada, poderá ser verificado, ao final do tratamento, a presença de carbono em excesso, o que afeta diretamente as propriedades eletromagnéticas, devido sua localização na rede cristalina (elemento intersticial). Sendo assim, sua concentração deve ser mínima para evitar a distorção da rede e diminuir conseqüentemente as perdas magnéticas.

### **3.5 Atmosfera de tratamento e suas particularidades**

Como visto anteriormente, a atmosfera utilizada para o tratamento térmico é uma mistura gasosa formada por hidrogênio, nitrogênio e vapor d'água ( $H_2$ ,  $N_2$  e  $H_2O_{(v)}$ ) em uma faixa de temperatura de  $780^{\circ}C$  a  $900^{\circ}C$  e uma faixa de ponto de orvalho entre  $+10$  a  $+60^{\circ}C$ .<sup>(3)</sup>

Sendo a atmosfera de tratamento uma mistura, é de extrema importância conhecer a principal função de cada elemento gasoso em particular dessa mistura.

O nitrogênio, como de conhecimento geral, é um gás inerte, o qual não participa da reação química. Sua função principal é de diluir o hidrogênio, além de ser utilizado como agente protetor contra a oxidação da lâmina.

O gás redutor, responsável por manter as condições redutoras entre o aço e a atmosfera fica como a função exclusiva do hidrogênio. O hidrogênio presente na atmosfera tem um importante papel de impedir a formação de óxidos de ferro durante o tratamento e com isso garantir um contato prolongado entre a atmosfera e o aço, estendendo assim o processo de descarbonetação.<sup>(2)</sup>

O vapor d'água nessa atmosfera é basicamente a fonte de umidade, ou seja, o meio oxidante para efetivar a reação de descarbonetação do aço.

Para garantir a reação de descarbonetação, o vapor d'água deve ser o reagente dessa reação e sua percentagem na mistura deve ser corretamente controlada, o qual é conhecido como ponto de orvalho. Então, pode-se definir como ponto de orvalho sendo a temperatura na qual o vapor d'água se condensa, o que pode variar proporcionalmente à umidade contida na mistura e depender exclusivamente da pressão parcial do vapor d'água na mistura gasosa. Quanto mais umidade

conter a atmosfera, mais alta será a temperatura onde se forma o orvalho, e assim, maior será o ponto de orvalho.

O potencial de oxigênio na atmosfera é determinado pelas equações (1) e (2): <sup>(4)</sup>



$$p(\text{O}_2) = k^2 (p(\text{H}_2\text{O})/p(\text{H}_2))^2 \quad (2)$$

Para cada ponto de orvalho, ou seja, para cada relação  $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$  (denominada potencial de oxidação), há uma temperatura definida para a condensação. O ponto de orvalho de trabalho (do potencial de oxidação) é aquele no qual a oxidação do ferro não ocorre, ou seja, a melhor relação  $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$  onde a reação de oxidação do ferro (3), estará em equilíbrio com a atmosfera do processo.



### 3.6 Termodinâmica da descarbonetação

A descarbonetação acontece usualmente pela reação química entre o vapor d'água presente na atmosfera de tratamento térmico com o carbono dissolvido na lâmina de aço.

A principal reação química responsável em provocar a descarbonetação do aço em uma atmosfera contendo hidrogênio e vapor d'água é basicamente:



A descarbonetação é controlada pela reação (4) entre o carbono e o vapor d'água que está presente na atmosfera do forno. Assim, o carbono em solução sólida da

ferrita é oxidado pelo vapor d'água e eliminado seqüencialmente da lâmina. Essa reação ocorre em duas etapas: primeiramente ocorre a difusão do carbono da parte interna da lâmina para a sua superfície e posteriormente, inicia a reação propriamente dita. <sup>(5)</sup>

Algumas variáveis como a atmosfera do forno, o fluxo gasoso, o ponto de orvalho, a temperatura e o tempo de tratamento devem ser consideradas para um excelente processo de descarbonetação.

Para garantir a ausência de camada de óxidos de ferro tipo FeO e/ou Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, os quais poderiam prejudicar a descarbonetação, a composição da atmosfera é projetada com base na Figura 3, a qual resume bem estes dados, definindo regiões de estabilidade dos óxidos de ferro em função da temperatura e da relação pressão de vapor d'água e pressão de hidrogênio utilizada (pH<sub>2</sub>O/pH<sub>2</sub>).

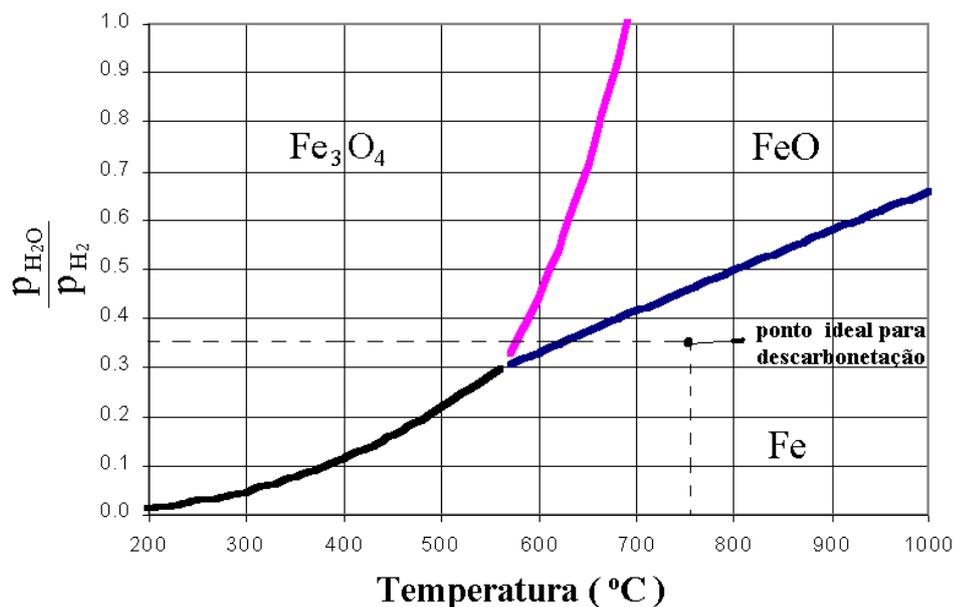


Figura 3 – Estabilidade do Fe, FeO e Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> em função da temperatura e da relação pH<sub>2</sub>O/pH<sub>2</sub>

A figura 3 indica um ponto ideal para que a reação de descarbonetação ocorra sem que o aço elétrico seja oxidado. Por razões de velocidade da reação de descarbonetação, a temperatura ideal utilizada no processo é 760 °C e uma relação pH<sub>2</sub>O/pH<sub>2</sub> de até 0,5 poderia ser utilizada para se obter uma reação mais rápida.

Sabe-se que a pressão parcial de oxigênio na mistura gasosa utilizada na descarbonetação é suficientemente capaz de oxidar o ferro, e alguns elementos de liga presentes. Por esta razão, a superfície de um aço elétrico pode ser facilmente oxidada, até mesmo quando baixos pontos de orvalho forem empregados na atmosfera. <sup>(6) a (8)</sup>

Para garantir que essa oxidação não ocorra, é prática industrial trabalhar com uma relação menor que 0,35, porém isso não garante que os solutos dissolvidos nesse aço não estejam sendo oxidados.

A Tabela 3.1 associada à figura 3 pode ser usada para definir o ponto de orvalho adequado para a descarbonetação de aços semi processados.

Tabela 3.1 – Relação entre porcentagem volumétrica de H<sub>2</sub>O, ponto de orvalho e teor de umidade

% Umidade (volume)	Ponto de orvalho, (°C)	Teor de H <sub>2</sub> O, (g/Nm <sup>3</sup> )
0,60	0	4,8
0,86	5	6,9
1,2	10	9,7
1,7	15	13,5
2,3	20	18,5
3,1	25	25,1
4,2	30	33,6
7,3	40	58,5
12,2	50	97,8
19,7	60	158
30,7	70	247
46,7	80	376

Se a atmosfera de trabalho for composta de 90%N<sub>2</sub> e 10%H<sub>2</sub>, e se a relação de trabalho for de  $p_{H_2O} / p_{H_2} = 0,35$ , então  $p_{H_2O} = 0,35 * 10$ , ou seja, para que a reação ocorra, será necessário 3,5% de umidade. Para essa condição, conforme indica a Tabela 3.1, o ponto de orvalho deverá estar próximo a 25°C.

Para uma maior precisão, uma correção da composição do gás deve ser feita, pois quando o teor de umidade for aproximadamente 3,5%, a pressão parcial de H<sub>2</sub> será um pouco menor ( $p_{H_2} = 10 / 100+3,5$ ).

Caso o tratamento seja realizado em forno contínuo com consumo de aproximadamente 100 Nm<sup>3</sup>/h, devemos adicionar aproximadamente 2,5 kg H<sub>2</sub>O/h (de 25g/m<sup>3</sup> \* 100 m<sup>3</sup>/h) para garantir o correto ponto de orvalho.

Isso tudo vale para aços elétricos sem adições de silício ou alumínio em suas composições químicas. Na presença desses elementos a atmosfera pode então produzir alguns óxidos desses elementos durante o tratamento térmico.

Estudos prévios confirmam que as inclusões formadas no metal durante a descarbonetação da liga Fe-Si-Al consistem em óxidos de alumínio e silício. <sup>(9) a (11)</sup>

A oxidação desses elementos no aço elétrico acontece de acordo com as seguintes reações desenvolvidas por Yuriy Sidor: <sup>(3)</sup>



Os principais óxidos de silício formados durante o tratamento são a sílica ( $\text{SiO}_2$ ) e a fayalita ( $\text{Fe}_2\text{SiO}_4$ ). A sílica se forma mais facilmente para um baixo potencial de oxigênio, enquanto que a formação de fayalita exige uma atmosfera de tratamento mais úmida. <sup>(12)</sup>

A relação entre o ponto de orvalho, temperatura e oxidação dos elementos de liga em um aço elétrico pode ser derivada. Essas equações formalizam a pressão de equilíbrio de água na atmosfera, a partir das quais podem não ocorrer a oxidação de certos elementos químicos. <sup>(3)</sup>

A pressão de equilíbrio  $p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}$  para a formação de sílica e fayalita podem ser calculadas termodinamicamente pelas equações (5) e (6) respectivamente: <sup>(3)</sup>

$$\frac{p_{\text{H}_2\text{O}}}{p_{\text{H}_2}} = \left[ \frac{\exp\left(23.11 - 4.51 \times \lg T - \frac{50900}{T}\right)}{10^{\left[1.19 - \frac{7070}{T} - 6.5 \times \left(\frac{353.2}{T} - 0.122\right)\right]}} \right]^{1/2} \quad (8)$$

$$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}} = \left[ \frac{\exp\left(11.83 - \frac{58000}{T}\right)}{0.89 \times 10^{\left[1.19 - \frac{7070}{T} - \%Si \times \left(\frac{353.2}{T} - 0.122\right)\right]}} \right]^{1/4} \quad (9)$$

A pressão de equilíbrio de  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  a reação de oxidação do alumínio pela reação (7) pode ser calculada através da equação (10):<sup>(3)</sup>

$$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}} = \left[ \frac{\exp\left(-\frac{115275}{T} - 8.77 \log T + 47.44\right)}{\%Al \times 10^{-2530/T - 2.69}} \right]^{1/3} \quad (10)$$

onde:

T = temperatura em K;

[%Si ou %Al] = concentração do soluto em peso%.

Os resultados para um aço com 3% Si mostram que para uma relação  $p(H_2O)/p(H_2) < 0,02$ , o oxigênio permanece na superfície da liga adsorvido mas não se dissolve no ferro, enquanto para uma relação  $p(H_2O)/p(H_2) > 0,025$ , o oxigênio dissociado das moléculas de vapor d'água não se encontra somente adsorvido na superfície do ferro, mas também dissolvido no metal base. Isto explica a oxidação interna da liga para uma relação  $p(H_2O)/p(H_2) > 0,025$ .<sup>(13)</sup>

### 3.7 Cinética da descarbonetação

Além das condições termodinâmicas do processo, as condições cinéticas devem ser consideradas quando o desempenho do processo for avaliado. Variáveis como

a vazão da mistura gasosa, a quantidade de vapor d'água na atmosfera e o tempo e temperatura de permanência da lâmina no forno, devem também ser consideradas.

A vazão da mistura gasosa influencia nas questões relacionadas ao suprimento de gases e à remoção de produtos gasosos da atmosfera de tratamento térmico, o que determina a velocidade da reação de descarbonetação.

O teor de vapor d'água na mistura gasosa influencia na eficiência da descarbonetação, havendo um ponto de orvalho ótimo. O aumento indiscriminado do vapor d'água pode levar à oxidação de outros elementos, como do silício, formando a sílica e a do ferro formando óxidos de ferro. <sup>(14)</sup>

O tempo necessário de tratamento pode ser determinado experimentalmente, controlando-se os produtos gasosos da reação, assim quando uma otimização do processo for necessária. É importante também lembrar que todas essas reações são ativadas termicamente e podem ser aceleradas pelo aumento da temperatura de processo.

Para a reação ocorrer até o centro da chapa, é necessário garantir a difusão do carbono do centro até a superfície, de onde então reage com a umidade presente na atmosfera. Mesmo sabendo que o coeficiente de difusão do carbono no ferro é muito maior na ferrita (ferro-alfa, Fe- $\alpha$ , estrutura CCC) do que na austenita (Fe- $\gamma$ , estrutura FCC), é prática industrial trabalhar em temperaturas acima de 727°C, onde as duas estruturas cristalinas coexistirão, favorecendo assim a difusão do carbono do centro para a superfície do material.

Sendo assim, podemos resumir que esse processo depende fundamentalmente de quatro taxas de reação, associadas com: <sup>(2)</sup>

- (i) Difusão dos átomos de carbono do núcleo para a superfície do aço;
- (ii) Adsorção do gás (vapor d'água e hidrogênio) na superfície do aço;
- (iii) Oxidação do carbono; e
- (iv) Formação dos óxidos de ferro.

### 3.8 Tratamento de Azulamento

Esse tratamento tem como objetivo criar uma camada de óxido bastante aderente, do tipo  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  de espessura não superior a  $1\mu\text{m}$ . Essa fina camada desempenha grande importância contra a corrosão atmosférica e é um isolante elétrico ideal para um bom desempenho desse aço. Para isso, aplica-se um patamar de temperatura de aproximadamente  $560^\circ\text{C}$  sob uma atmosfera com ainda mais umidade, ou seja, maior relação  $\text{pH}_2\text{O}/\text{pH}_2$ .

A Figura 4 mostra que o composto  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  só existe abaixo de  $650^\circ\text{C}$ , dependendo da relação  $\text{pH}_2\text{O}/\text{pH}_2$ . Para garantir que durante o processo não se forme  $\text{FeO}$ , o qual será prejudicial para o aço, é mais seguro trabalhar em torno de  $560^\circ\text{C}$ . Para garantir a formação de uma camada homogênea, deve-se trabalhar com uma relação  $\text{pH}_2\text{O}/\text{pH}_2$  bem alta, entre 5 e 6. Assim, o ponto de orvalho de uma atmosfera contendo 10% de  $\text{H}_2$  deve estar próximo a  $80^\circ\text{C}$ .

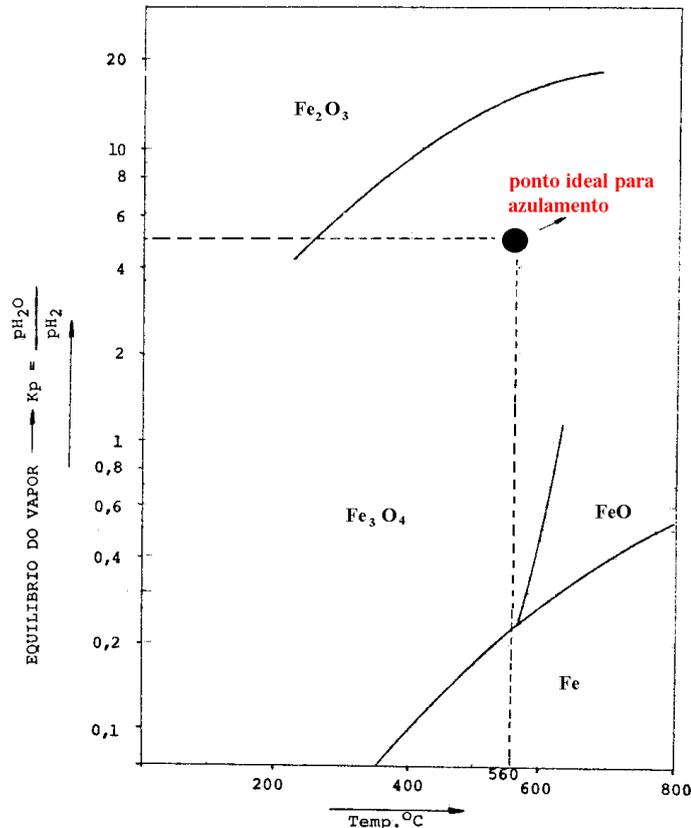


Figura 4 – Campos de formação de óxidos de  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  e  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  em função do equilíbrio de vapor e temperatura.

### 3.9 Terminologia – oxidação externa e oxidação interna

As estruturas dos óxidos presentes após o recozimento são basicamente divididas em dois tipos: uma primeira camada de óxidos, localizada na superfície do aço, denominada oxidação externa; uma segunda camada de óxidos, ou seja, uma camada localizada subsuperficialmente, denominada oxidação interna.

A camada externa de óxidos é formada apenas por óxidos de elementos reativos como o silício, alumínio e manganês durante o recozimento em condições redutoras para o ferro e poderá ter presença significativa de óxidos de ferro em condições oxidantes para esse elemento, como é o caso da etapa de azulamento. (15)

A subcamada, ou camada interna, se forma quando o oxigênio se difunde no aço e interage com os átomos solutos, precipitando assim segundas fases, compostas por óxidos logo abaixo da superfície da lâmina. A estrutura resultante é uma camada relativamente uniforme de precipitados de óxidos na matriz de ferro, que se estende da superfície até uma distância bem definida em direção ao centro da lâmina. (15)

A Figura 5 mostra um exemplo de oxidação interna. Sob certas condições, nota-se a formação simultânea de uma camada de óxido externa de ferro e uma camada interna composta basicamente por óxidos de elementos solutos.

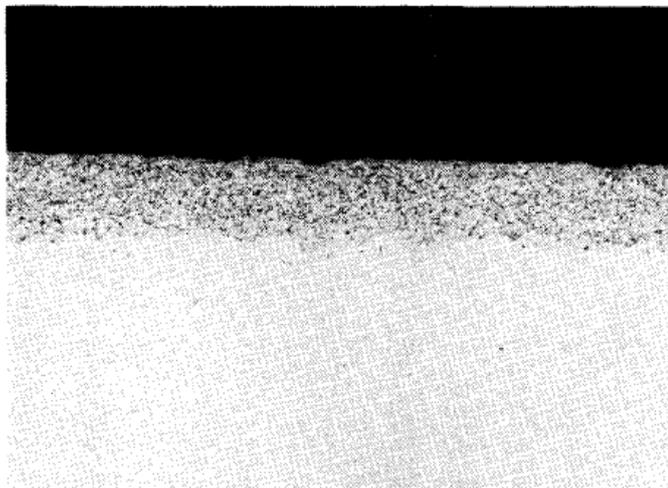


Figura 5– Oxidação interna de um aço com 1,8% Si e 0,47% Al após 8 horas de recozimento a 835°C em atmosfera com  $p_{H_2O}/p_{H_2} = 0,3$  (sem ataque). (15)

A formação de uma camada superficial contínua de óxidos de solutos ou de uma camada interna de óxidos depende de uma série de fatores inter relacionados, incluindo composição química da liga, temperatura de recozimento e potencial de oxigênio da atmosfera de tratamento. Fatores que aumentam o fluxo de oxigênio na liga, relativos à difusão em contra fluxo dos solutos para a superfície favorecerão a oxidação interna. <sup>(15)</sup>

Sabe-se que para uma temperatura constante de tratamento térmico, o aumento da concentração de soluto reativo na liga altera o tipo de oxidação de externa para oxidação interna.

A Figura 6 exemplifica a presença de oxidação externa em um aço elétrico com 1,8% Si e 0,47% Al após 8 horas de tratamento térmico em uma atmosfera com baixíssimo teor de umidade.

