



Dissertação de Mestrado

“Efeito do teor de carbono sobre a evolução do envelhecimento magnético e das propriedades mecânicas de um aço elétrico grão não orientado com 2,0%Si”



Autora: Renata Aparecida Monteiro
Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota
Coorientador: Dr. Sebastião da Costa Paolinelli

Abril, 2015



Renata Aparecida Monteiro

“Efeito do teor de carbono sobre a evolução do envelhecimento magnético e das propriedades mecânicas de um aço elétrico grão não orientado com 2,0%Si”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e seleção de materiais

Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota

Coorientador: Dr. Sebastião da Costa Paolinelli

Ouro Preto, Abril de 2015.

M775e Monteiro, Renata Aparecida.
Efeito do teor de carbono sobre a evolução do envelhecimento magnético e das propriedades mecânicas de um aço elétrico grão não orientado com 2,0%Si [manuscrito] / Renata Aparecida Monteiro. - 2015.
90f.: il.: grafs; tabs.

Orientador: Prof. Dr. André Barros Cota.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais .
Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Variometro magnetico. 2. Propriedades magneticas. 3. Propriedades mecanicas. I. Cota, André Barros. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Titulo.

CDU: 620.17:621.31

Catálogo: www.sisbin.ufop.br



“Efeito do Teor de Carbono Sobre a Evolução do Envelhecimento Magnético e das Propriedades Mecânicas de Um Aço Elétrico de Grão Não Orientado com 2%Si”

Autora: Renata Aparecida Monteiro

Dissertação defendida e aprovada, em 29 de abril de 2015, pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. André Barros Cota (Doutor) - Orientador
Universidade Federal de Ouro Preto

Prof. Rhelman Rosafano Urzedo Queiroz (Doutor)
Instituto Federal de Minas Gerais-Campus Ouro Preto

Eng. José Rogério de Oliveira Junior (Mestre)
Aperam South America

Eng. Sebastião da Costa Paolinelli (Doutor) - Coorientador
Aperam South America

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais, Haroldo e Gremia Monteiro, e ao meu sempre
amigo e irmão Rafael Monteiro.

AGRADECIMENTOS

- Em primeiro lugar e acima de tudo agradeço a Deus por me conceder este momento,
- Aos meus pais Gremia de Fatima e Haroldo Monteiro pelo apoio e incentivo diários,
- Ao meu irmão Rafael Lázaro Monteiro pelo exemplo e apoio,
- Ao Prof. Dr. André Barros Cota pela orientação, compreensão e incentivo,
- Ao Dr. Sebastião da Costa Paolinelli pela orientação e apoio,
- Ao Msc. José Rogério de Oliveira Júnior pelo apoio, supervisão e discussões filosóficas,
- A todos os colaboradores do centro de pesquisas da empresa APERAM, em especial aos colaboradores Michella Fernandes Bezerra Barony, Anderson Jonne -laboratório de Métodos Físicos, Marília Barony e Luciana Favarato -Metalografia, Hamlet Dutra e Paulo José -Tratamentos Térmicos, Robson Lopes e Rodrigo Barony Bruzi -Ensaio Mecânicos.
- A Edna Leite pela atenção e cuidados.
- Ao meu colega Tony Jefferson Sales Vilela e família pela hospedagem, companhia e paciência;
- A minha amiga Cleide Cassiano Da Silveira Faustini e família pela hospedagem, companhia e paciência;
- à REDEMAT pela oportunidade.