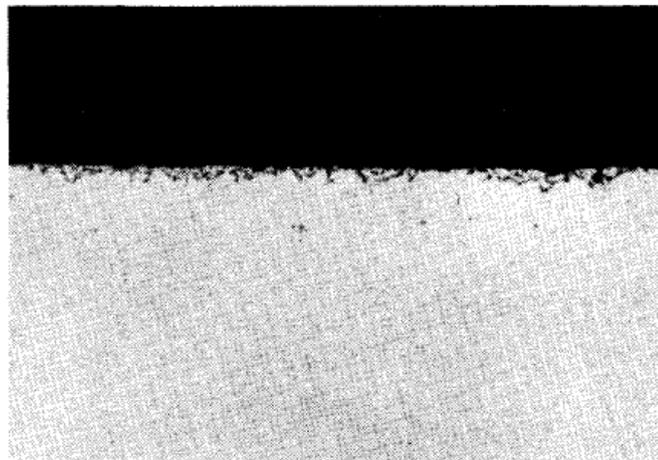


Figura 6– Óxidos superficiais de um aço com 1,8% Si e 0,47% Al após 8 horas de recozimento a 820°C em atmosfera com  $p_{H_2O}/p_{H_2} = 0,004$  (sem ataque). <sup>(15)</sup>

A Figura 7 mostra que, para um aço de grão não orientado tratado em uma atmosfera de composição basicamente constante, o aumento da temperatura do processo altera a estrutura de oxidação interna para oxidação externa. A transição acontece porque o coeficiente de difusão do soluto substitucional aumenta mais rapidamente com o aumento da temperatura do que o coeficiente de difusão do oxigênio.

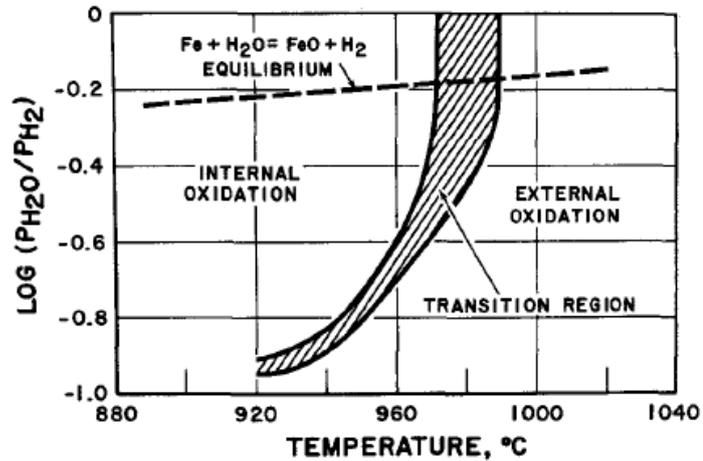


Figura 7– Exemplo de um mapa definindo as regiões de oxidação para um aço com 1,8% Si e 0,47% Al, após 7 minutos de recozimento em atmosfera  $\text{H}_2 + \text{N}_2$  e diferentes relações de  $p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}$ .<sup>(15)</sup>

A Figura 8 mostra um comportamento similar ao de um aço de grão não orientado para um aço de grão orientado com 3% de silício em diferentes relações de  $p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}$  e diferentes temperaturas.<sup>(16)</sup>

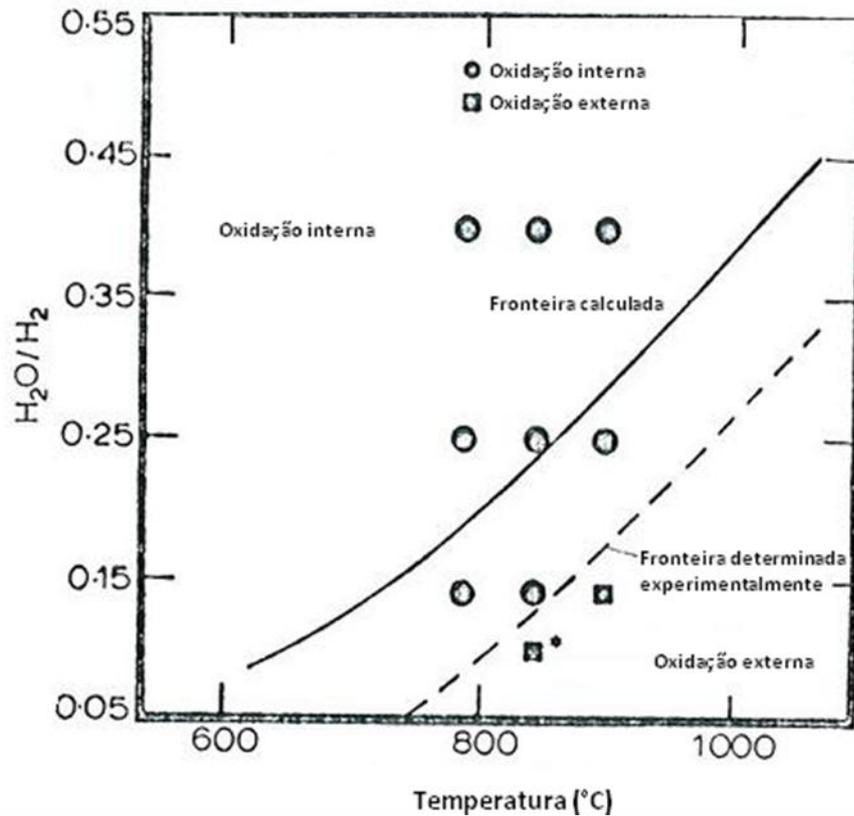


Figura 8— Exemplo de um mapa definindo as regiões de oxidação para um aço com 3,0% Si em diferentes relações de  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  e diferentes temperaturas de recozimento.<sup>(16)</sup>

### 3.10 Espessura da camada interna de óxidos

Sendo a cinética da oxidação interna controlada pela difusão do oxigênio no metal, conseqüentemente, a espessura da camada interna de óxidos pode ser calculada de acordo com considerações adotadas pelos estudos de Takada.<sup>(17)</sup>

Para as ligas binárias  $\alpha$ -Fe-Si e  $\alpha$ -Fe-Al, a espessura da oxidação interna ( $E$ ), aumenta parabolicamente com o tempo ( $t$ ), como indica a equação (11):<sup>(17)</sup>

$$E^2 = Kp \times t \quad (11)$$

A constante  $Kp$  pode ser calculada pela equação (12):<sup>(17)</sup>

$$Kp = \frac{2C_o^s D_o^{10}}{nC\beta} \quad (12)$$

onde:

$C_o^s$  = concentração do oxigênio dissolvido na superfície

$D_o^{IO}$  = coeficiente de difusão do oxigênio na camada de óxidos

$n$  = razão de átomos de oxigênio com os átomos solutos no óxido

$C$  = concentração de soluto

$\beta$  = fator de enriquecimento do soluto na camada

As seguintes considerações foram assumidas nos estudos de Takada: <sup>(17)</sup>

$C_o^s$  = constante

$D_o^{IO}$  = apresenta uma pequena interferência ou variação com o elemento soluto

$\beta$  = apresenta uma pequena interferência ou variação com o elemento soluto

Então  $K_p$  é proporcional a  $1/nC$  (a qualquer temperatura do campo de estabilidade do Fe- $\alpha$ ), como pode ser observado na Figura 9, obtida para quatro aços Fe-Si e três aços Fe-Al avaliados por esses estudos. <sup>(17)</sup>

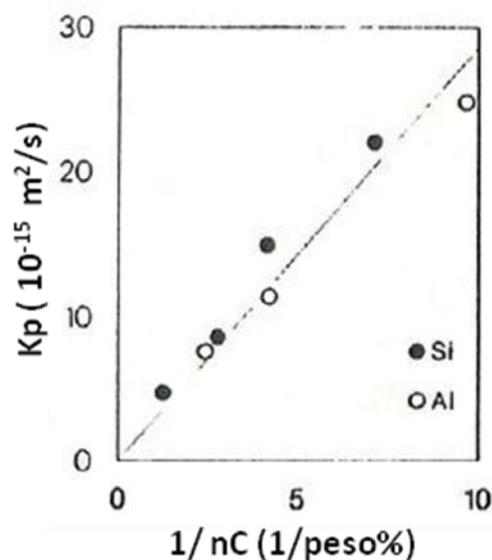


Figura 9 – Taxa constante a 788°C em função de  $1/nC$ , calculado dos dados obtidos pelos estudos de Takada. <sup>(17)</sup>

Assim a expressão do  $K_p$  pode ser resumida conforme a equação (13):<sup>(17)</sup>

$$K_p = \frac{2,9 \times 10^{-15}}{nC} (m^2 / s) \quad (13)$$

Se os óxidos formados forem considerados  $\text{SiO}_2$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , então  $nC$  podem ser constituídos pela somatória ponderada dos teores de Si e Al ( $2 \times [\% \text{Si}] + 1,5 \times [\% \text{Al}]$ ) e considerados na equação do  $K_p$  para determinação da espessura da camada interna de óxidos em função do tempo de tratamento.

A Figura 10 ilustra o comportamento de cinco aços diferentes, recozidos a  $788^\circ\text{C}$  e dois pontos de orvalho diferentes. Observa-se que o tempo para início da oxidação interna diminui, com o aumento da temperatura de patamar de tratamento, sem nenhuma influência do ponto de orvalho sobre esses parâmetros.<sup>(5)</sup>

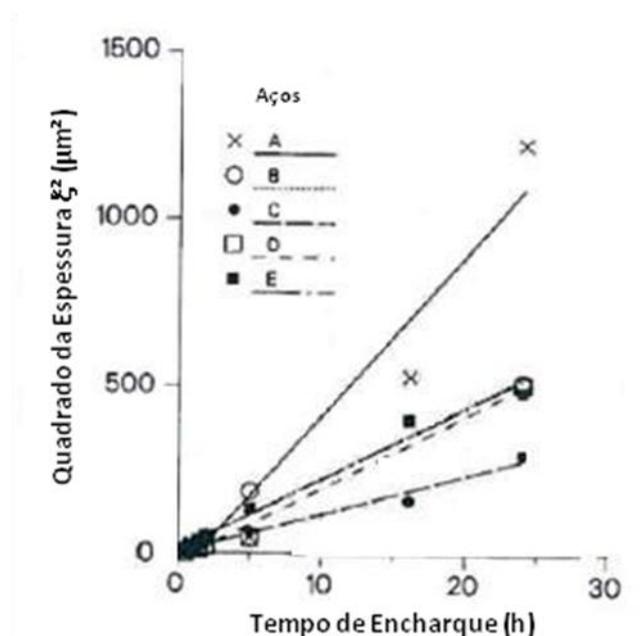


Figura 10 – Efeito do tempo de patamar a  $788^\circ\text{C}$  e ponto de orvalho de  $22^\circ\text{C}$  no quadrado da espessura de oxidação interna para diferentes aços elétricos.<sup>(5)</sup>

A Figura 11 ilustra a relação de linearidade entre o quadrado da espessura da subcamada de óxidos e relação  $p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}$  da atmosfera. Em geral, a espessura da

subcamada de óxidos aumenta com o tempo de patamar de tratamento e com a relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$ .<sup>(5)</sup>

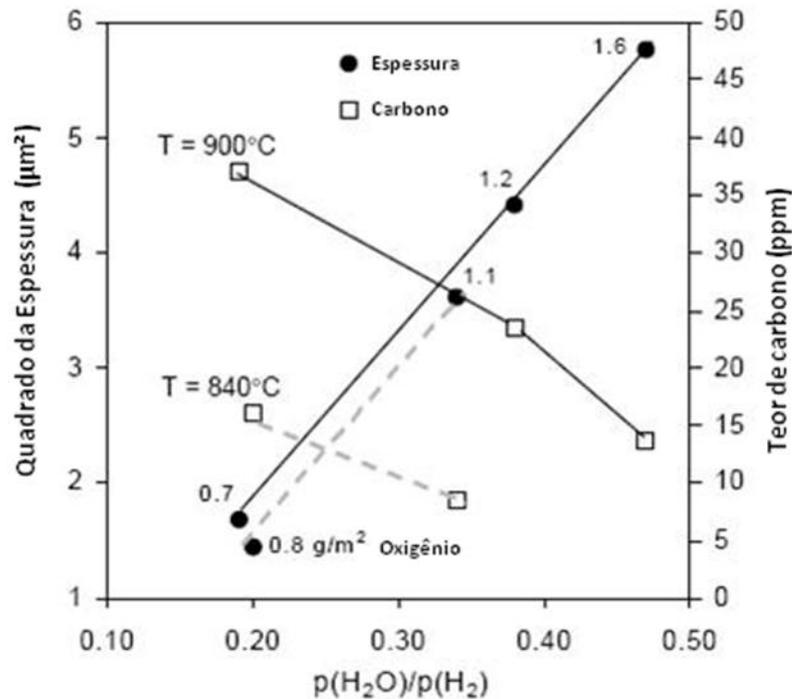


Figura 11 – Efeito do potencial de oxigênio da atmosfera na espessura da subcamada, teor de oxigênio e carbono residual<sup>(5)</sup>.

Quanto maior a relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  empregada nas atmosferas de tratamento, menor deverá ser o teor de carbono residual para aços tratados nas temperaturas de 840°C e 900°C. Para a temperatura de patamar de 900°C, no entanto, a descarbonetação é menos intensa do que na temperatura de 840°C, principalmente quando uma menor relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  for utilizada, fato que pode ser explicado pela diminuição da difusão decorrente da camada de óxidos formada na superfície.

(18)

### 3.11 Estrutura e morfologia da camada interna de óxidos

Os óxidos presentes na camada interna podem apresentar diferentes morfologias. A morfologia mais comumente encontrada é constituída por partículas esféricas de óxido de diâmetro entre 0,1 a 0,5  $\mu\text{m}$  e apresentam distribuição aleatória na camada, como mostra a Figura 12, para um aço com 0,35% Si, 0,34% Al e 0,0008% Sb <sup>(19)</sup>.

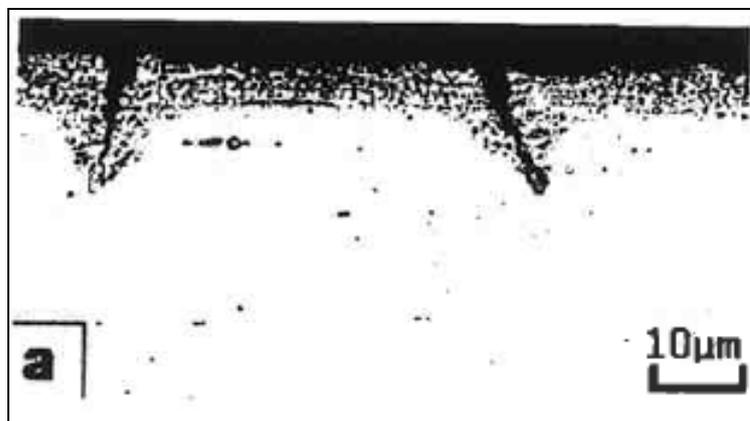


Figura 12 – Camada de oxidação interna formada por partículas esféricas de óxidos com distribuição aleatória na camada <sup>(19)</sup>

A Figura 13 exemplifica uma estrutura não muito comum, onde os óxidos se apresentam como bandas paralelas à superfície para um aço com 0,35% Si, 0,34% Al e 0,0008% Sb, observado em MEV. <sup>(19)</sup>



Figura 13 – Óxidos na forma não comum de bandas paralelas a superfície observado em MEV. <sup>(19)</sup>

Um aço de composição 0,55% Si, 0,50% Al evidenciou a presença de um alinhamento linear de óxidos, formando um determinado ângulo com a superfície do aço, como ilustrado na Figura 14 <sup>(19)</sup>.

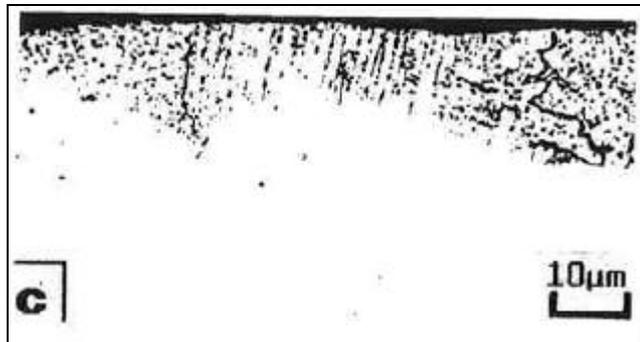


Figura 14– Precipitado linear de óxidos a certo ângulo com a superfície da amostra <sup>(19)</sup>.

Alguns óxidos quando observados em microscópio eletrônico de varredura (MEV) apresentam-se como longas linhas, na forma de precipitados dendríticos e partículas esféricas ricas em Si e Al, como detalhado na Figura 15 <sup>(19)</sup>.

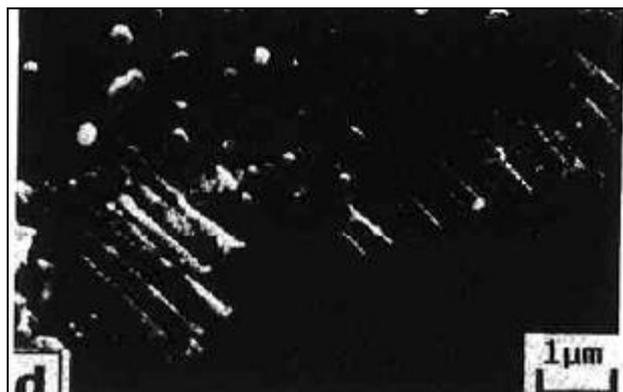


Figura 15 – Óxidos de formato dendríticos e partículas esféricas ricas em Si e Al observados em MEV. <sup>(19)</sup>

Alterações na morfologia da camada interna em função da temperatura foram evidenciadas, conforme indicado na Figura 16. As amostras recozidas a temperatura de 840°C apresentam uma estrutura composta por partículas alongadas enquanto que as amostras recozidas a temperatura de 900°C, tendem a ser arredondadas com distribuição mais homogênea. O aumento da relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  aumenta a quantidade das partículas, mas não altera a morfologia da subcamada. <sup>(18)</sup>

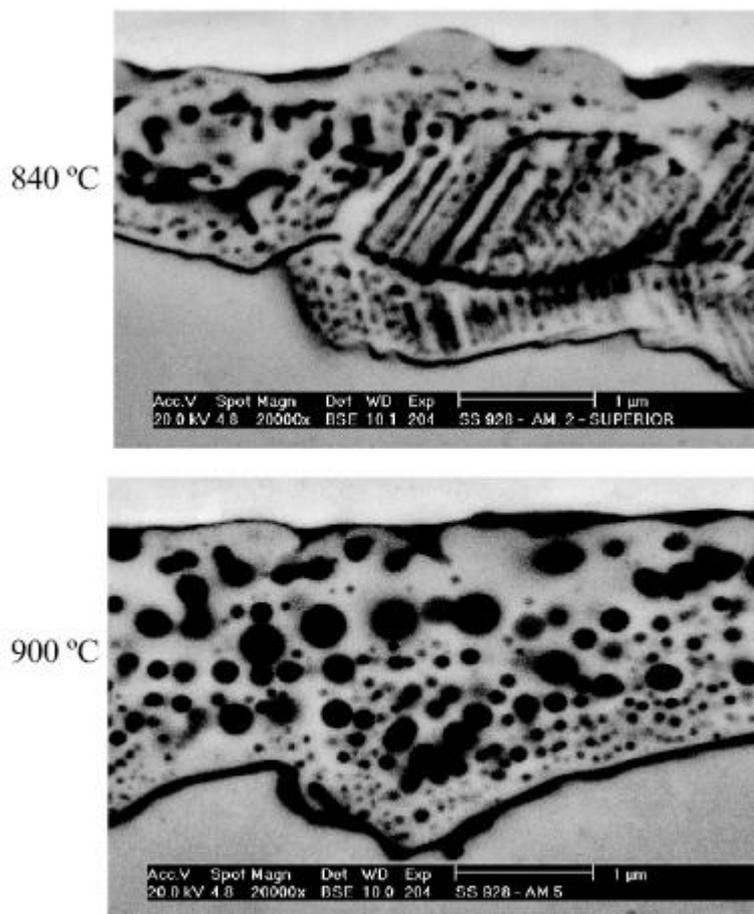


Figura 16 – Camada de óxidos interna formada durante o processo de descarbonetação a 840°C e 900° e relação  $p(\text{H}_2\text{O}) / p(\text{H}_2) = 0,34$  observadas em MEV. <sup>(18)</sup>

Para uma amostra tratada na temperatura de 840°C, verificou-se a existência de apenas sílica para a menor relação  $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$  utilizada e a presença de uma mistura formada por fayalita e sílica para a maior relação  $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$  empregada. Para a temperatura de 900°C, o aumento da relação  $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$  reduz a quantidade de sílica e aumenta a fayalita presentes na subcamada. <sup>(18)</sup>

### 3.12 Ganho de massa por oxidação

Um aço com 3,17% de silício foi submetido a diferentes atmosferas de tratamento por 30 minutos. Para tais atmosferas foram utilizadas quatro relações  $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$  (0,14, 0,25, 0,40 e 0,7) e três temperaturas diferentes (787°C, 873°C e 899°C).

Após os tratamentos foram realizadas medições de ganho de massa das amostras e os resultados estão apresentados na Figura 17 como uma função do tempo  $(t)^{1/3}$ .

(16)

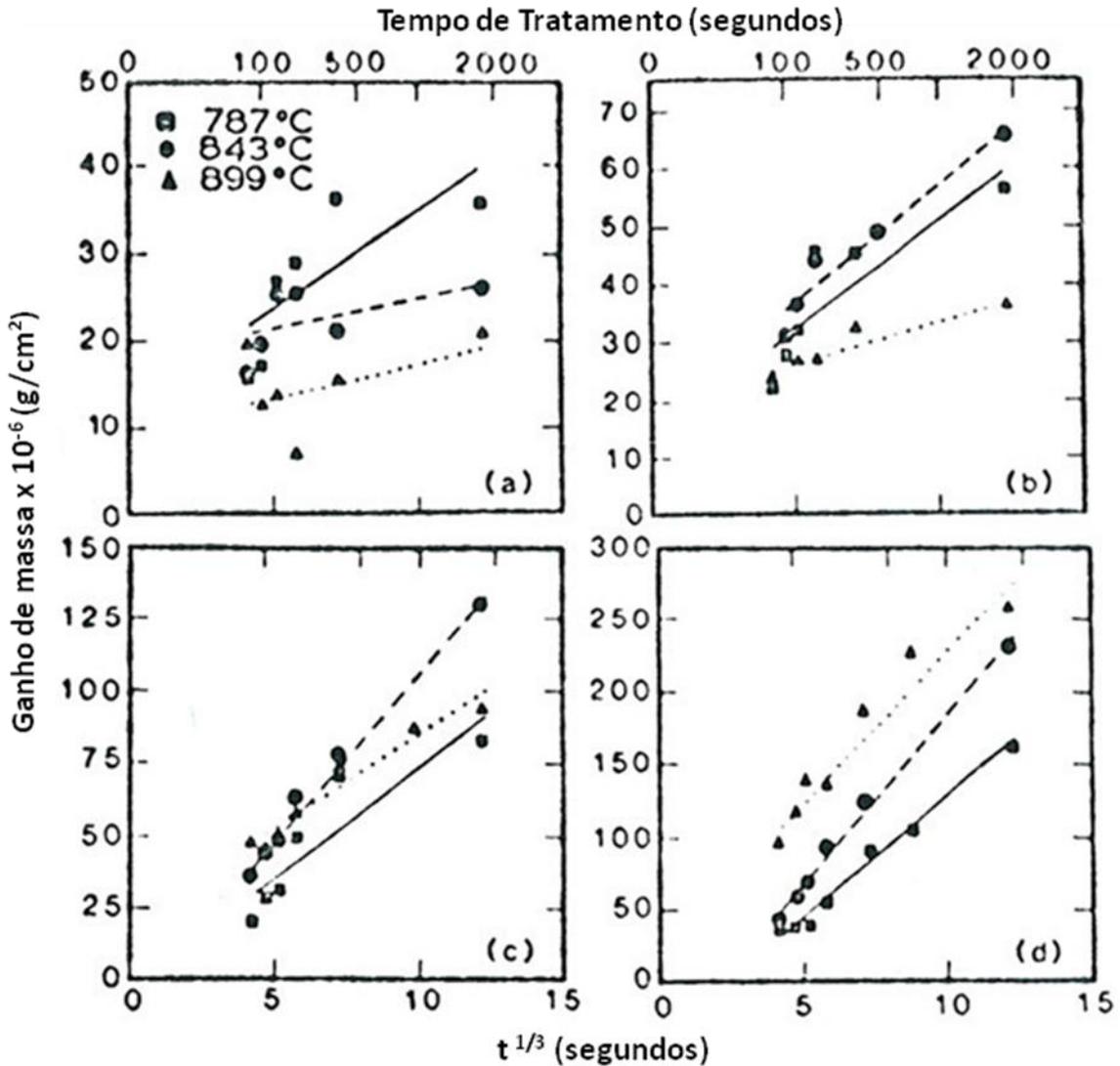


Figura 17 – Ganho de massa x tempo de forno<sup>1/3</sup> para várias relações  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  e temperaturas de tratamento. (a) 0,14 (b) 0,25 (c) 0,40 (d) 0,70<sup>(16)</sup>

Com o aumento da relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  aumenta também a quantidade de água na atmosfera, aumentando assim o potencial de oxidação de tratamento, resultando em um maior e mais rápido ganho de massa do material.<sup>(16)</sup>

A maioria dessas curvas de ganho de massa da Figura 17 se adéquam a seguinte equação cúbica (14):

$$W = a + b(t)^{1/3} \quad (14)$$

onde:

a = intercepto (para  $t = 0$ ),  $\text{g cm}^{-2}$

b = taxa cúbica constante,  $\text{g cm}^{-2} \text{s}^{-1/3}$

t = tempo, s

W = ganho de peso,  $\text{g cm}^{-2}$

### 3.13 Efeito do antimônio na oxidação interna

A presença de uma subcamada de óxidos afeta adversamente as propriedades magnéticas dos aços elétricos. Isso pode ser explicado pelo bloqueio das linhas de fluxo pelos óxidos, dirigindo-as para o núcleo não oxidado do material, gerando assim no local, regiões microscópicas de maiores densidades de fluxo. <sup>(20)</sup>

Como alternativa para tentar solucionar o problema da oxidação interna, alguns fabricantes de aços elétricos utilizam o artifício de adicionar certos elementos químicos, os quais apresentam a finalidade de suprir a difusão do oxigênio no metal durante o tratamento. Esses elementos são ativos na superfície e por afetar a difusividade do oxigênio pelos contornos de grão, diminuem a taxa de formação da subcamada de óxidos. O elemento mais praticado é o antimônio por ser um elemento que também promover a formação de uma textura magneticamente favorável. <sup>(20)</sup>

Estudos prévios determinaram que adições de 0,08% de antimônio, em aços elétricos contendo silício e alumínio, resultam não apenas em uma melhor textura magnética, mas também no suprimento da oxidação interna e melhores propriedades magnéticas. Assim, um aço contendo antimônio e aproximadamente 1% de silício, após uma hora de recozimento, desenvolveu uma subcamada aproximadamente três vezes menor e com 200 unidades a mais de permeabilidade relativa do que um aço sem esse elemento. <sup>(20)</sup>

O efeito benéfico do antimônio pode estar relacionado com a taxa de oxidação interna, o qual atua na diminuição ou praticamente eliminação da difusão do oxigênio pelos contornos de grão. <sup>(20)</sup>

A Figura 18 mostra a variação de espessura da subcamada de óxidos em função da concentração de antimônio. Aços com elevado teor de antimônio ( $> 0,02\%$ ) mostram uma maior resistência a formação da subcamada do que aços com teores menores. <sup>(20)</sup>

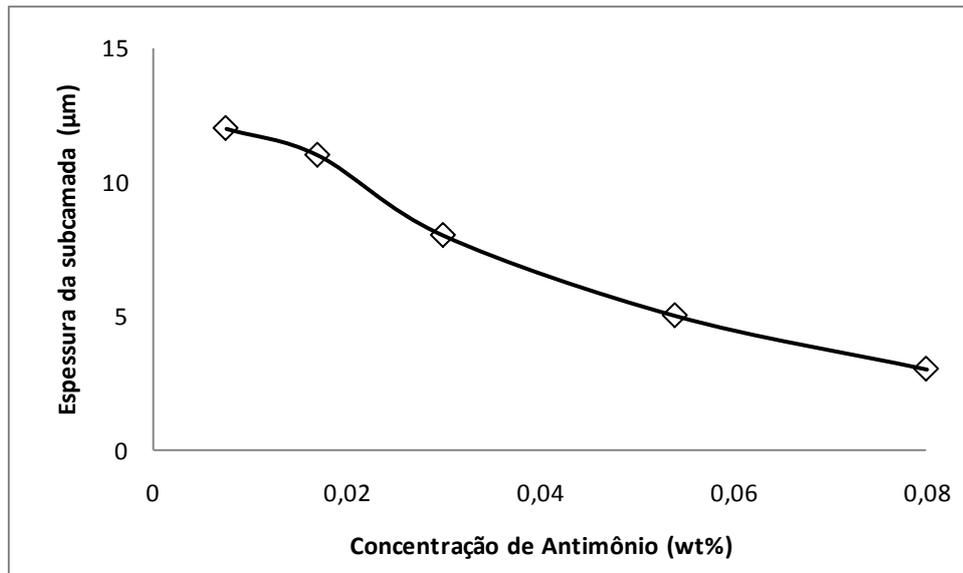


Figura 18 – Espessura da camada interna de óxidos em função da concentração de antimônio para um aço recozido a 800°C durante 90 minutos. <sup>(20)</sup>

Quando o teor de antimônio no aço aumenta de 0,015% para 0,055%, observa-se um efeito significativo do mesmo na espessura da subcamada. Nota-se que adições acima desse limite têm pequena influência sobre a espessura da subcamada. Para teores de antimônio inferiores a 0,015%, não possuem nenhum efeito positivo <sup>(20)</sup>

Um desvio de linearidade na relação espessura da camada e raiz quadrada do tempo (indicação que a etapa de difusão controla o processo) é observado na Figura 19. Uma possível explicação é que o crescimento da subcamada ocorra simultaneamente com o fenômeno de difusão nos contornos dos grãos. <sup>(20)</sup>

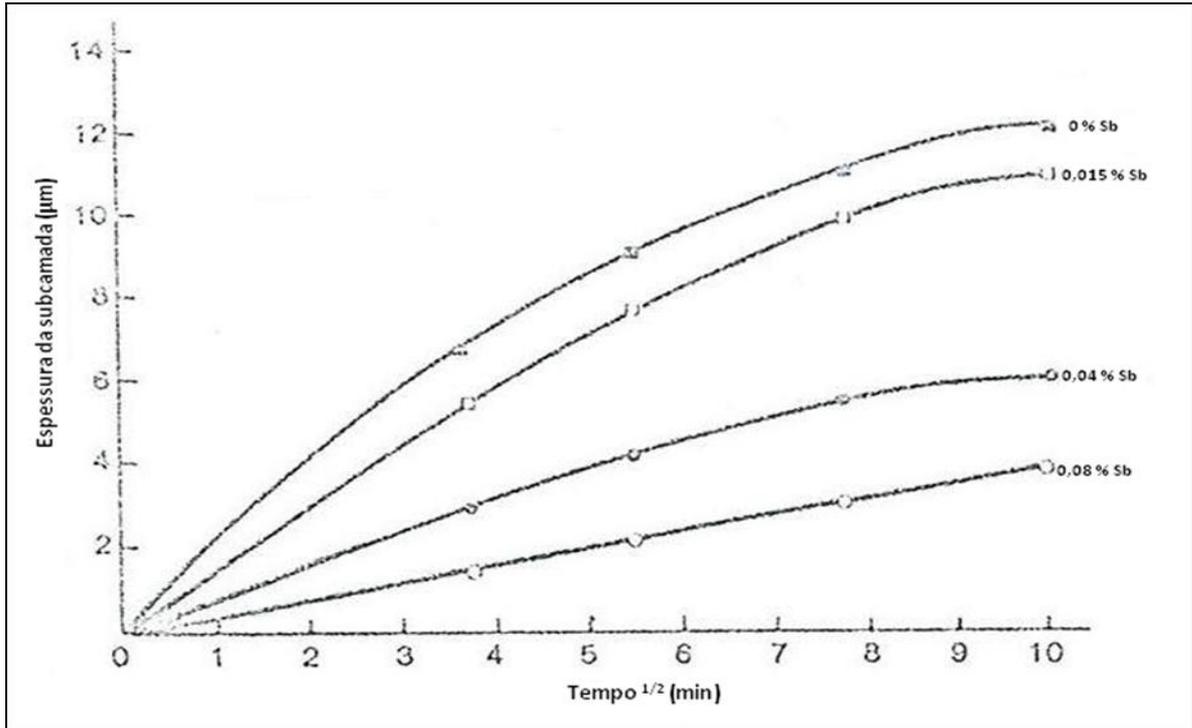


Figura 19 – Relação entre a espessura da camada interna de óxidos, tempo de recozimento e concentração de antimônio para uma temperatura de 800°C. <sup>(20)</sup>

Como a difusão do oxigênio é muito mais fácil pelo contorno de grão do que pela matriz, a camada interna de óxidos inicia seu crescimento na direção oposta a difusão do fluxo de massa. Assim, pode-se especular que no estágio inicial da oxidação interna, os contornos de grão proporcionam caminhos de fácil difusão para o oxigênio. Com o tempo, no entanto, estes caminhos podem se tornar bloqueados pelos óxidos dos solutos e a propagação da subcamada diminui. Uma consideração similar pode ser utilizada para explicar o efeito do Sb na taxa de oxidação interna. Sendo ativo na superfície, o Sb segrega nos contornos de grão. Essa segregação aparentemente diminui a difusão do oxigênio pelos contornos de grão e subseqüentemente, diminui a taxa de crescimento da subcamada. <sup>(20)</sup>

Similarmente se explica o efeito do antimônio na taxa de oxidação interna, pois o mesmo é considerado ativador da superfície, sendo assim, segrega nos contornos dos grãos, o que diminui a difusão do oxigênio pelos contornos e conseqüentemente, diminui a taxa de crescimento da subcamada. <sup>(20)</sup>

A Figura 20 mostra o efeito benéfico do antimônio nas propriedades magnéticas, onde a permeabilidade relativa é mostrada em função do tempo de tratamento térmico para um dois materiais com e sem o efeito desse elemento.

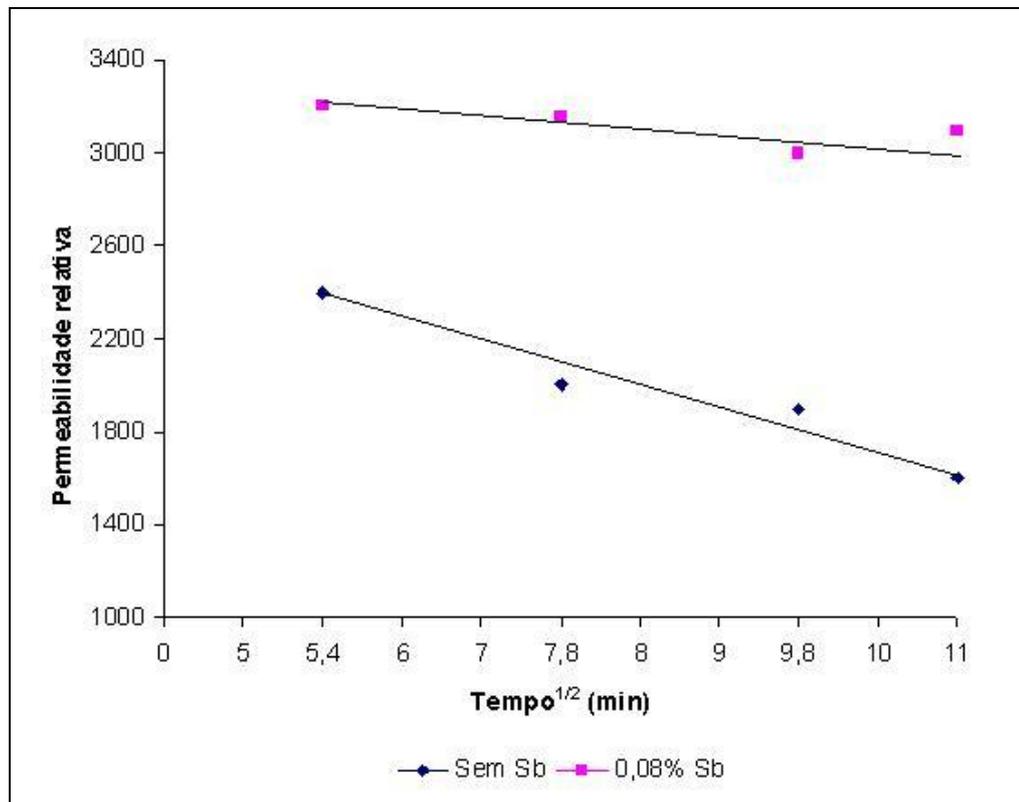


Figura 20 – Efeito do antimônio na permeabilidade (amostras tratadas a 800°C) para  $B = 1,5T$ .<sup>(20)</sup>

### 3.14 Correlação da oxidação interna com as propriedades magnéticas

O aumento do rendimento dos motores está relacionado ao uso de aços com menores perdas magnéticas e maiores permeabilidades possíveis. O recozimento e a decarbonetação produzem uma notável melhora dessas propriedades, porém uma decarbonetação prolongada pode causar uma degradação das mesmas conforme se tem postulado por muitos pesquisadores e pode-se facilmente observar na Figura 21.<sup>(5)</sup>

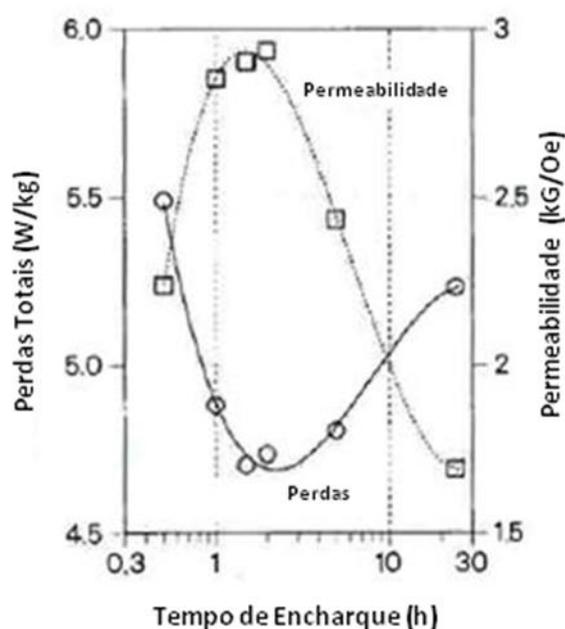


Figura 21 – Mínima perda magnética e máxima permeabilidade após o prolongamento da descarbonetação. (aço com 0,40% Si e 0,38% Al, 732°C e ponto de orvalho de 22°C) <sup>(5)</sup>

O tratamento térmico de recozimento é realizado com o principal objetivo de minimizar as perdas magnéticas e maximizar a permeabilidade magnética. Porém, se o tratamento térmico for realizado de forma não adequada, ou seja, por um tempo prolongado e/ou com um alto potencial de oxidação, ocorrerá a degradação das propriedades magnéticas em virtude da formação dessa camada interna de óxidos, a qual se inicia após certo tempo de patamar de descarbonetação. <sup>(21)</sup>

Lyudkovsky e outros relataram a diminuição de 50 unidades na permeabilidade relativa a 1,5T para cada micrão de espessura de subcamada formada, enquanto que a perda permaneceu praticamente constante. <sup>(20)</sup>.

Por outro lado, Geiger mostrou que a presença de uma camada interna de óxidos aumenta a perda a 1,5T e 60 Hz de 0,05 a 0,07 W/kg por micrão de espessura dessa camada. <sup>(22)</sup>

Nas Figuras 22 e 23 estão representadas a degradação das propriedades magnéticas com o aumento da espessura da subcamada ou oxidação interna, expressa por  $\xi$ , para diferentes aços elétricos.