Lista das Figuras

- Figura 3.1- Partes do motor elétrico com destaque para o rotor e estator que usam aço elétrico (Rodrigues, 2013). 3
- Figura 3.2- Curva característica da Histerese, representando a variação da área com o acréscimo das demais parcelas de perda magnética, adaptada de Rasmussen (1998). 6
- Figura 3.3- Ilustração do modelo de domínios para perda por corrente parasita adaptada de Rasmussen (1998). 7
- Figura 3.4 - Mecanismo de crescimento de grão durante a descarbonetação adaptada de Gautam (2011). 8
- Figura 3.5 - Relação entre P_{H_2O}/P_{H_2} e a temperatura, nas reações de oxidação das ligas Fe-Si adaptada de Yamazaki (1969). 10
- Figura 3.6- Estabilidade do Fe-FeO- Fe_3O_4 em função da temperatura e da relação P_{H_2O}/P_{H_2} adaptada de Giroto (2010). 13
- Figura 3.7- Grandes precipitados (cementita) em aço envelhecido em 10^4 min a 250°C (Ray, 1989). 16
- Figura 3.8- Estrutura de uma parede de domínio de 180° (Fukuhara, 2010). 17
- Figura 3.9- Polos magnéticos na forma de “espigas” ao redor de uma partícula (Cullity, 1972). 18
- Figura 3.10 - Quantidade de precipitados em função do tempo. Liga ferro-carbono (0,018% C) e precipitação a 76°C a partir de uma solução supersaturada. (Dados de Wert, C., ASM Seminar, Thermodynamics in Physical Metallurgy, 1950.) 22
- Figura 3.11 - Tempo para a formação de 100% dos precipitados de uma liga supersaturada (Reed-Hill, 2010). 23
- Figura 3.12 - Variação da dureza durante o tratamento de envelhecimento. Liga FeO 0,015% C. Temperatura de envelhecimento 90°C . (Dados de Wert, C., ASM Seminar, Thermodynamics In Physical Metallurgy, 1950) (Reed-Hill, 2010). 24
- Figura 3.13- Perda Magnética Relativa (Parâmetro IE) em amostras submetidas a envelhecimento acelerado a $210^\circ\text{C}/24\text{h}$ como função do carbono residual (Marra, 2008). 27

Figura 3.14- Perdas Magnéticas em função do conteúdo de carbono, adaptada de Campos (2006).	28
Figura 3.15- Campo coercivo como função do conteúdo de carbono depois do recozimento e depois do envelhecimento forçado a 225°C durante 24hs, adaptada de Campos (2006).	29
Figura 3.16- Relação tempo de envelhecimento e perdas magnéticas, adaptada de Marra (2005).	30
Figura 3.17 - Máximo IE atingido em função do teor de carbono e da temperatura (Oliveira, 2014).	31
Figura 4.1– Fluxograma das etapas de tratamento do material estudado.	33
Figura 4.2- Esquema do forno contínuo (Maria das Graças, 2012)	34
Figura 4.3 – Gráfico Teor de carbono como uma função da temperatura crítica de envelhecimento para um aço GNO 2% silício (Oliveira, 2014).	35
Figura 4.4– Corpo de prova para ensaio de tração e retirada de material para metalografia.	37
Figura 4.5- Corpos de prova para avaliação do efeito do envelhecimento nas propriedades magnéticas.	38
Figura 4.6– Porções de amostras para obtenção dos corpos de prova, em destaque seção de corte para os corpos de prova da análise metalográfica.	39
Figura 5.1 – Micrografia da amostra recozida inicialmente. MO. Ataque Nital 5%.	41
Figura 5.2– Micrografias da camada superficial da amostra recozida inicialmente a 920°C, MEV. Ataque Nital 5%.	42
Figura 5.3– Micrografias da camada superficial da amostra recozida inicialmente a 920°C, MO. Ataque Nital 5%.	42
Figura 5.4 – Teores de carbono obtidos como uma função da velocidade de descarbonetação.	43
Figura 5.5 – Micrografias de amostras descarbonetadas com carbono: (a) 60ppm, (b) 40ppm e (c) 25ppm. MO. Ataque Nital 5%.	44
Figura 5.6 – Micrografia mostrando a camada superficial de faialita no material descarbonetado: (a) 1.4m/min, (b) 1.0m/min e (c) 0.6m/min. MO. Ataque Nital 5%.	45
Figura 5.7 – Micrografia mostrando a camada superficial de faialita no material descarbonetado: (a) 1.4m/min, (b) 1.0m/min e (c) 0.6m/min. MEV. Ataque Nital 5%.	46