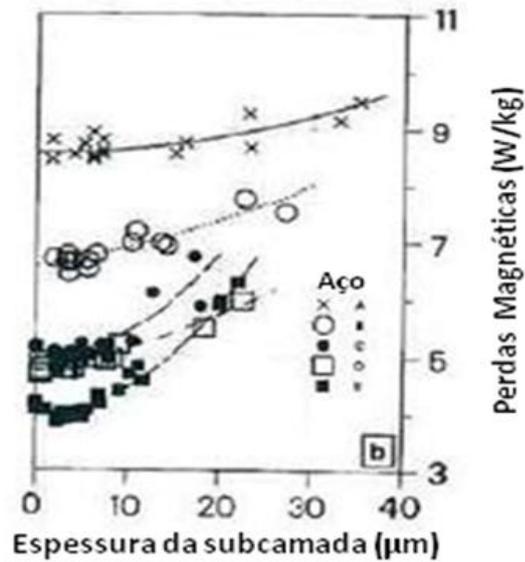


Figura 22 – Efeito da espessura da camada oxidada ( $\xi$ ) nas perdas magnéticas. <sup>(19)</sup>

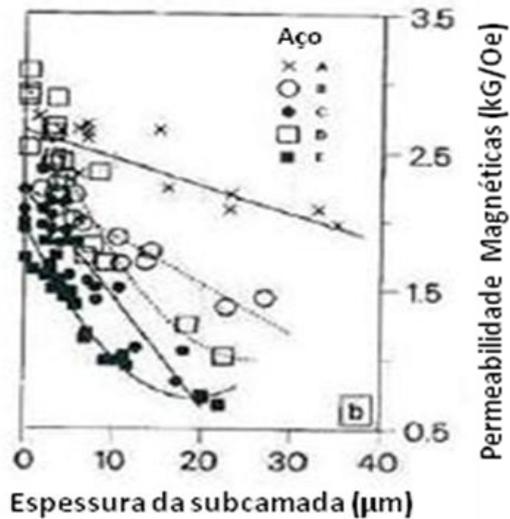


Figura 23– Efeito da espessura da camada oxidada ( $\xi$ ) na permeabilidade magnética. <sup>(19)</sup>

Esse aumento da perda magnética com a oxidação interna é provavelmente causado pelo efeito das inclusões não-metálicas no movimento das paredes de domínio magnético. <sup>(22)</sup>

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse trabalho foram estudados três aços elétricos comercializado pelas usinas para a fabricação de motores elétricos de dois fabricantes nacionais e um fabricante internacional.

As amostras foram selecionadas a partir de aços obtidos em fornos elétricos acalmados e refinados em processo a vácuo. O metal líquido foi processado por lingotamento contínuo, laminado a quente em bobinas com espessura de aproximadamente 2 mm. A bobina laminada a quente foi processada em laminadores a frio duo reversíveis até espessuras próximas à faixa final, recozidas em fornos de alta convecção para recristalização dos grãos e subseqüentemente relaminadas para a espessura final, como detalha a Tabela 4.1.

**Tabela 4.1** – Espessura final de cada amostra (valores em mm).

Amostra	Espessura (mm)
A	0,505
B	0,663
C	0,519

A composição química de cada amostra foi informada pelo seu respectivo fornecedor e os valores estão indicados na Tabela 4.2.

**Tabela 4.2** – Composições químicas dos aços estudados (% em massa)

Amostra	Composição química – porcentagem em massa							
	C	Mn	Si	P	S	Al	Sb	Cu
<b>A</b>	0,0035	0,5395	2,4404	0,0183	0,0005	0,0075	0,0023	0,0081
<b>B</b>	0,0069	0,5019	0,6663	0,0338	0,0041	0,4793	0,0027	0,0140
<b>C</b>	0,0033	0,5513	0,9825	0,0173	0,0048	0,5793	0,0510	0,0130

#### 4.1 Seqüência de recozimentos

A seqüência de recozimentos foi processada em forno contínuo de escala industrial da empresa SEW Eurodrive Brasil Ltda conforme ilustrado na Figura 24. As amostras foram cuidadosamente posicionadas em grelhas, mantendo espaço entre uma lâmina e outra, juntamente com o material rotineiro de processo da empresa.



Figura 24 – Forno de recozimento contínuo utilizado para efetuar recozimento

O ciclo térmico de recozimento utilizado nas amostras está demonstrado na Figura 25. Esse ciclo foi realizado para cada uma das amostras seis vezes consecutivas, apenas com intervalo para se verificar as propriedades magnéticas e o ganho de massa. Após os ensaios, as amostras retornavam ao forno para continuidade de mais uma etapa de recozimento.

Como visto anteriormente, a maior parte da oxidação interna deve acontecer em alta temperatura. Portanto, a principal variável a ser investigada é o efeito do tempo de patamar a 760°C em atmosfera constante.

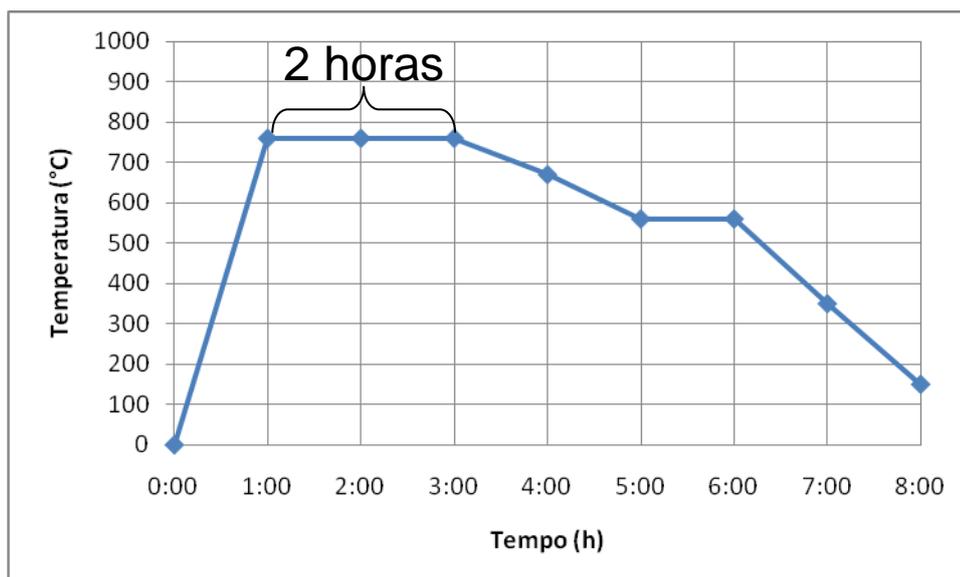


Figura 25 – Exemplo típico de um ciclo de recozimento para lâminas em forno contínuo.

Durante os ciclos de tratamento térmico, os seguintes pontos de orvalho, detalhados na Tabela 4.3 foram verificados.

**Tabela 4.3** – Relação entre porcentagem volumétrica de H<sub>2</sub>O, ponto de orvalho e teor de umidade utilizados nos tratamentos sucessivos das amostras A, B e C.

Etapa do Tratamento	Amostra	Ponto de Orvalho (°C)	Relação $p_{H_2O} / p_{H_2}$	% Umidade (volume)
<b>1ª etapa</b>	A / B / C	22	0,30	2,4
<b>2ª etapa</b>	A / B / C	26	0,38	3,0
<b>3ª etapa</b>	A / B / C	20	0,29	2,3
<b>4ª etapa</b>	A / B / C	18	0,24	1,9
<b>5ª etapa</b>	A / B / C	19	0,25	2,0
<b>6ª etapa</b>	A / B / C	17	0,23	1,8

O objetivo do trabalho era manter o ponto de orvalho praticamente constante durante os ciclos de recozimento realizados. Avaliando os valores da relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  detalhados na Tabela 4.3, nota-se que a mesma não foi constante durante os ciclos realizados. Essa variação das condições da atmosfera é esperada em fornos contínuos.

## 4.2 Ensaio em quadro Epstein

As perdas e permeabilidade magnética foram avaliadas através do Ensaio de Epstein, conforme normas internacionais, com amostras cortadas nas direções transversal e longitudinal à direção de laminação, para os três aços estudados. Um conjunto de 16 lâminas, sendo 8 lâminas longitudinais e 8 lâminas transversais, cuja massa sempre superior a 1 kg foi utilizada para cada amostra de aço.

Como a espessura da chapa é o fator maior influência no ensaio, e a mesma está sujeita as variações no processo de laminação ou erros de medição através de instrumentos convencionais, é recomendável, inserir demais parâmetros, como comprimento, largura, densidade e massa e deixar o software calcular automaticamente o valor da espessura.

Foi utilizado um aparelho do fabricante Brockhaus com o software MPG versão 2.1.557 para caracterização magnética das amostras. As mesmas são dispostas no quadro de Epstein, detalhado pela Figura 26, de forma alternada entre amostras na direção transversal e longitudinal, forma a qual deve ser informada ao software para realizar as medições.

As faixas de indução em militesla (mT) requeridas para medir as perdas e os campos magnéticos em Ampere metro (Am), fundamentais para as medidas de permeabilidade magnética também devem ser definidas previamente, assim como a faixa de frequência do ensaio, definida entre 8 e 80 Hz.

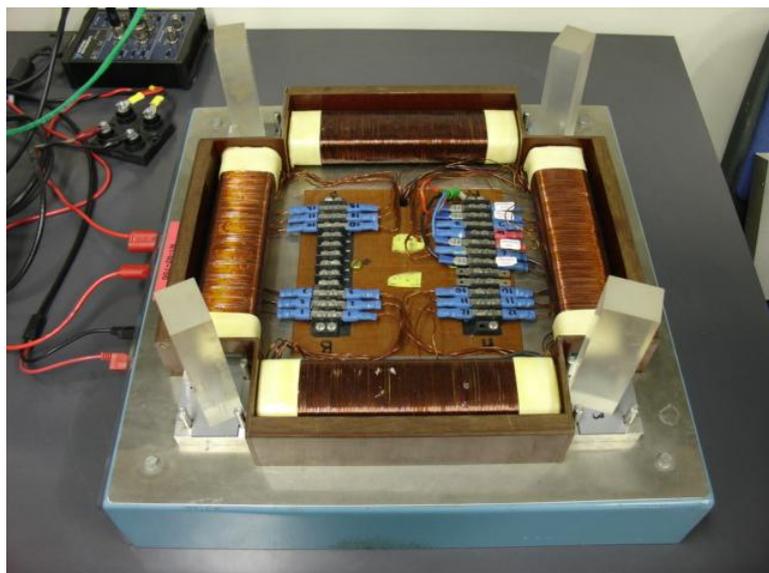


Figura 26 – Esquema detalhado de um Quadro de Epstein

### 4.3 Ensaio de resistividade e densidade

Medidas de resistividade elétrica foram realizadas para melhor caracterizar o ensaio de perdas magnéticas. A resistividade foi medida pelo método dos quatro pontos, em corrente contínua usando uma ponte Cropico modelo sigma. Para esse ensaio foram utilizadas amostras de aproximadamente 23 cm.

A densidade das amostras foi avaliada pelo procedimento do empuxo, por meio de balança hidrostática, através da pesagem do corpo de prova emerso e depois imerso em água de densidade conhecida.

Os valores típicos estão indicados na Tabela 4.4.

**Tabela 4.4** – Densidade e resistividade de cada amostra

Propriedade	A	B	C
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7,70	7,78	7,76
Resistividade (μΩcm)	38,79	27,26	30,88

#### **4.4 Ensaio de ganho de massa**

O ganho de massa foi avaliado com quatro amostras de 30 x 75 mm de cada aço. As lâminas foram separadas e furadas e acompanharam toda a seqüência de tratamentos com as amostras para o ensaio de perdas magnéticas. As mesmas foram pesadas em balança analítica antes e após cada tratamento, para se determinar se o fenômeno de ganho de massa devido à oxidação estava ocorrendo a cada etapa.

#### **4.5 Ensaio em Microscópio Óptico**

Para a preparação das amostras metalográficas foi utilizado o método convencional de preparação, seguindo as etapas de corte e embutimento, lixamento em politriz giratória com lixas de carbetto de silício de 220, 400, 600, 1200 e 2500 MESH respectivamente. Para o procedimento de polimento foi utilizado uma politriz giratória, pasta de diamante de granulometria 1  $\mu\text{m}$  como abrasivo e álcool etílico como lubrificante e posteriormente foi realizado um polimento com sílica coloidal com granulometria de 0,06  $\mu\text{m}$ .

A análise da microestrutura em secção transversal das amostras foi realizada através de microscópio Neophot 30 equipado com câmera digitalizadora, com o objetivo de evidenciar a formação da camada de óxidos a cada recozimento realizado.

#### **4.6 Ensaio em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)**

Foram realizadas análises em microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30 no Departamento de Metalurgia e Materiais da EPUSP, da camada de óxidos com o principal objetivo de caracterizar os óxidos formados.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Resultados da análise em microscopia óptica

A formação da camada interna de óxidos foi evidenciada após os tratamentos realizados, através de análise da secção transversal das amostras com o auxílio de microscópio óptico, como detalha as Figuras 27, 28 e 29 para as amostras desse trabalho.

Nas imagens da esquerda referem-se às amostras do primeiro ciclo de tratamento térmico e as imagens da direita referem-se as amostras do último ciclo de tratamento térmico.

Avaliando as três figuras fica claro que há um aumento da camada interna de óxidos em função do tempo de tratamento térmico, assim como relatado pela literatura.

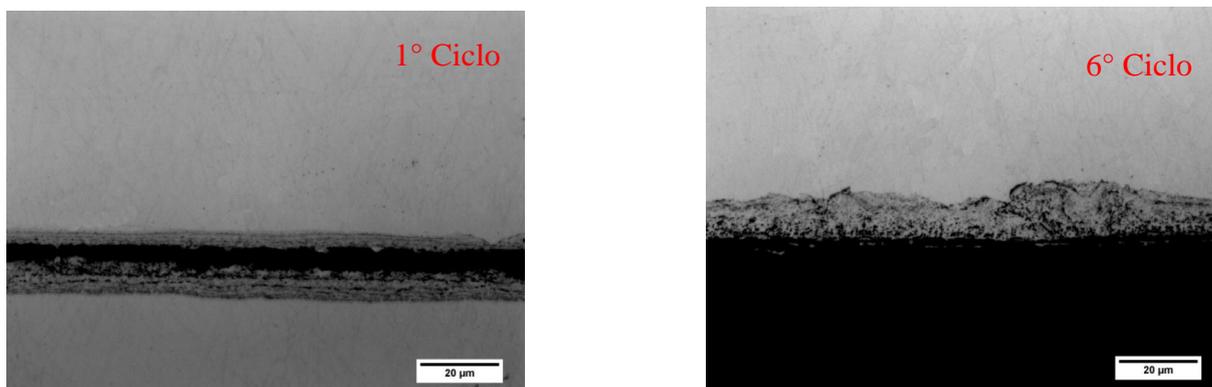


Figura 27 – Análise em microscopia óptica evidencia a formação da subcamada de óxidos na amostra A. Aumento: 1000 vezes, sem ataque químico.

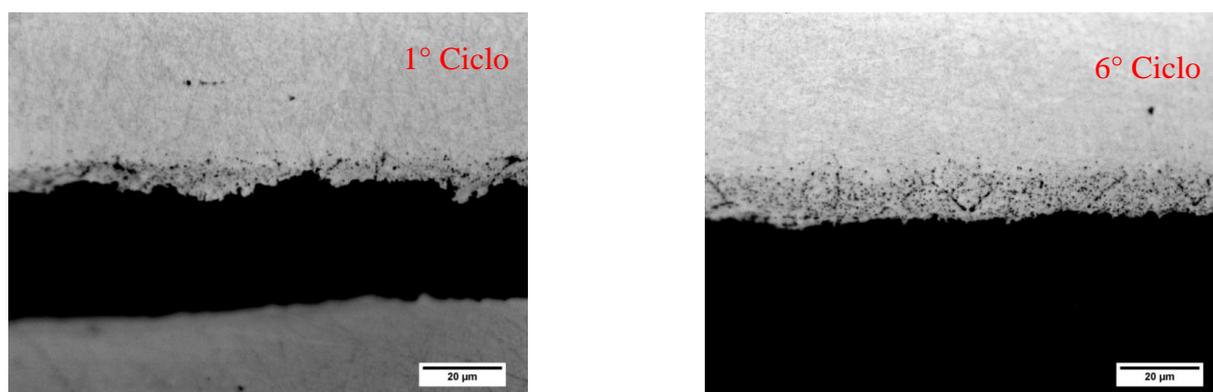


Figura 28 – Análise em microscopia óptica evidencia a formação da subcamada de óxidos na amostra B. Aumento: 1000 vezes, sem ataque químico.

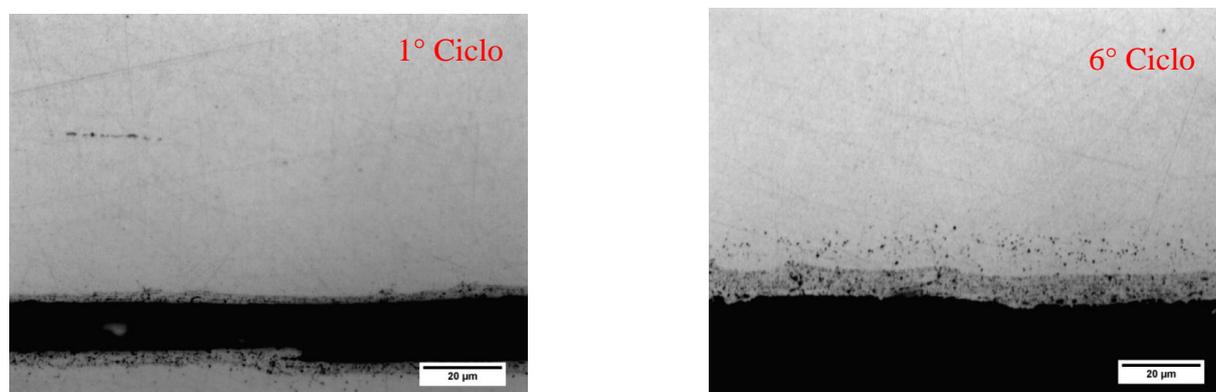


Figura 29 – Análise em microscopia óptica evidencia a formação da subcamada de óxidos na amostra C. Aumento: 1000 vezes, sem ataque químico.

As amostras foram atacadas com o reagente Nital 3% para verificar se ocorreu qualquer alteração no tamanho dos grãos após cada ciclo de tratamento térmico. As Figuras 30, 31 e 32 evidenciam que os tamanhos dos grãos não sofrerão alterações expressivas após cada ciclo de tratamento, para os três aços analisados.

Nota-se também a diferença do aço A, totalmente processado, e os aços B e C originalmente semi-processados. Os aços B e C apresentam contornos de grão curvos, típicos de recristalização com aumento do tamanho de grão que ocorre durante o primeiro recozimento.

Nota-se também que o aço C tem maior número de inclusões não metálicas que os aços A e B.

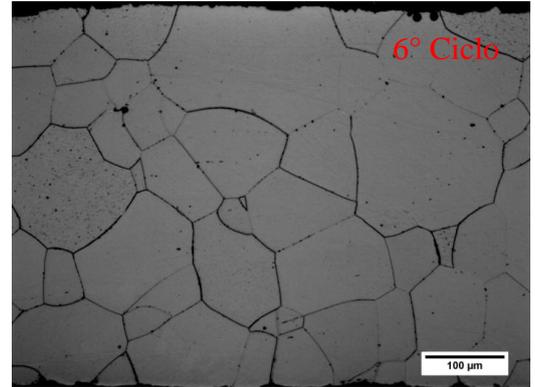
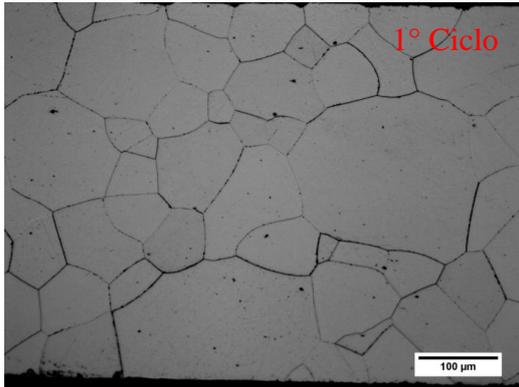


Figura 30 – Análise em microscopia óptica não evidenciou alteração significativa no tamanho de grão após os subsequentes tratamentos da amostra A.  
Aumento: 1000 vezes. Ataque: Nital 3%

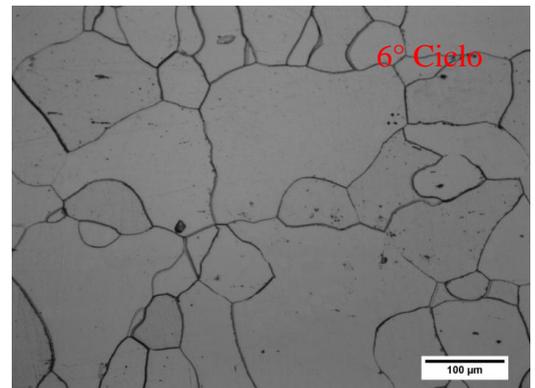
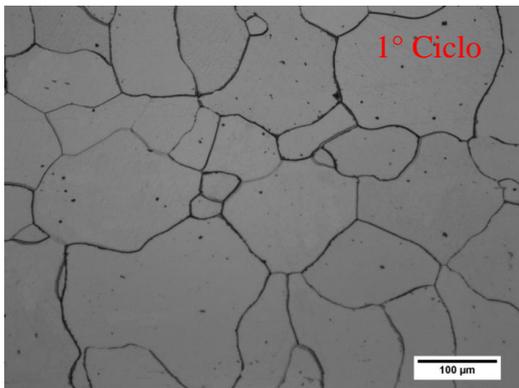


Figura 31 – Análise em microscopia óptica não evidenciou alteração significativa no tamanho de grão após os subsequentes tratamentos da amostra B.  
Aumento: 1000 vezes. Ataque: Nital 3%

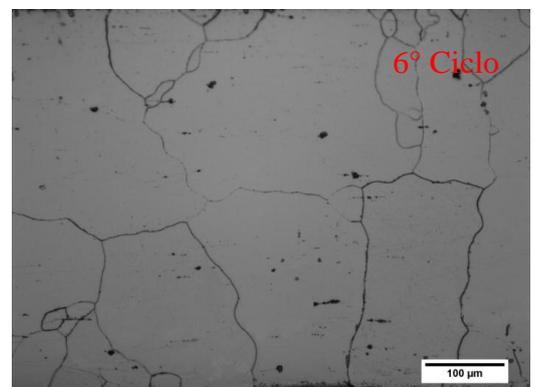
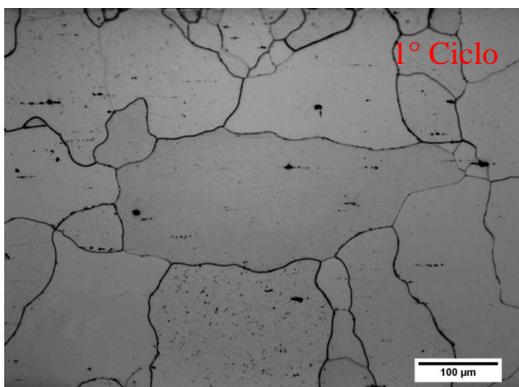


Figura 32 – Análise em microscopia óptica não evidenciou alteração significativa no tamanho de grão após os subsequentes tratamentos da amostra C.  
Aumento: 1000 vezes. Ataque: Nital 3%

## 5.2 Resultados de análise em microscópio eletrônico de varredura

Os resultados da caracterização das amostras no MEV serão apresentados individual e seqüencialmente.

### 5.2.1 Caracterização da Amostra A

Na Figura 33 obtida com 10.000 vezes de aumento foi possível distinguir que a amostra apresenta duas regiões distintas após os ciclos de tratamento térmico aplicados. Uma região mais externa de menor espessura e outra região mais interna de diferente morfologia e maior espessura.

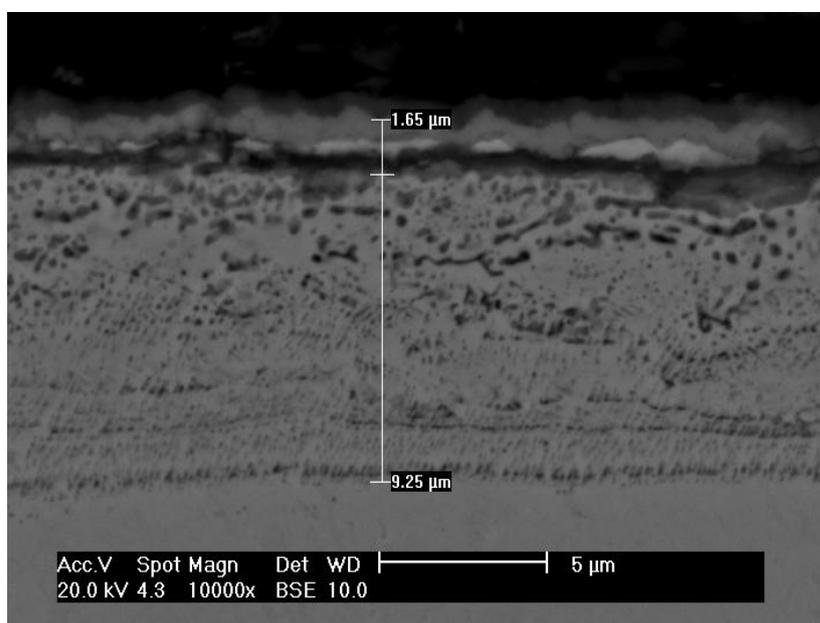


Figura 33 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra A. Aumento: 10.000 vezes, sem ataque.

A Figura 34 detalha melhor essa transição devido ao maior aumento utilizado.

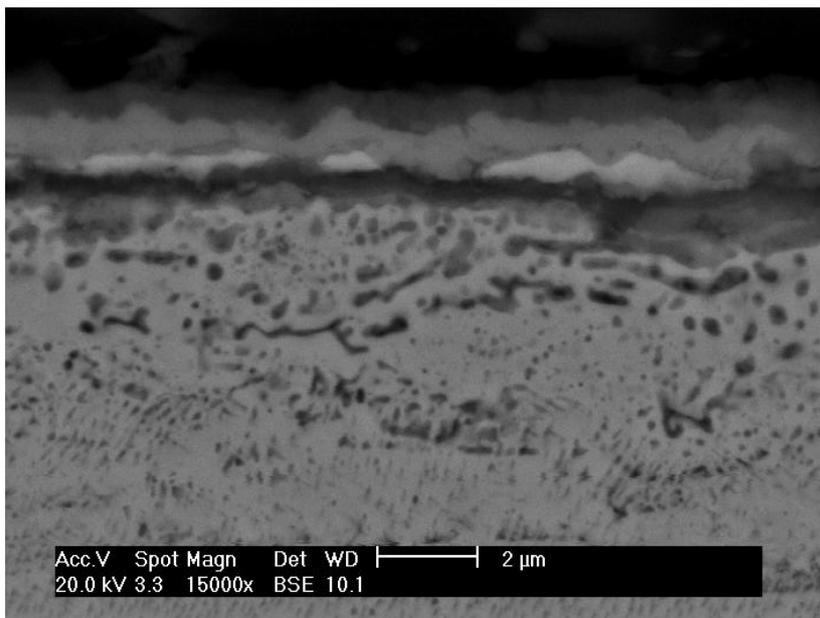


Figura 34 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra A. Aumento: 15.000 vezes, sem ataque.

Na tentativa de identificar qualitativamente a diferença entre essas regiões, foram realizadas análises por EDS nessas áreas. Foram analisadas duas regiões distintas pela morfologia, uma mais externa e a outra mais interna, além de uma análise pontual do particulado presente na região mais interna, de coloração mais escura, cujos resultados estão detalhados nas Figuras 35, 36 e 37 respectivamente.

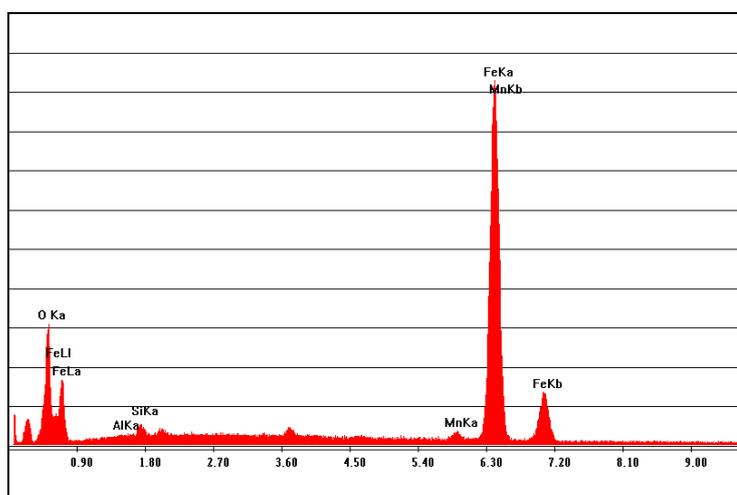


Figura 35 – Análise em EDS da camada externa de óxidos na amostra A.

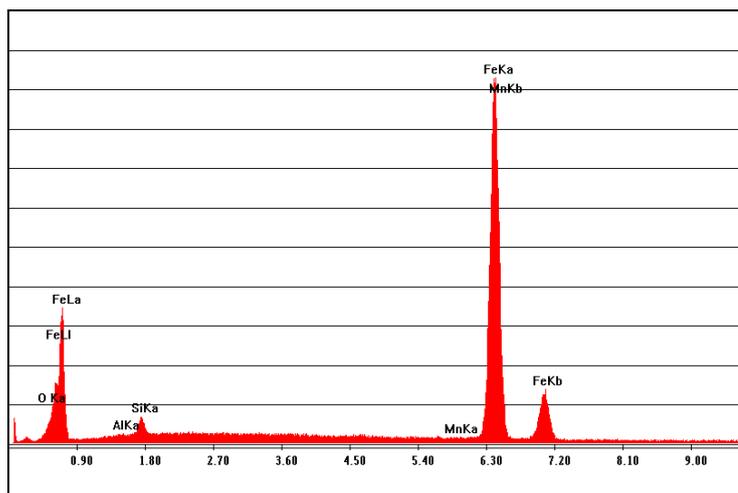


Figura 36 – Análise em EDS da camada interna de óxidos na amostra A.

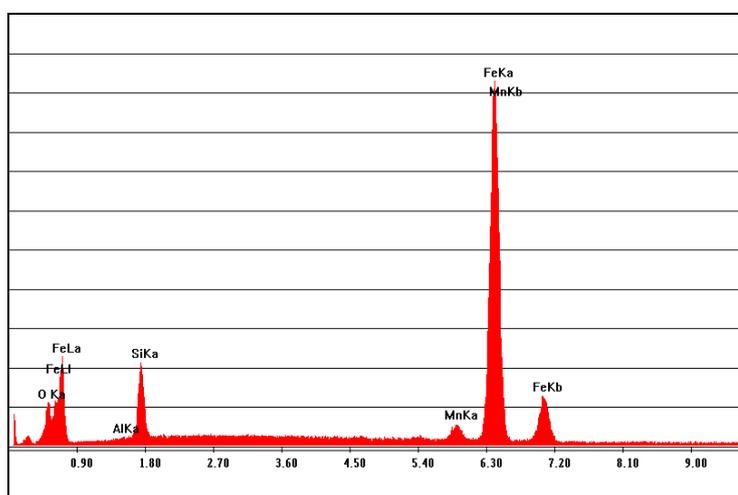


Figura 37 – Análise em EDS do particulado de coloração mais escura presente na camada interna de óxidos na amostra A.

## 5.2.2 Caracterização da Amostra B

Para a caracterização da amostra B foi utilizado o método idêntico ao método de caracterização da amostra A. Na Figura 38 obtida com 10.000 vezes de aumento foi possível distinguir que a amostra B também apresenta duas regiões distintas após os ciclos de tratamento térmico aplicados.

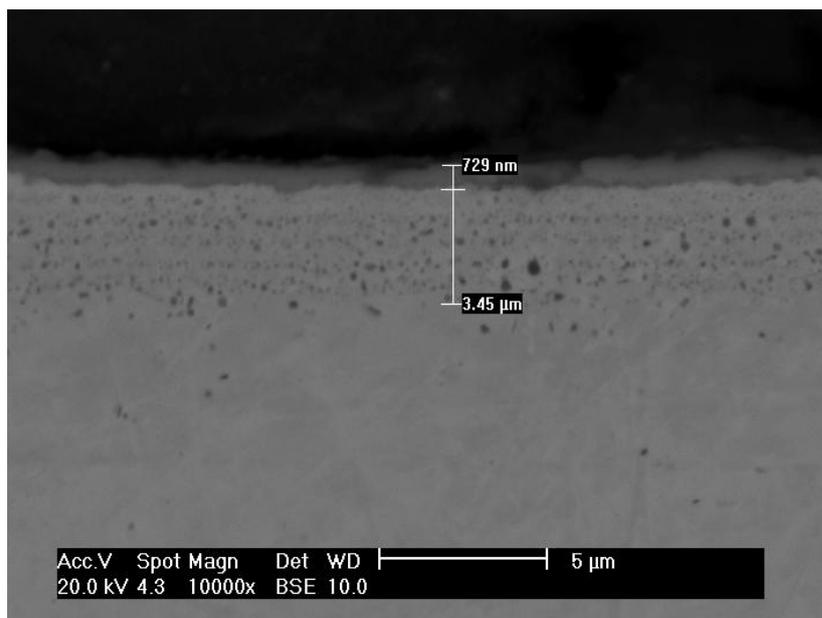


Figura 38 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra B. Aumento: 10.000 vezes, sem ataque.

A Figura 39 detalha melhor essa transição devido ao maior aumento utilizado.

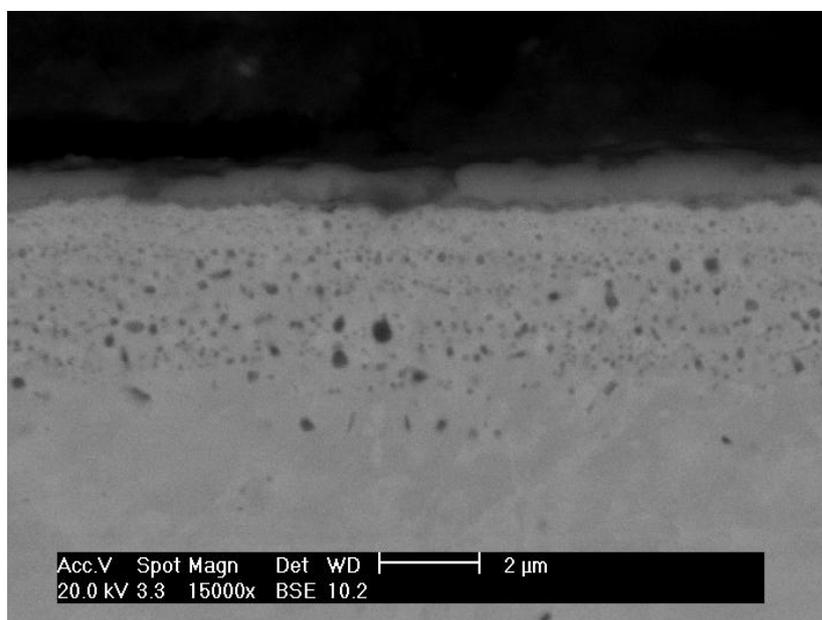


Figura 39 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra B. Aumento: 15.000 vezes, sem ataque.

A análise por EDS também foi utilizada para identificar as diferenças entre essas regiões dessa amostra e os resultados estão expressos nas Figuras 40, 41 e 42.

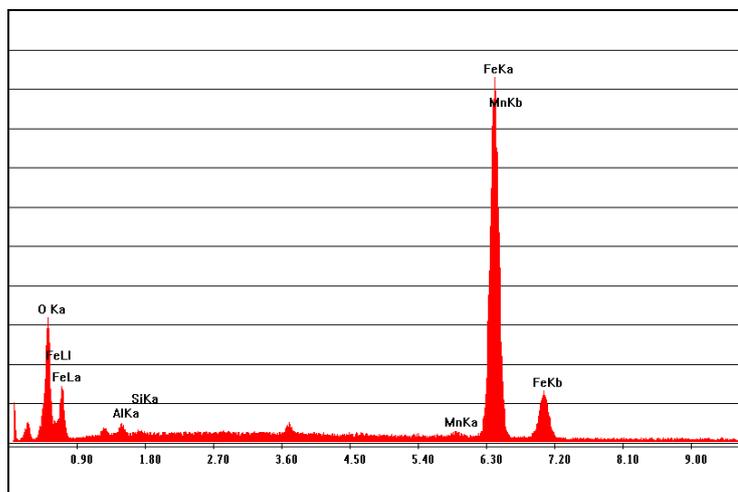


Figura 40 – Análise em EDS da camada externa de óxidos na amostra B.

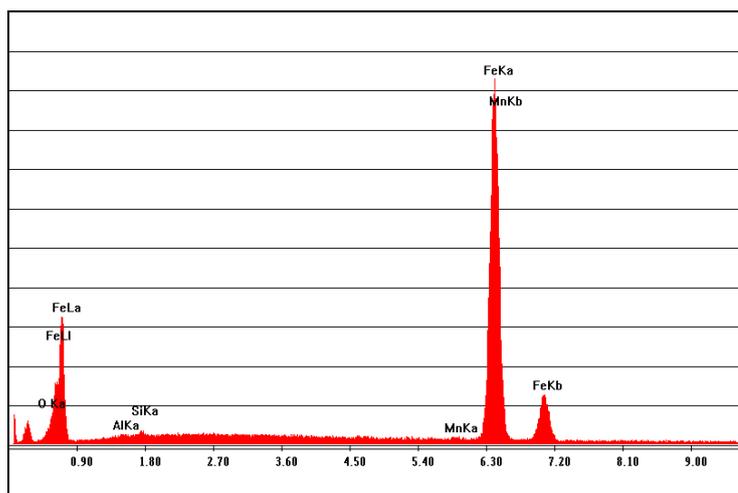


Figura 41 – Análise em EDS da camada interna de óxidos na amostra B.

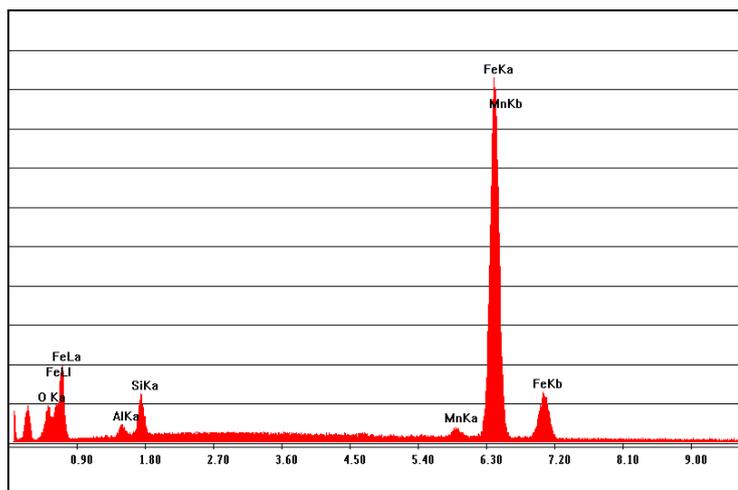


Figura 42 – Análise em EDS do particulado de coloração mais escura presente na camada interna de óxidos na amostra B.

### 5.2.3 Caracterização da Amostra C

Através do método idêntico aos utilizados para as outras duas amostras, foi realizado a caracterização da amostra C. Na Figura 43 obtida com 10.000 vezes de aumento foi possível também duas regiões distintas após os ciclos de tratamento térmico aplicados para esse aço elétrico.

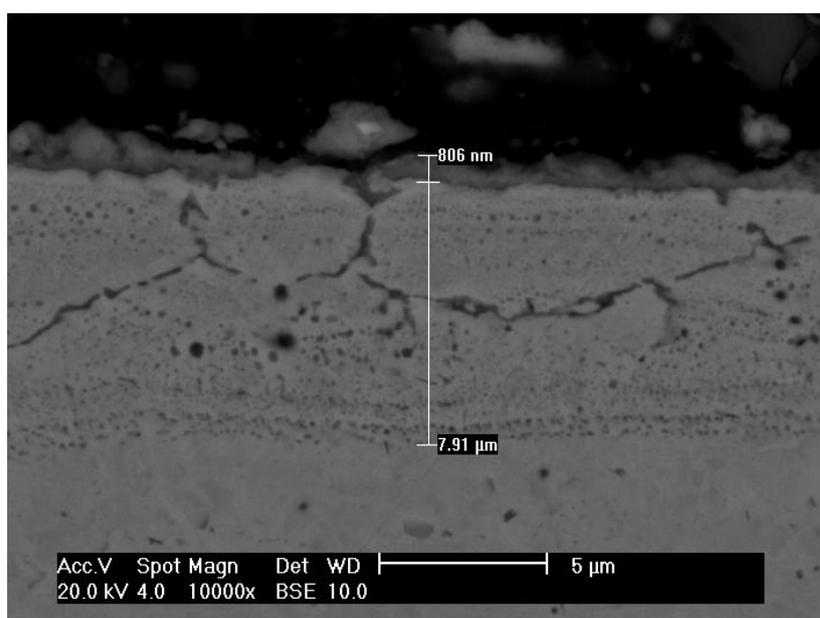


Figura 43 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra C. Aumento: 10.000 vezes, sem ataque.

A Figura 44 detalha melhor essa transição devido ao maior aumento utilizado.