Figura 5.8 – Relação entre o índice de envelhecimento magnético do material com o teor de carbono. Tratamento de envelhecimento a 225°C por 24h.	48
Figura 5.9– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 14,2ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	49
Figura 5.10– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 16,1ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	49
Figura 5.11– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 20ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	50
Figura 5.12 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 23ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	50
Figura 5.13 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 23,2ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	51
Figura 5.14 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 23,4ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	51
Figura 5.15– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 29,4ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	52
Figura 5.16– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 30,1ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	52
Figura 5.17 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 32,6ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	53
Figura 5.18 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 40,3ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	53
Figura 5.19– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 49,7ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV	54
Figura 5.20– Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 59,8ppm de carbono. Ataque Nital 5%.MEV.	54
Figura 5.21- Dureza Vickers do material com 25ppm de carbono em função do tempo de tratamento de envelhecimento acelerado à temperatura crítica de 170°C.	55
Figura 5.22 - Comportamento do índice de envelhecimento magnético do material com 25ppm de carbono em função do tempo de tratamento de envelhecimento acelerado à temperatura crítica de 170°C.	56
Figura 5.23 – Micrografias mostrando a evolução da precipitação de carbonetos para três tempos de tratamento de envelhecimento de amostras com 25ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.	57

Figura 5. 24 – Comportamento do índice de envelhecimento do material com 40ppm mediante as interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento acelerado a temperatura crítica de 200°C.	58
Figura 5.25 – Dureza do material com 40ppm ao longo das interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento acelerado a temperatura crítica de 200°C.	59
Figura 5.26 - Variação do limite de escoamento ao longo do tempo, para o aço com 40ppm de carbono a temperatura crítica de 200°C.	60
Figura 5.27 – Micrografias mostrando a evolução dos carbonetos ao longo dos pontos de interesse da avaliação de propriedade mecânica no material envelhecido 40ppm. Ataque Nital 5%. MEV.	61
Figura 5. 28 – Comportamento do índice de envelhecimento do material com 60ppm mediante as interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento acelerado a temperatura crítica de 225°C.	62
Figura 5.29 – Dureza do material com 60ppm ao longo das interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento acelerado.	63
Figura 5.30 – Variação do limite de escoamento ao longo do tempo, para o aço com 60ppm de carbono a temperatura crítica de 225°C.	64
Figura 5.31 – Micrografias mostrando a evolução dos carbonetos ao longo dos pontos de interesse da avaliação de propriedade mecânica no material envelhecido 60ppm. Ataque Nital 5%. MEV.	65
Figura 5.32 – Perda Magnética 10/50 W/kg em função da velocidade de descarbonetação das amostras.	66
Figura 5.33 – Comparação entre as evoluções do índice de envelhecimento ao longo do tempo de tratamento para os materiais com 25-40-60ppm de carbono.	68
Figura 5.34 – Comparação entre as curvas de dureza por interrupção no ciclo de envelhecimento para os materiais com 25-40-60ppm.	70
Figura 5.35 – Taxa de variação do índice de envelhecimento magnético com o tempo de tratamento de envelhecimento material com 25ppm.	71
Figura 5.36 – Taxa de variação do índice de envelhecimento magnético com o tempo de tratamento de envelhecimento material com 40ppm.	71
Figura 5.37 – Taxa de variação do índice de envelhecimento magnético com o tempo de tratamento de envelhecimento material com 60ppm.	72

Lista de Tabelas

Tabela III.1 – Composição química dos aços GNO 2%Si (% em peso) (Oliveira, 2014).	30
Tabela IV.1– Composição química do aço estudado (% em peso).	32
Tabela IV.2- Valores de temperatura crítica obtidos para cada teor de carbono usando a equação (5.1) e os valores utilizados neste trabalho	36
Tabela IV.3 – Número de amostras e interrupções de ciclo de tratamento térmico de envelhecimento.	36
Tabela V.1 – Espessura da camada de faiálica para cada velocidade de descarbonetação	47
Tabela V.2- Valores de dureza, limite de escoamento, alongamento para as amostras não envelhecidas.	48

Lista de Notações

H = campo magnético
B = indução magnética;
 ρ = resistividade elétrica;
f = frequência;
d = densidade;
K = constante;
H_c = campo coercivo;
V_v = fração volumétrica das inclusões;
B₅₀ = indução magnética a 5000A/m;
P_{15/60} = perda magnética medida na condição 1,5T e 60Hz;
 φ , ϕ_1 e ϕ_2 = ângulos que definem o espaço de Euler;
DL= direção de laminação;
DT= direção transversal a direção de laminação;
DN= direção normal a direção de laminação;
BQ = tira após laminação a quente;
TGF = tamanho de grão da tira após recozimento final;
T= Tesla.

Resumo

Neste trabalho foi estudado o efeito do teor de carbono sobre a evolução do envelhecimento magnético e propriedades mecânicas em amostras de um aço GNO com 2%Si. As amostras foram submetidas aos tratamentos térmicos de recozimento descarbonetante e de envelhecimento forçado. Foram avaliados o teor de carbono após a descarbonetação, a microestrutura por microscopia ótica e eletrônica de varredura, as propriedades mecânicas por meio dos ensaios de dureza Vickers e de tração e o índice de envelhecimento magnético a partir de dados do ensaio magnético em chapa única. Os resultados obtidos para o aço GNO com 2%Si, submetido ao tratamento térmico de envelhecimento a 225°C/24h com variação do teor de carbono na faixa de 14 a 60ppm, indicaram que para teores de carbono menores que 29ppm o índice de envelhecimento magnético é menor que 5%. Os resultados de dureza Vickers mostraram que para as faixas de carbono de interesse (25, 40 e 60ppm) os “picos” de dureza foram atingidos em tempos inferiores aos tempos em que índice de envelhecimento torna-se maior que 5%, evidenciando que o tamanho crítico dos precipitados deletérios às propriedades magnéticas é maior que aquele que maximiza a dureza. A taxa de variação do índice de envelhecimento magnético em função do tempo de tratamento térmico de envelhecimento à temperatura crítica, para cada teor de carbono, tem seu maior valor correspondente ao tempo de tratamento térmico necessário para que o índice de envelhecimento magnético ultrapasse os 5%.

Abstract

This work studied the effect of carbon content on the evolution of the magnetic ageing index and mechanical properties on cold rolled samples of 2% Si non-oriented electrical steel from. The samples were subjected to heat treatment of decarburization annealing and ageing. It was evaluated the carbon content after decarburization, the microstructure by optical and scanning electron microscopy, the mechanical properties by the means of Vickers hardness and the magnetic ageing index from the magnetic properties obtained in single sheet test. The magnetic results of the samples with carbon content in the range of 14 to 60ppm aged at 225 ° C during 24h indicated that for carbon content lower than 29ppm the magnetic ageing index is less than 5%. The results showed that for the Vickers hardness of the carbon contents of interest (25, 40 and 60ppm) at critic temperature a "peak" of hardness were achieved in shorter times than the ageing maximum value, indicating that the critical size of precipitates harmful to the magnetic properties is different from the ones that maximize hardness. The rate of change of magnetic ageing index as function of ageing treatment time at critical temperature for each carbon content has its greatest value corresponding to the time necessary for the magnetic ageing index becomes greater than 5%.

Índice

1. Introdução	1
2. Objetivos	2
2.1. Objetivo Geral	2
2.2. Objetivos Específicos	2
3. Revisão Bibliográfica	3
3.1. Aços de Grão Não Orientado	3
3.1.1. Processo de Fabricação dos Aços GNO	4
3.1.2. Composição química típica	4
3.1.3. Propriedades Magnéticas	5
3.2. Tratamento Térmico de Descarbonetação	8
3.2.1. Atmosferas de Descarbonetação	9
3.2.2. Termodinâmica da Descarbonetação	10
3.2.3. Cinética da Descarbonetação	13
3.2.4. Efeito da composição química	14
3.3. Envelhecimento Magnético	15
3.3.1. Envelhecimento Acelerado	19
3.3.1.1. Temperatura Crítica de Envelhecimento	20
3.3.1.2. Efeitos da Composição Química no Tratamento de Envelhecimento Acelerado	20
3.4. Precipitação de Carbonetos	21
3.5. Envelhecimento Mecânico	23
3.6. Resultados da Literatura	24
3.6.1. Reozimento Descarbonetante	24
3.6.2. Envelhecimento Magnético Acelerado	26
4. Materiais e Métodos	32
4.1. Materiais	32
4.2. Tratamentos Térmicos	32
4.2.1. Tratamento Térmico de Reozimento	33
4.2.2. Tratamento Térmico de Envelhecimento	34
4.2.2.1. Tratamento Térmico de Envelhecimento para Avaliação do Efeito do Tempo sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas.	36