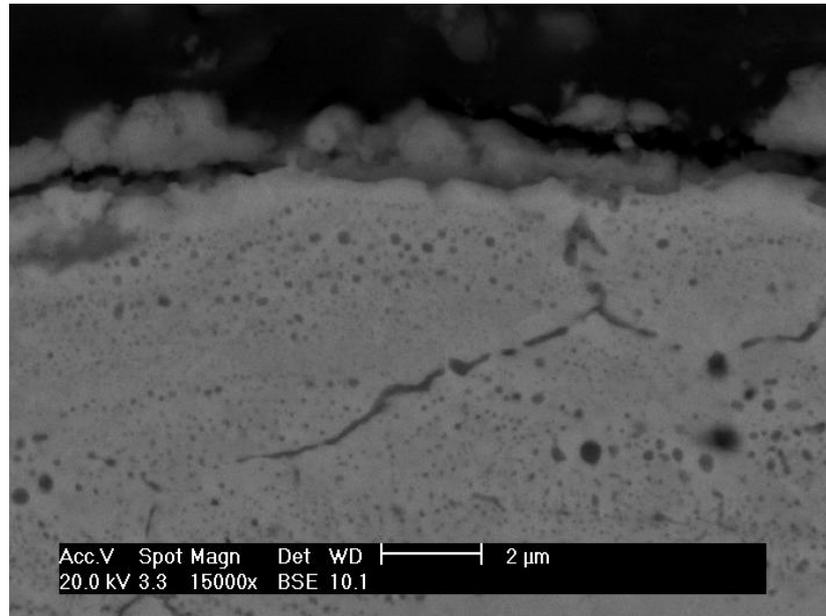


Figura 44 – Análise em MEV evidenciou a formação de uma camada externa de óxidos e uma camada interna de óxidos (subcamada) na amostra C. Aumento: 15.000 vezes, sem ataque.

A análise por EDS também foi utilizada para identificar as diferenças entre essas regiões dessa amostra e os resultados estão expressos nas Figuras 45, 46 e 47.

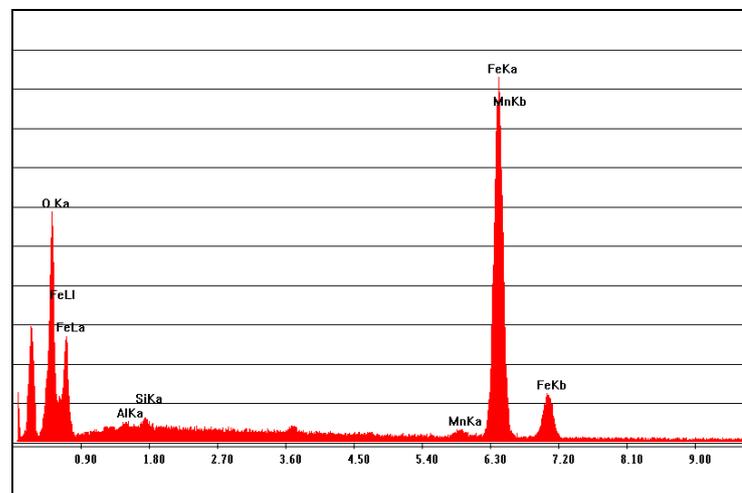


Figura 45 – Análise em EDS da camada externa de óxidos na amostra C.

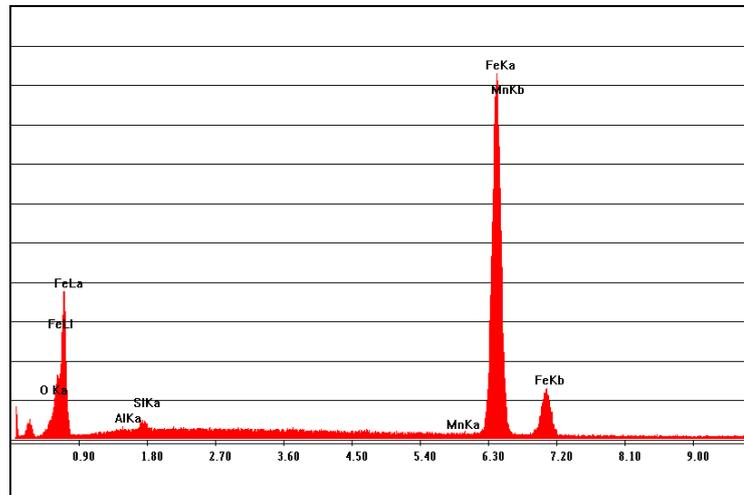


Figura 46 – Análise em EDS da camada interna de óxidos na amostra C.

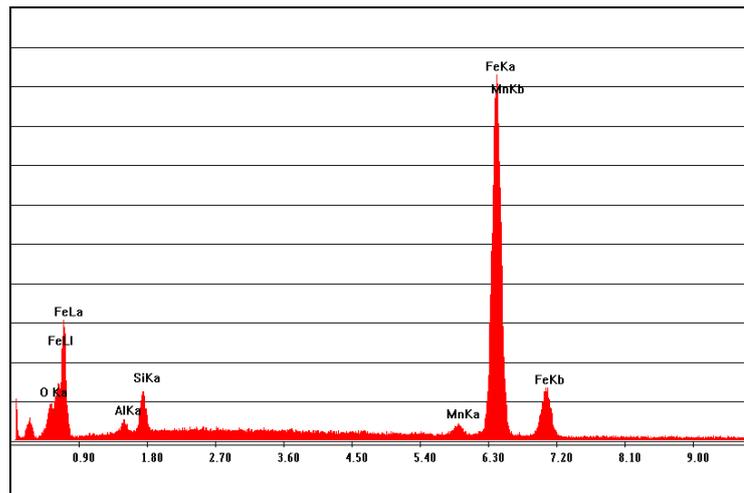


Figura 47 – Análise em EDS do particulado de coloração mais escura presente na camada interna de óxidos na amostra C.

#### 5.2.4 Composição química dos óxidos formados

A análise de EDS também foi utilizada na tentativa de se prever qualitativamente a composição química dos óxidos formados, tanto na camada externa, quanto na camada interna e seu particulado, devido a limitação do software da análise.

Os valores encontrados na camada externa de óxidos evidenciaram que a mesma é formada praticamente por óxido de ferro do tipo  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , como detalhado na Tabela 5.2.1.

Pode-se também notar uma ligeira oxidação do silício na forma de  $\text{SiO}_2$  somente na amostra A, fato que deve estar relacionado com o teor inicial desse elemento nessa amostra, o qual é expressivamente maior do que nas demais.

**Tabela 5.2.1** – Resumo dos valores de composição química obtidos por EDS para a camada de óxidos externa das amostras A, B e C.

Óxido	Amostra A	Amostra B	Amostra C
$\text{SiO}_2$ (%)	2,22	-	-
$\text{Fe}_2\text{O}_3$ (%)	97,78	100	100

Quando a mesma análise foi realizada na camada interna de óxidos, foi verificado um comportamento diferenciado para cada amostra, como detalhado na Tabela 5.2.2.

**Tabela 5.2.2** – Resumo dos valores de composição química obtidos por EDS para a camada de óxidos interna das amostras A, B e C.

Óxido	Amostra A	Amostra B	Amostra C
$\text{SiO}_2$ (%)	11,00	5,86	1,57
$\text{Fe}_2\text{O}_3$ (%)	87,04	88,29	75,11
$\text{MnO}$ (%)	1,96	3,59	2,65
$\text{Al}_2\text{O}_3$ (%)	-	2,25	20,67

O óxido presente na camada interna da amostra A é predominantemente óxido de silício, fato que deve estar relacionado com elevado teor desse elemento inicialmente nessa amostra. Verifica-se também que a oxidação do alumínio não ocorre, o que também deve estar relacionado com o teor residual desse elemento na amostra.

Já nas amostras B e C, verifica-se a tanto de óxidos de silício quanto óxidos de alumínio. Dentre essas amostras, a amostra C apresenta muito mais óxidos de alumínio do que a amostra B, fato que deve estar relacionado com o maior teor inicial desse elemento na amostra C.

Apesar da amostra C possuir o teor inicial de silício maior que o da amostra B, essa última apresentou muito mais óxidos de silício na camada interna que a amostra C.

### 5.2.5 Correlação entre composição química e espessura da camada interna

Espera-se que, quanto maior a somatória dos elementos de maior afinidade com o oxigênio, como o silício e o alumínio, mais susceptível à oxidação deverá ser o material e, portanto, maior deverá ser a espessura da camada de óxidos formada durante o recozimento.

O comportamento esperado foi relatado no decorrer do trabalho. A Figura 48 mostra que o aço A, cuja somatória dos teores de silício e alumínio é a maior entre os aços estudados, apresentou a maior espessura de óxidos ao final dos ciclos de tratamento térmico. Os aços C e B apresentaram também esse efeito, sendo a espessura da camada de óxidos do aço C expressivamente maior que a do aço B.

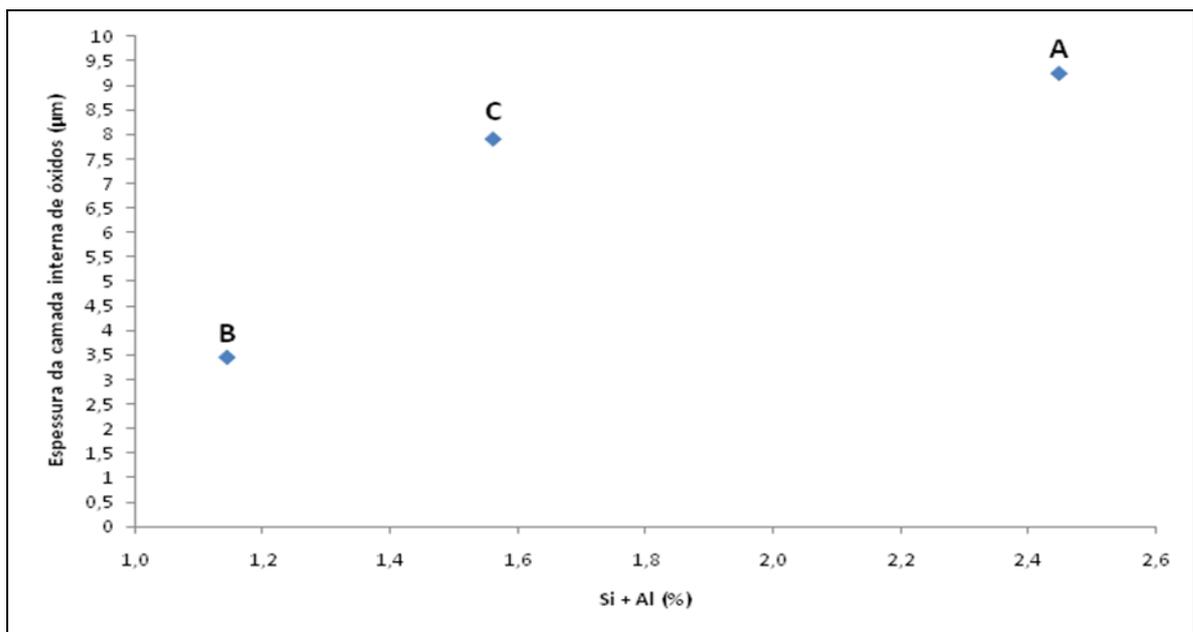


Figura 48 – Análise da espessura final da camada interna de óxidos em função da somatória dos teores de Si e Al.

Apesar do aço C possuir uma adição de 0,051% de antimônio, aparentemente não apresentou o efeito previsto pela literatura. A adição desse teor de antimônio para esse aço em particular, não diminuiu significativamente a espessura da camada interna de óxidos formada.

Não é possível afirmar que a referida adição de antimônio não tenha ao menos, uma pequena parcela de contribuição sobre os resultados apresentados para esse aço.

Sabendo que a espessura da camada interna de óxidos pode ser calculada como uma função do  $K_p$  pelo tempo e sendo o  $K_p$  proporcional a somatória ponderada dos teores de Si e Al, espera-se que, quanto maior a somatória dos elementos reativos, maior deverá ser o  $K_p$  e, portanto maior deverá ser a espessura da camada interna de óxidos calculada.

A Figura 49 mostra comportamento similar entre os valores de espessura calculados pela equação do  $K_p$  e determinados no MEV para os três aços analisados. Nota-se que, como o esperado, o aço A, o qual apresenta a maior somatória dos teores de silício e alumínio, apresentou a maior camada interna oxidada tanto medida no microscópio como determinada através da equação, do que os aços C e B respectivamente.

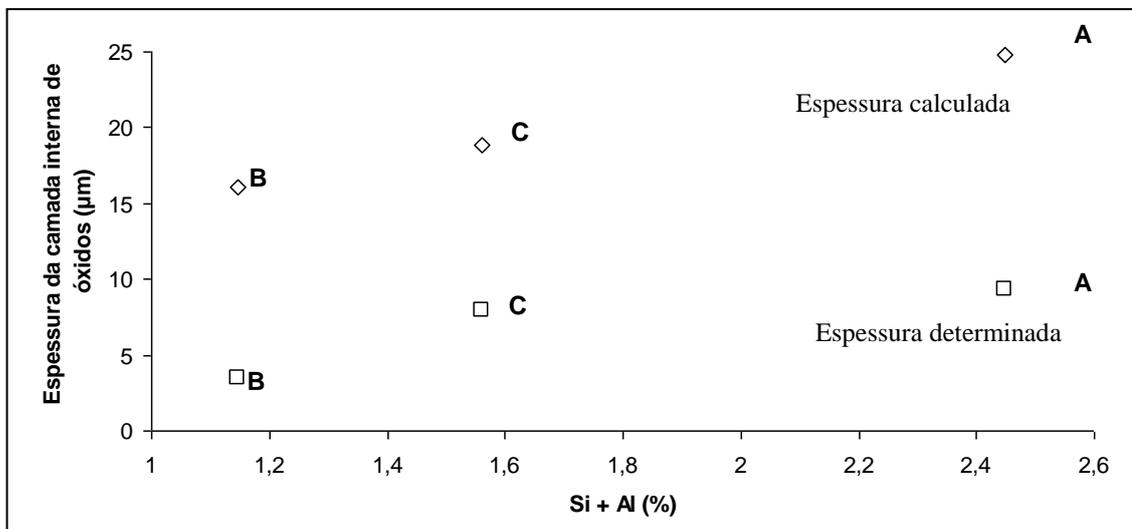


Figura 49 – Comparativo entre espessura calculada pela equação do  $K_p$  e a espessura determinada no MEV.

### 5.3 Resultados do ensaio de ganho de massa

Com o objetivo de comprovar a formação da camada de óxidos, o ensaio de ganho de massa foi realizado nas amostras conforme descrito no item 4.4, cujos resultados estão demonstrados na tabela 5.3.1, 5.3.2 e 5.3.3.

**Tabela 5.3.1** – Resultados de massa em função do tempo da amostra A.

Amostra	Resultados do ensaio de ganho de massa (g)						
	0 horas	2 horas	4 horas	6 horas	8 horas	10 horas	12 horas
A 1	7,6994	7,7067	7,7104	7,7135	7,7142	7,7158	7,7164
A 2	8,4438	8,4501	8,4544	8,4566	8,4613	8,4641	8,4641
A 3	8,6828	8,6877	8,6926	8,6949	8,6983	8,6987	8,7000
A 4	<b>9,4505</b>	<b>9,4591</b>	<b>9,4662</b>	<b>9,4683</b>	<b>9,4707</b>	<b>9,4723</b>	<b>9,4723</b>
$\Sigma$	34,276	34,3028	34,3224	34,3333	34,3431	34,3495	34,3511

**Tabela 5.3.2** – Resultados de massa em função do tempo da amostra B.

Amostra	Resultados do ensaio de ganho de massa (g)						
	0 horas	2 horas	4 horas	6 horas	8 horas	10 horas	12 horas
B 1	9,4946	9,5013	9,5038	9,5051	9,5057	9,5057	9,5071
B 2	10,5522	10,5548	10,5565	10,5565	10,559	10,5593	10,562
B 3	11,0583	11,0634	11,0655	11,0672	11,0707	11,0707	11,0711
B 4	12,1026	12,1109	12,1143	12,1143	12,1166	12,1175	12,1189
$\Sigma$	43,2066	43,2298	43,2391	43,241	43,2509	43,2518	43,2583

**Tabela 5.3.3** – Resultados de massa em função do tempo da amostra C.

Amostra	Resultados do ensaio de ganho de massa (g)						
	0 horas	2 horas	4 horas	6 horas	8 horas	10 horas	12 horas
C 1	7,1575	7,1606	7,1628	7,1634	7,1658	7,1665	7,1674
C 2	7,4608	7,4659	7,4674	7,4679	7,4732	7,4732	7,4750
C 3	9,4041	9,4100	9,4128	9,4146	9,4170	9,4170	9,4180
C 4	10,1922	10,2019	10,2041	10,2054	10,2094	10,2106	10,2116
$\Sigma$	34,2144	34,2383	34,2465	34,2513	34,2642	34,2658	34,2707

Quando os valores obtidos para as quatro amostras são plotados graficamente, os resultados mostram uma evolução crescente e representativa após cada tratamento térmico, como mostra a Figuras 50, 51 e 52 para as amostras A, B e C respectivamente.

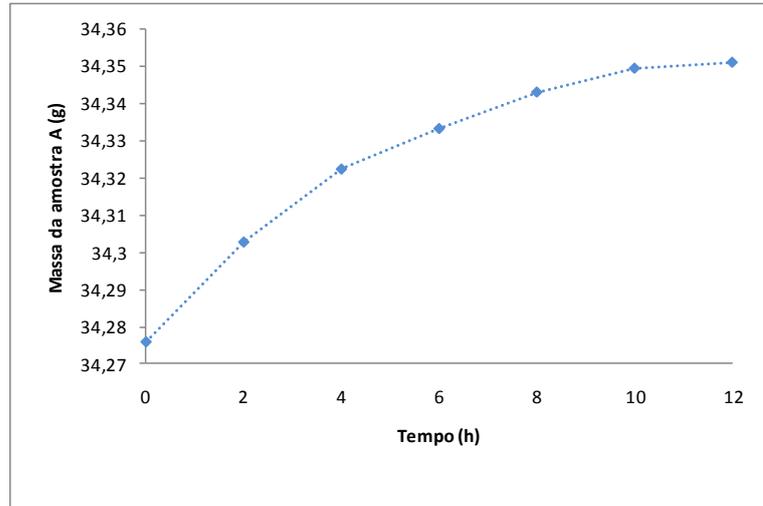


Figura 50 – Variação de massa da amostra A em função do tempo de tratamento térmico.

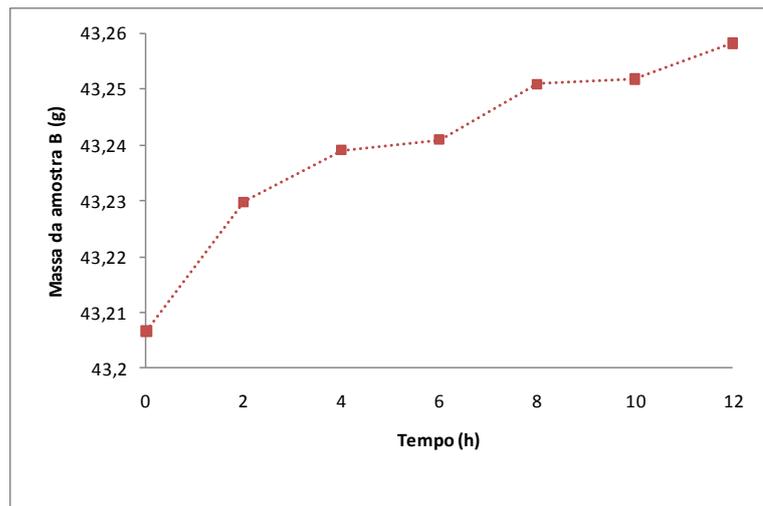


Figura 51 – Variação de massa da amostra B em função do tempo de tratamento térmico.

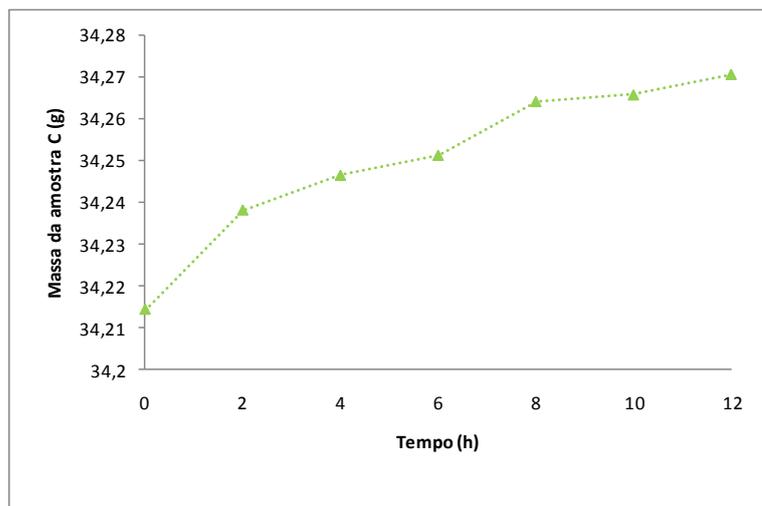


Figura 52 – Variação de massa da amostra C em função do tempo de tratamento térmico.

Após seis tratamentos térmicos sucessivos, os resultados evidenciaram que todas as amostras apresentaram ganho de massa representativo.

### 5.3.1 Correlação entre composição química e ganho de massa

A Figura 53 relaciona o ganho de massa total com a somatória dos teores de silício e alumínio das amostras; quanto maior for essa somatória, maior será o ganho de massa durante os tratamentos. Pode-se previamente concluir que quanto maior a somatória, maior deverá ser a subcamada de óxidos formada e maiores serão os efeitos deletérios nas propriedades magnéticas.

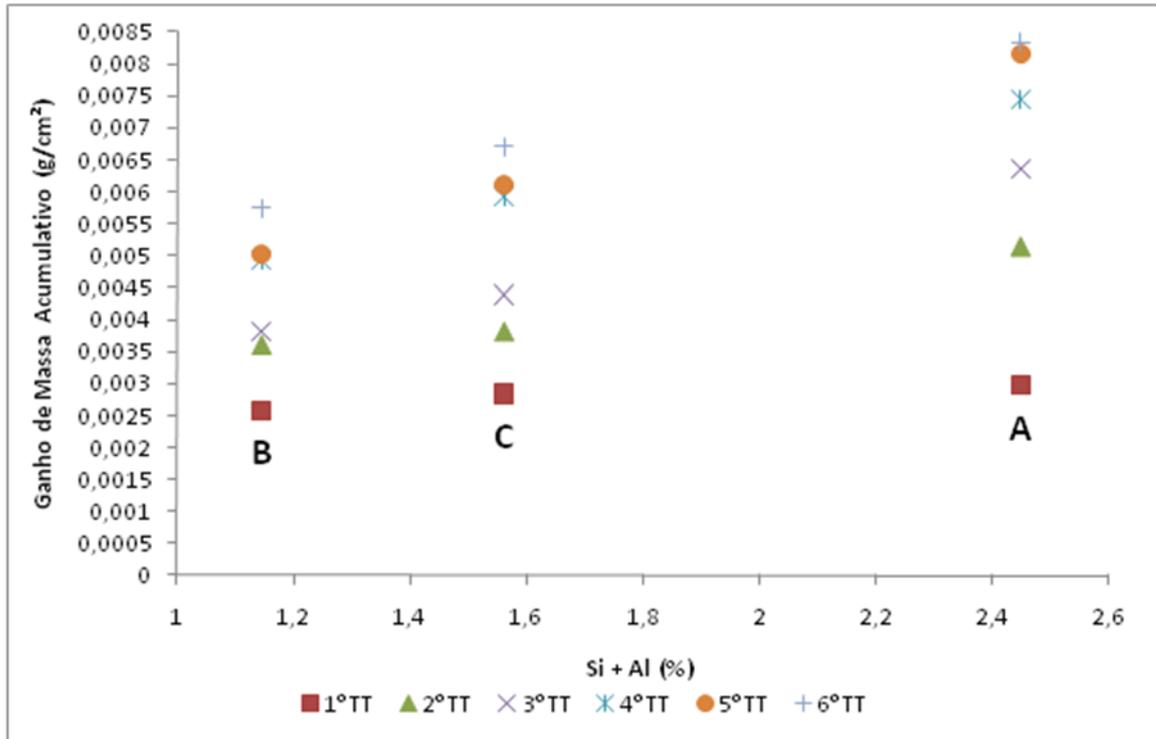


Figura 53 – Relação do ganho de massa acumulativo e somatória do teor de silício e alumínio das amostras, após o término de sucessivos tratamentos térmicos

Com os dados de ganho de massa obtidos experimentalmente após os sucessivos ciclos de tratamento foi possível comparar se o ganho de massa das amostras se adequam a equação cúbica da encontrada na literatura. Para isso foi realizada uma regressão matemática dos valores de massa e do gradiente do ganho de massa por área pelo tempo de tratamento térmico. Sabe-se que a equação do ganho de massa é dada por uma equação do tipo:  $W = a + b(t)^{1/3}$ , sendo:

a = o intercepto para  $t=0$ ;

b = taxa cúbica constante;

t = tempo;

W = ganho de massa.

Assim foi possível determinar as seguintes equações para o ganho de massa das amostras A, B e C respectivamente:

$$W = 0,19 + 0,0002 (t)^{1/2,2}$$

$$W = 0,24 + 0,0001 (t)^{1/2,2}$$

$$W = 0,20 + 0,0001 (t)^{1/2,2}$$

Observou-se que o coeficiente da equação determinado experimentalmente se difere do coeficiente cúbico relatado por Block. Essa diferença foi equivalente em todas as amostras desse estudo. Essa discrepância encontrada pode indicar que o coeficiente da equação esteja diretamente relacionado com os parâmetros de tratamento térmico.

As Figuras 54, 55 e 56, mostram os valores de ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico e os valores de  $R^2$  das respectivas equações de ganho de massa determinadas. Os valores de  $R^2$  mostram desvios não significativos, o que confere a aderência dessas equações.

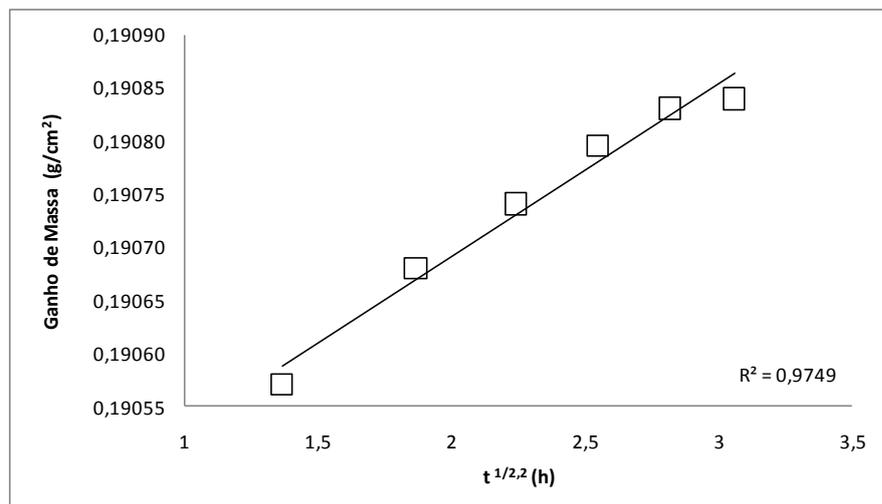


Figura 54–Ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico ( $t^{1/2,2}$ ) para a amostra A.

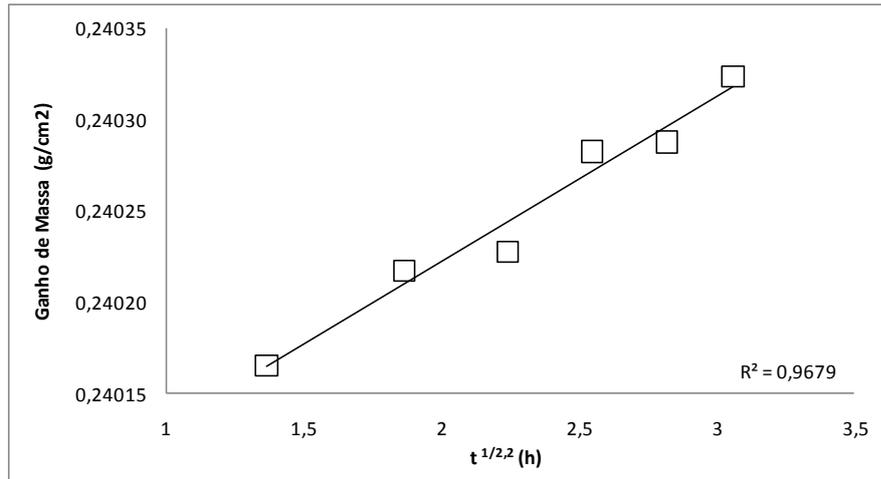


Figura 55–Ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico ( $t^{1/2,2}$ ) para a amostra B.

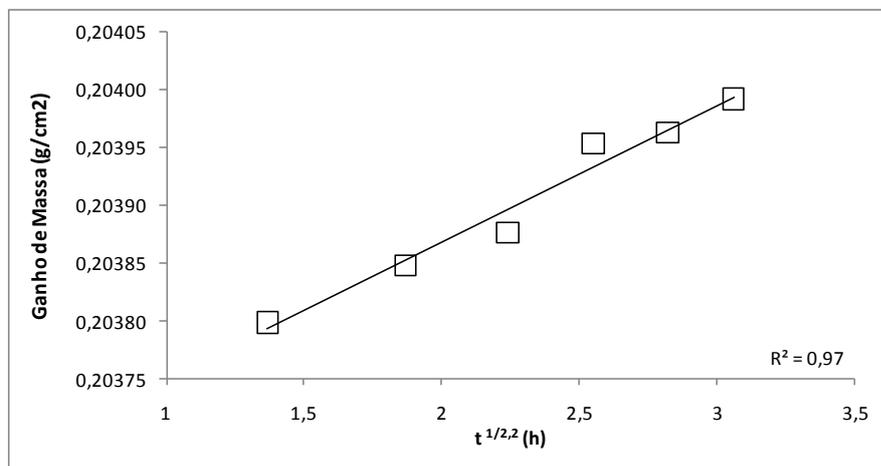


Figura 56–Ganho de massa em função do tempo de tratamento térmico ( $t^{1/2,2}$ ) para a amostra C.

### 5.3.2 Correlação entre ganho de massa e espessura da camada interna de óxidos

Quando comparado os valores de ganho de massa das amostras e a espessura da camada interna de óxidos após o término dos recozimentos, verificou-se uma correlação entre a espessura da camada interna e o ganho de massa similar a variação da espessura com a somatória de silício e alumínio das amostras, como mostra a Figura 57.

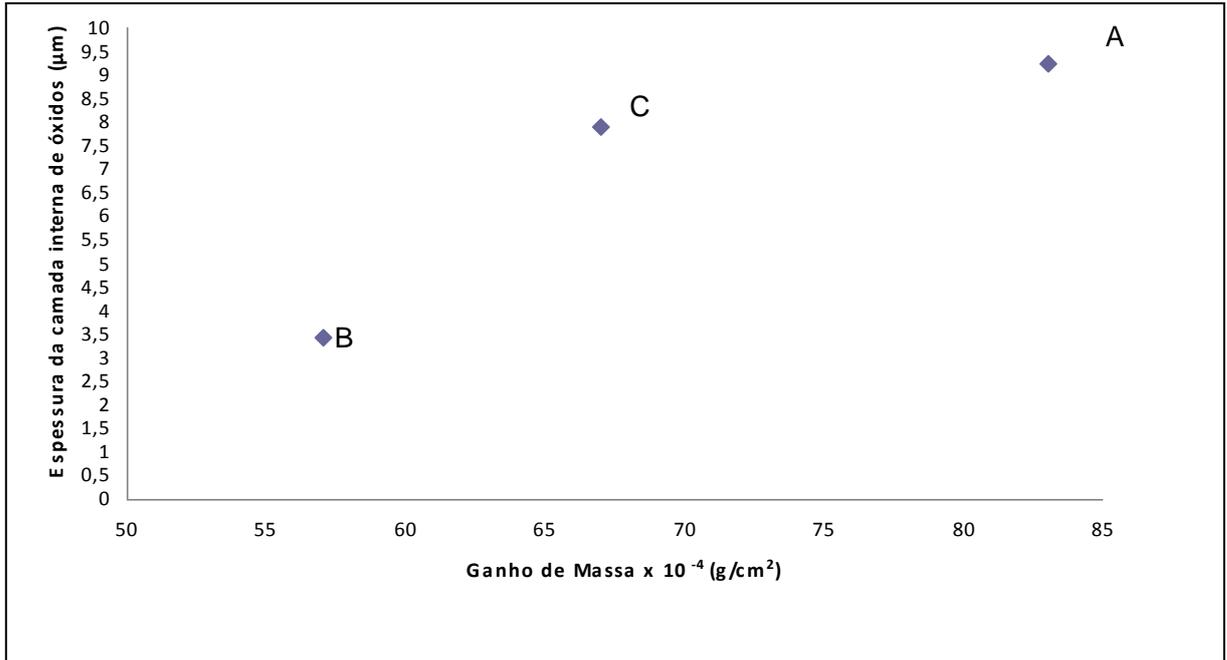


Figura 57 – Análise da espessura final da camada interna de óxidos em função do ganho de massa após o término dos recozimentos.

Nota-se que o aço A, o qual obteve o maior ganho de massa entre os aços estudados, apresentou a maior espessura de óxidos ao final dos ciclos de tratamento térmico. Os aços C e B apresentaram também esse efeito, sendo a espessura da camada de óxidos do aço C expressivamente maior que a do aço B. Apesar do aço C possuir antimônio em sua composição química, também não apresentou aparentemente efeito sobre o ganho de massa, antimônio não diminuiu a espessura da camada interna de óxidos da amostra. Porém, não é possível afirmar que o antimônio não tenha ao menos, uma pequena contribuição sobre os resultados massa do aço C.

#### 5.4.Resultados de análise das propriedades magnéticas

Os resultados de perdas magnéticas de cada amostra estão demonstrados na tabela 5.4.1. Todas as amostras foram analisadas em Quadro de Epstein, conforme procedimento descrito no item 4.2.

**Tabela 5.4.1.1** – Valores de perdas magnéticas (em W/kg, a 1,5T e 60Hz) antes e após a seqüência de recozimentos.

Amostra	Valores de perdas magnéticas 1,5T e 60 Hz (W/kg)						
	0 horas	2 horas	4 horas	6 horas	8 horas	10 horas	12 horas
<b>Amostra A</b>	3,982	3,886	4,199	4,398	4,554	4,986	5,216
<b>Amostra B</b>	14,248	5,93	6,073	6,209	6,166	6,479	6,626
<b>Amostra C</b>	13,057	4,498	4,573	4,653	4,81	4,817	4,881

Na tabela 5.4.1.2 são mostrados os valores obtidos de indução magnética B 25, B 50 e B 100, obtidos também conforme procedimento descrito no item 4.2.

**Tabela 5.4.1.2** – Valores de indução magnética B 25 (2500 A e 60 Hz), B 50 (5000 A e 60 Hz) e B 100 (10000 A e 60 Hz) em mT antes e após a seqüência de recozimentos.

Amostra	Permeabilidade	Valores de permeabilidade magnética (mT)						
		0 horas	2 horas	4 horas	6 horas	8 horas	10 horas	12 horas
<b>A</b>	<b>B 25</b>	1623,5	1626,1	1617,2	1612,7	1629,6	1598,6	1595,8
	<b>B 50</b>	1711,1	1710,5	1703,2	1700,2	1724,4	1693,4	1691,1
	<b>B 100</b>	1815,6	-	1808,9	1806,5	-	1800,6	1800,5
<b>B</b>	<b>B 25</b>	1530,9	1634,9	1629,2	1629,1	1649,0	1618,4	1615,9
	<b>B 50</b>	1706,8	1714,8	1711,8	1710,5	1736,1	1706,0	1704,0
	<b>B 100</b>	1840,3	1823,9	1821,9	1824,1	1851,5	1819,0	1817,9
<b>C</b>	<b>B 25</b>	1469,4	1630,8	1622,9	1620,7	1617,3	1617,7	1613,8
	<b>B 50</b>	1677,7	1713,2	1708,0	1707,5	1704,9	1703,8	1703,2
	<b>B 100</b>	1826,3	1822,9	1820,2	1820,7	1818,3	1817,0	1817,2

Os resultados da evolução dos valores de perda totais e permeabilidade magnética das amostras após os sucessivos recozimentos medidos em ensaio de Epstein foram plotados em gráficos, conforme ilustram as figuras 58, 59 e 60. Com os resultados de perdas magnéticas de cada amostra apresentados por essas figuras, é possível notar que quanto maior o tempo de exposição das amostras à atmosfera de tratamento, maiores são os valores de perda magnética e menores são os valores de permeabilidade relativa.

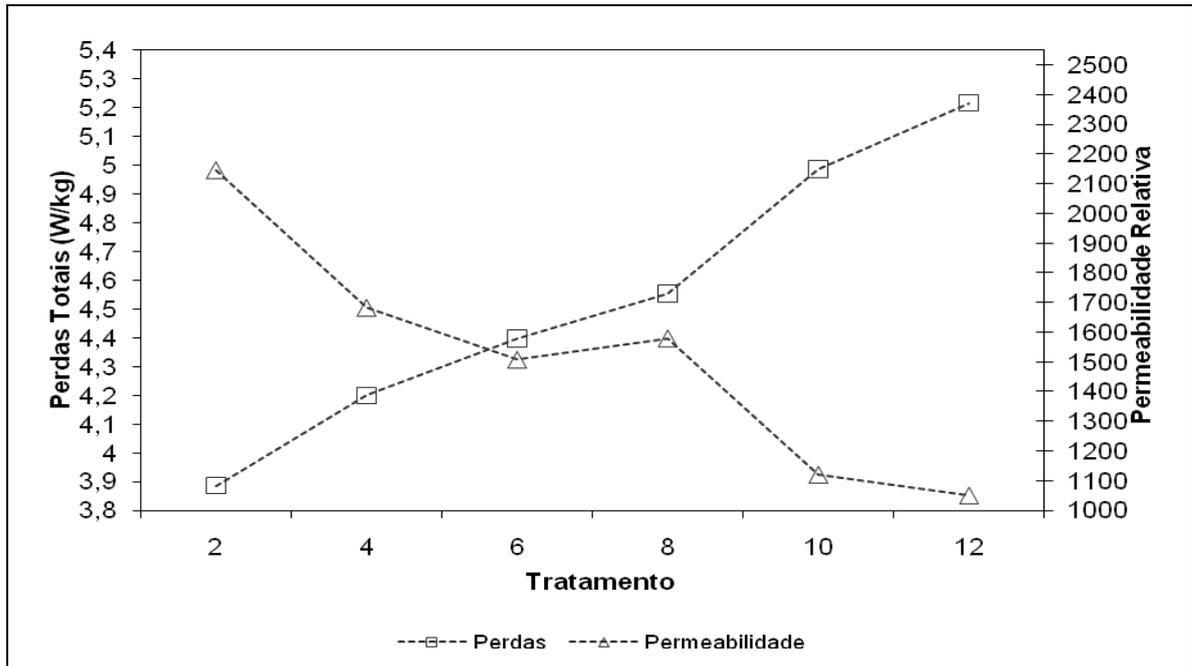


Figura 58 - Evolução das Perdas Totais e Permeabilidade Magnética (1,5T/60Hz) da amostra A após sucessivos tratamentos térmicos

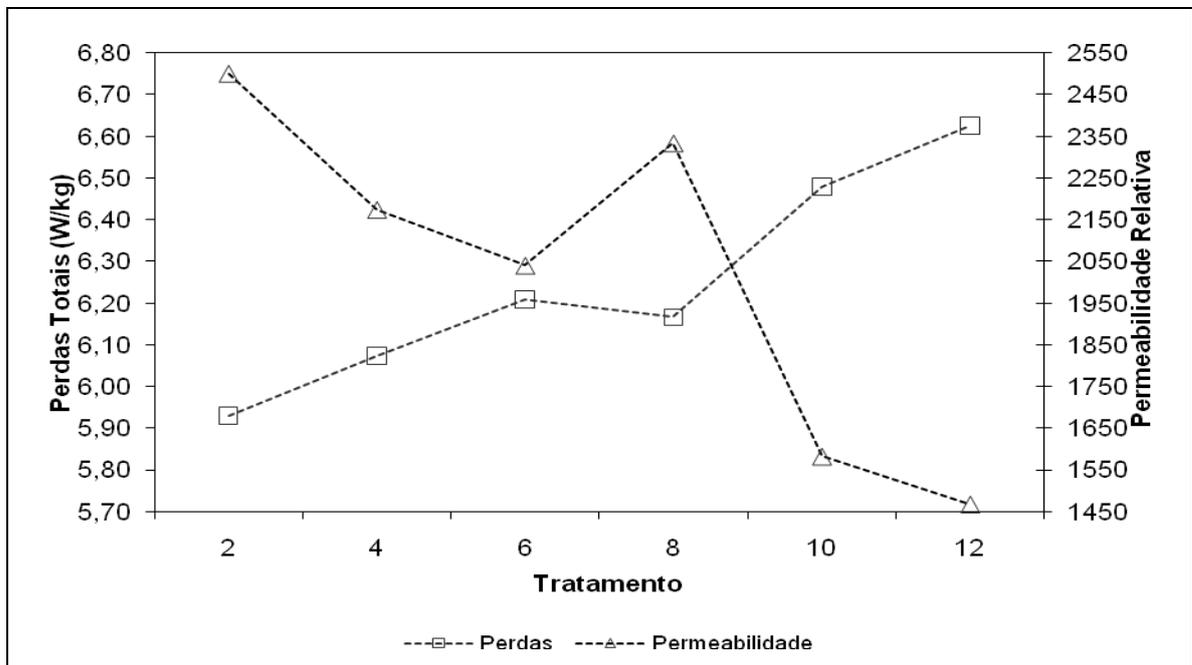


Figura 59 - Evolução das Perdas Totais e Permeabilidade Magnética (1,5T/60Hz) da amostra B após sucessivos tratamentos térmicos