4.2.2.2.	Tratamento térmico de Envelhecimento para Avaliação do Efeito do Tempo sobre as Propriedades Magnéticas do Material	37
4.3.	Testes Magnéticos	37
4.4.	Análise Microestrutural	39
4.5.	Análise Química do Teor de Carbono	40
4.6.	Ensaio Mecânicos	40
5.	Resultados e Discussões	41
5.1.	Resultados	41
5.1.1.	Caracterização das Amostras Recozidas	41
5.1.2.	Caracterização das Amostras Descarbonetadas	42
5.1.3.	Tratamento Térmico de Envelhecimento	47
5.1.3.1.	Influências do teor de Carbono sobre as Propriedades Magnéticas e Características Microestruturais	47
5.1.3.2.	Efeito do Tempo de Tratamento à Temperatura Crítica Sobre as Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço com 25ppm de Carbono.	55
5.1.3.3.	Efeito do Tempo de Tratamento à Temperatura Crítica Sobre as Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço com 40ppm de Carbono.	58
5.1.3.4.	Efeitos do Tempo de Tratamento à Temperatura Crítica Sobre as Propriedades Mecânicas, Magnéticas e Microestruturais do Aço com 60ppm de Carbono.	62
5.2.	Discussão	66
5.2.1.	Amostras Não Envelhecidas	66
5.2.2.	Efeito da Variação de teor de carbono no Índice de Envelhecimento do Material tratado a 225°/24h.	67
5.2.3.	Efeito do Envelhecimento em Temperatura Crítica nas Propriedades Mecânicas, Microestruturais e Magnéticas para um aço GNO 2%Si com teores de carbono da ordem de 25, 40 e 60ppm.	67
6.	Conclusões	74
7.	Sugestão de Trabalhos Futuros	75
8.	Referências Bibliográficas	76

1. Introdução

Os aços elétricos de grão não orientado (GNO) são alternativas econômicas a indústria elétrica, devido a sua alta eficiência. Suas propriedades magnéticas eficientes os tornam instrumento a busca por uma constante economia elétrica. O aço GNO representa hoje a maior parcela de aço elétrico industrialmente aplicado estando presente na maior percentagem dos bens elétricos, em motores, para máquinas elétricas de grande e pequeno porte.

A seleção destes materiais para sua aplicação é realizada com base em suas propriedades magnéticas e características microestruturais, e se inicia na linha de produção deste aço, visando minimizar as perdas magnéticas, prejudiciais à vida útil e função do material. Uma vez definidas composição química e pureza da liga, o alcance de altas frações de componentes de textura contendo $\langle 100 \rangle$ paralela à superfície da chapa e do tamanho de grão adequado resulta em alta permeabilidade e baixa perda magnética no produto final. No entanto por ser aplicado a maquinários onde ocorre a alternância de corrente elétrica a vida útil desses aços pode ser limitada por um fenômeno denominado envelhecimento magnético.

O envelhecimento magnético influencia e eleva o valor das perdas por histerese e visando a redução do impacto desse fenômeno sob a propriedades magnéticas torna-se cada dia mais importante o estudo da composição química final dos aços elétricos, em especial dos efeitos do teor de carbono e sobre a evolução e susceptibilidade do material a este fenômeno.

2. Objetivos

2.1. Objetivo Geral

Estudar o efeito da variação do teor de carbono sobre a evolução do envelhecimento magnético e das propriedades mecânicas de um aço de grão não orientado (GNO) com 2%Si.

2.2. Objetivos Específicos

- Determinar o teor de carbono para o qual o IE ultrapassa 5% segundo o teste normatizado.
- Avaliar o efeito do envelhecimento na temperatura crítica em amostras com 25, 40 e 60ppm de carbono sobre as propriedades magnéticas, mecânicas e características microestruturais.

3. Revisão Bibliográfica

3.1. Aços de Grão Não Orientado

Os aços elétricos de grão não orientado (GNO) se diferem dos de grão orientado (GO) por sua anisotropia de orientações cristalográficas, possuindo isotropia de propriedades apenas no plano da chapa e por não possuir uma textura tão pronunciada como é o caso dos aços GO. O uso industrial de aços GNO se iniciou por volta de 1850, data que marca o surgimento da indústria de eletricidade. Estes aços foram desde então aplicados a máquinas elétricas, com função de transformar energia em movimento ou movimento em energia, sendo assim utilizados devido sua capacidade de amplificar o campo magnético gerado pela corrente elétrica recebida (Landgraf, 2012). A Figura 3.1 apresenta o esquema de uma máquina onde emprega-se aço elétrico.