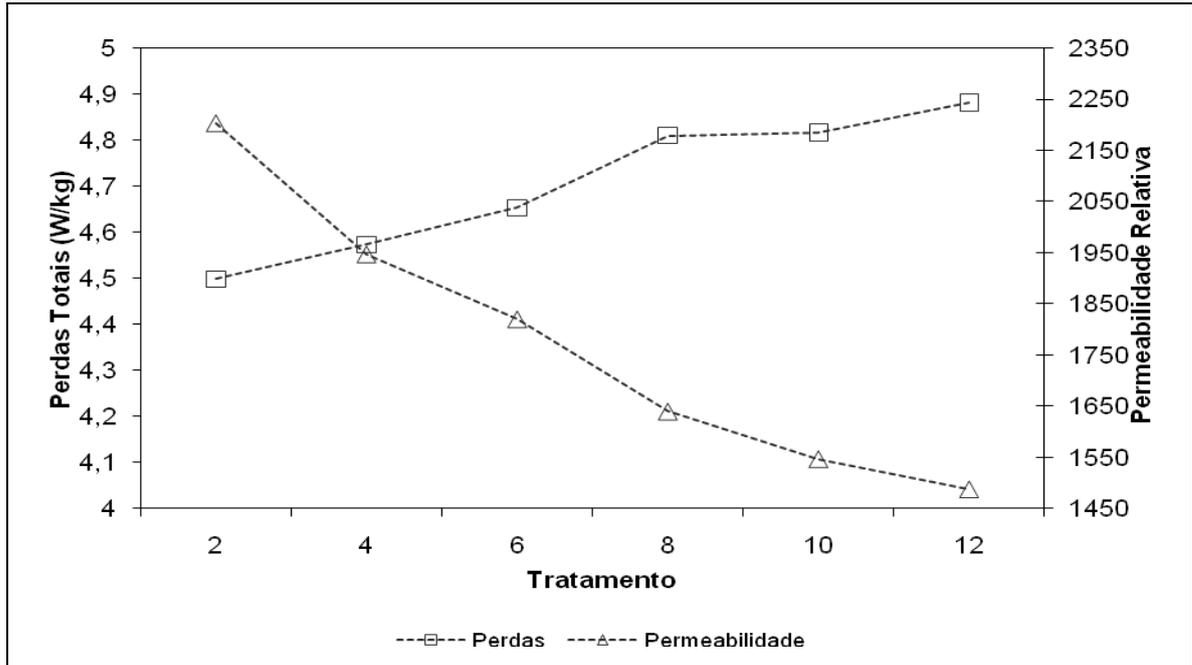


Figura 60 - Evolução das Perdas Totais e Permeabilidade Magnética (1,5T/60Hz) da amostra C após sucessivos tratamentos térmicos

#### 5.4.1 Separação das perdas magnéticas em três componentes

Os valores de perdas magnéticas, após ensaio descrito no item 4.2, foram separados em três componentes: perdas histeréticas ( $P_h$ ), perdas parasitas ( $P_p$ ) e perdas anômalas ( $P_a$ ). As perdas histeréticas foram obtidas pelo método da extrapolação dos valores de perdas para frequência zero, as perdas parasitas foram calculadas pelo método clássico e as perdas anômalas foram obtidas por diferença.<sup>(8)</sup>

A separação de perdas magnéticas em suas três componentes foi realizada após cada tratamento térmico para cada amostra. Os resultados da separação de cada componente para cada amostra estão demonstrados na tabela 5.4.2

**Tabela 5.4.2** – Separação das perdas magnéticas em suas três componentes: perdas histeréticas (Ph), perdas parasitas (Pp) e perdas anômalas (Pa) após a seqüência de recozimentos para cada amostra.

Amostra	Componente	Separação das perdas magnéticas por componentes (W/kg)					
		1° TT	2° TT	3° TT	4° TT	5° TT	6° TT
A	Pa	0,604	0,413	0,782	0,844	0,938	1,004
	Ph	2,145	2,349	2,479	2,573	2,911	3,075
	Pp	1,137	1,137	1,137	1,137	1,137	1,137
B	Pa	0,790	0,930	1,040	1,070	1,180	1,270
	Ph	2,376	2,380	2,413	2,335	2,538	2,597
	Pp	2,760	2,760	2,760	2,760	2,760	2,760
C	Pa	0,778	0,819	0,855	0,950	0,926	0,967
	Ph	2,241	2,275	2,319	2,381	2,412	2,435
	Pp	1,479	1,479	1,479	1,479	1,479	1,479

Sabendo que a espessura e a resistividade têm influência sobre as perdas parasitas, enquanto que as perdas histeréticas e anômalas são fortemente influenciadas pela microestrutura, a Figura 61 detalha a evolução dos valores de perda histerética após sucessivos tratamentos térmicos para cada amostra. O aumento da perda histerética após cada tratamento térmico pode estar relacionado com a formação e espessamento da camada de óxidos.

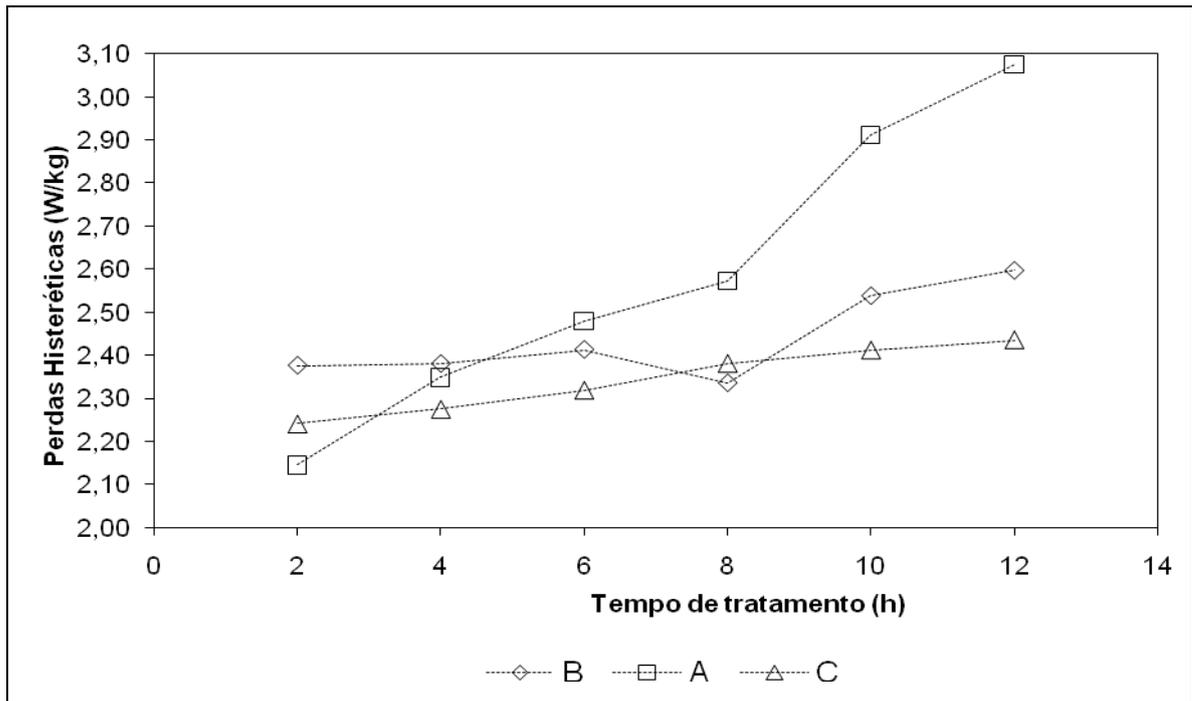


Figura 61 - Evolução das Perdas Histeréticas das três amostras após sucessivos tratamentos térmicos

#### 5.4.2 Correlação de perdas magnéticas, ganho de massa e espessura da camada interna de óxidos

A Figura 62 relaciona o ganho de massa total com a perda histerética de cada amostra, na qual se pode notar a mesma tendência que a observada na Figura 63, ou seja, as amostras que obtiveram maior ganho de massa apresentaram perdas histeréticas maiores.

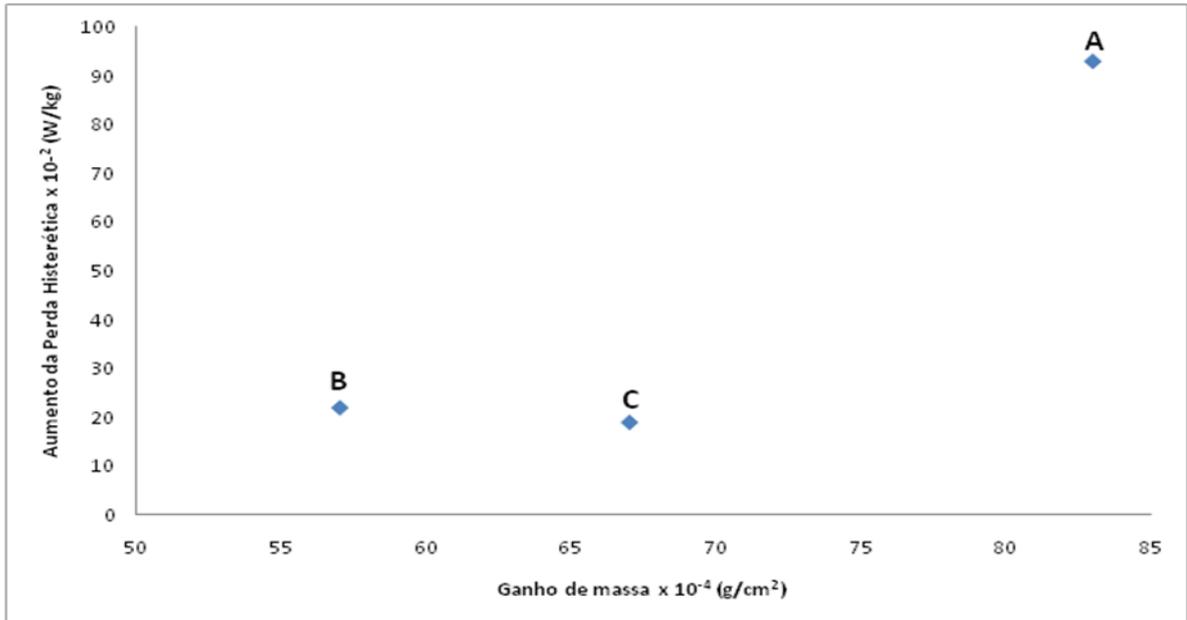


Figura 62 – Relação do ganho de massa e aumento da perda histerética das amostras após o término de sucessivos tratamentos térmicos

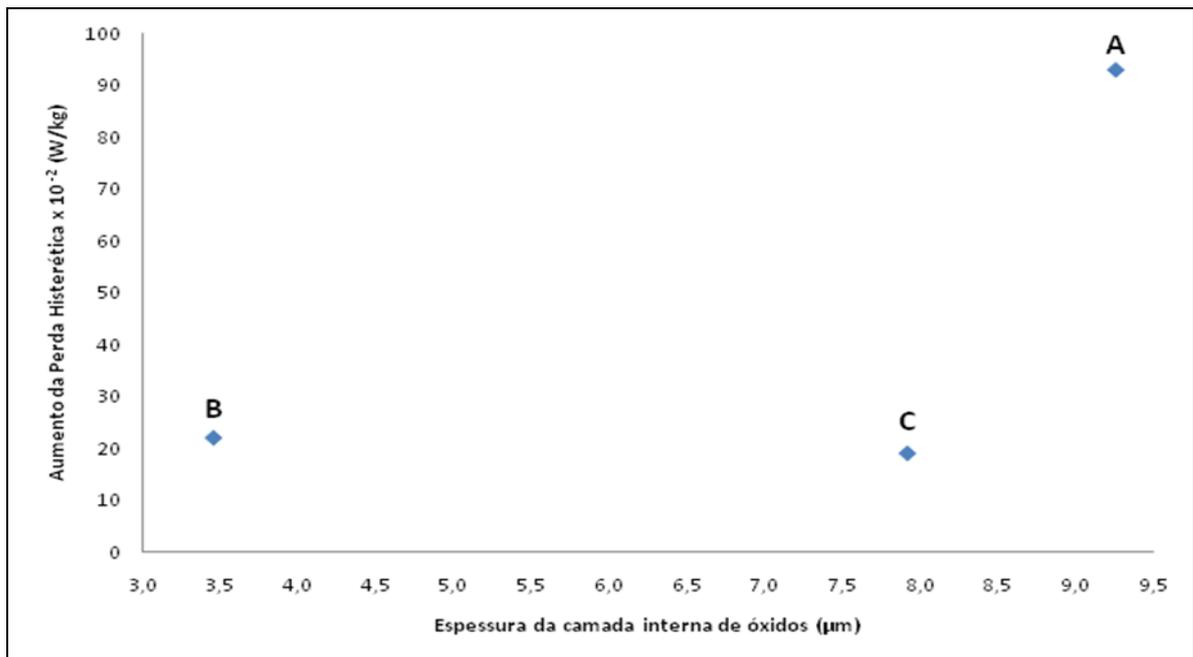


Figura 63 – Relação da espessura da camada interna de óxidos e aumento da perda histerética das amostras após o término de sucessivos tratamentos térmicos

Portanto nem o teor de Si + Al, nem o ganho de massa e nem a espessura da camada interna de óxidos explicam o comportamento das perdas magnéticas, pois o aço C apresentou menor perda apesar de seu maior teor de Si + Al, além do ganho de massa e espessura maiores que o aço B.

É possível que a presença de Sb na composição química do aço C seja responsável por esse comportamento, mas não foram encontradas evidências micro-estruturais que expliquem esse comportamento.

## 6 CONCLUSÕES

A camada externa de óxidos formada durante o recozimento é basicamente formada por óxido de ferro do tipo  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  para as amostras B e C. A amostra A apresentou também nessa camada, óxido de silício do tipo  $\text{SiO}_2$ , o que deve estar relacionado com teor inicial desse elemento na amostra.

A camada interna de óxidos da amostra A é composta apenas por  $\text{SiO}_2$ . Já as amostras B e C apresentam tanto  $\text{SiO}_2$  quanto  $\text{Al}_2\text{O}_3$  em sua composição, sendo a quantidade de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  maior na amostra C do que na amostra B.

Todos os aços apresentaram aumento da espessura da camada interna de óxidos e ganho de massa crescente e representativo após os tratamentos, porém mais intensamente na amostra A, devido à mesma possuir maior somatória dos teores de Si e Al do que as demais amostras, seguidos por C e B respectivamente. A mesma tendência de aumento da espessura foi verificada através da determinação da espessura pelo cálculo do  $K_p$ .

A presença de Sb no aço C não apresentou os efeitos esperados nem na espessura da camada interna de óxidos nem no ganho de massa dessa amostra.

Sucessivos recozimentos aumentam significativamente as perdas magnéticas nos três aços elétricos estudados e mais significativamente no aço elétrico de composição química A.

O aço elétrico C apesar de possuir teores de Si + Al maior do que o aço B apresentou um aumento de perdas magnéticas similar, o que deve estar relacionado com a presença de Sb em sua composição química.

A espessura da camada interna de óxido não explica o aumento da perda magnética. É possível que uma oxidação não visível no microscópio óptico possa estar aumentando as perdas magnéticas.

A degradação das propriedades magnéticas ocorreu nas três amostras após cada tratamento realizado e mais intensamente no aço elétrico A. Sucessivos recozimentos aumentaram tanto as perdas histeréticas como também as perdas anômalas.

## 7 BIBLIOGRAFIA

- 1 Landgraf, F. J. G.. Propriedades magnéticas dos aços para fins elétricos, IPT, 2001, p. 1 – 20.
- 2 Marra, Kleiner Marques, Alvarenga, Evandro de Azevedo, Buono, Vicente Tadeu Lopes. Decarburization kinetics during annealing of a semi-processed electrical steel. ISIJ International, vol. 44, n. 3, 2004, p. 618 – 622.
- 3 Sidor, Y., Kovac, F.. Effect of heat treatment conditions on the internal oxidation processes in non-oriented electrical steels. Materials and Design, vol. 26, 2005, p. 297 – 304.
- 4 Kofstad, P., Rahmel, A., Rapp, R. A., Douglass, D.L.. Oxidation of metals, vol. 32, 1989, p. 125 – 166.
- 5 Petrovic, Darja Steiner, Jenki, Monika, Dolecek, Valter. The influence of copper on the decarburization and recrystallization of Fe-Si-Al alloys. Materiali in Tehnologije, vol. 40, 2006, p. 13 – 16.
- 6 Grabke, H. J., Tauber, G.. Arch Eisenhüttenwes., vol. 46, n. 3, 1975, p. 215 – 222.
- 7 Wiesner, U.. Neue Hutte, vol. 31, n. 9, 1986, p. 330 – 333.
- 8 Lyudkovsky, G., Preban, A.G., Shapiro, J.M.. The influence of annealing conditions on the internal oxidation and magnetic properties of silicon-aluminum bearing electrical steels. J. Appl. Phys., vol. 53, n.3, 1982, p. 2419-2421.
- 9 Petrovic, D. Steiner, Jenko, M., Vodopivec, F., Grabke, H.J., Kovine. Tehnol., vol. 31, n. 3 – 4, 1997, p. 209 – 211.
- 10 Petrovic, D. Steiner, Jenko, M., Vodopivec, F., Grabke, H.J., Kovine. Tehnol., vol.32, n. 6, 1998, p. 493 – 496.
- 11 Petrovic, D. Steiner, Jenko, M., Grabke, H.J, Presern, V.. Mater. Tehnol., vol. 35, n. 6, 2001, p. 337 – 341.
- 12 César, M. G. M. M., Estudo do Filme de Óxidos Formado na Descarbonetação. Relatório Técnico de Processo, Acesita S.A., Timóteo, 2002.
- 13 Morito, N., Ichida, T.. Scripta Metallurgica, vol. 10, 1976, p. 612 – 622.

- 14 Silva, M. M. da. Modelagem matemática do comportamento térmico do processo de descarbonetação de tiras de aços siliciosos. Belo Horizonte: Escola de Engenharia – UFMG, 2006. 102p.
- 15 Geiger, A. L.. Surface oxidation of non-oriented silicon – aluminium electrical steels during annealing. J. Appl. Phys., vol. 49, n. 3, 1978, p. 2040 – 2042.
- 16 Block, W.F., Jayaraman, N.. Reactions during decarburization annealing of electrical steel. Materials Science and Technology, vol. 2, 1986, p. 22 – 27.
- 17 Michael, J.R., Stephenson, E.T.. Analytical electron microscopy of internally oxidized low Si-Al steel. Metallurgical Transactions, vol. 19A, 1988, p. 953 – 959.
- 18 Cesar, Maria das Graças M. M., Mantel, Marc J.. Effect of the temperature and dew point of the decarburization process on the oxide subscale of a 3% silicon steel. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 254 – 255, 2003, p. 337 – 339.
- 19 Stephenson, E.T.. The effects of decarburization annealing on the microstructure and magnetic properties of semiprocessed motor lamination steels. J. Mater. Eng., vol. 12, n. 1, 1990, p. 69 – 83.
- 20 Lyudkovsky, G.. The effect of antimony on internal oxidation and magnetic properties of Si-Al electrical steels. IEEE Transactions on Magnetics, vol. mag.22, n. 5, 1986, p. 508-510.
- 21 Lyudkovsky, G., Barnett, J. B., Rastogi, P.K., Balakrishnan. Mechanical Working and Steel Processing, XXII, ISS-AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1985, p. 197 - 206
- 22 Geiger, A. L.. Effects of internal oxidation and nitridation on the magnetic properties of non-oriented electrical steels. J. Appl. Phys., vol. 50, n. 3, 1979, p. 2366 – 2368.