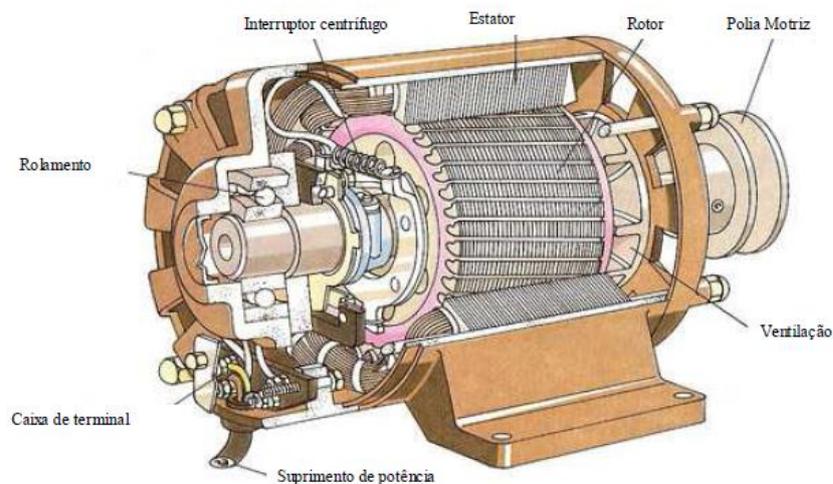


Figura 3.1 - Partes do motor elétrico com destaque para o rotor e estator que usam aço elétrico (Rodrigues, 2013).

Essas características são fatores determinantes na aplicação desse material que em geral é usado em motores e demais máquinas elétricas rotativas. No entanto, a seleção desse material é baseada nas exigências magnéticas e na aplicação ao qual se destinam. Por exemplo, aços GNO totalmente processados de baixa perda magnética são aplicados a motores de alto desempenho e geradores dos setores industriais,

enquanto aços GNO com alta capacidade de indução são utilizados em máquinas onde a taxa de indução seja extremamente alta e o tempo de funcionamento baixo, assim como equipamentos domésticos (Fisher, 2003).

Estes aços também podem ser divididos em duas classes distintas: semiprocessado e totalmente processado. Os aços GNO totalmente processados têm sua textura final desenvolvida na própria usina siderúrgica e são entregues ao cliente já recozidos. No caso dos aços GNO semiprocessados, esses são fornecidos com um pequeno encruamento que facilita então no recozimento final que o comprador realiza para a obtenção de tamanho de grão adequado (Landgraf, 2001). Sendo assim, nesta última classe o responsável pelo tratamento térmico final é aquele que adquire o material.

3.1.1. Processo de Fabricação dos Aços GNO

Os aços elétricos são produzidos a partir da combinação adequada dos processos de lingotamento, recozimento, decapagem e laminação com o único objetivo de alcançar propriedades magnéticas relevantes a sua aplicação. As patentes desse material envolvem a elaboração de métodos distintos para cada processo mencionado anteriormente.

O processo convencional de produção de aço GNO por lingotamento contínuo, a princípio, gera placas de 250mm de espessura, que são submetidas à laminação a quente onde sua espessura é reduzida para a faixa de 2 a 3mm. Normalmente, a laminação é realizada na faixa de temperatura de 1150° a 800°C. A seguir, a chapa resultante é então bobinada a quente em temperatura pré-definida, segue-se o tratamento térmico de recozimento e decapagem, laminação a frio para espessura na faixa de 0,65 a 0,35 mm e, por fim o recozimento final.

3.1.2. Composição química típica

A composição química dos aços elétricos os difere dos demais aços pela presença de elementos específicos, que além de caracteriza-los lhe conferem propriedades únicas, como o silício. Mesmo dentro de “sua família” esses aços possuem grande variedade de composições que os tornam diferentes até dos de sua classe. Seu teor de carbono pode estar compreendido na faixa entre 0,06% a 0,003%, sendo então

seu processamento diretamente ligado a esses valores de carbono, sendo que os aços com teores mais elevados devem ser descarbonetados (Landgraf, 2001).

Outros elementos presentes à composição deste aço são silício e alumínio tendo como máxima porcentagem 3,5% e 0,5% respectivamente. Estes elementos são apontados como fundamentais, sob certos aspectos, para produção de aços silício GNO. Ambos aumentam a resistividade elétrica (ρ) provocando a redução da parcela de perdas por correntes parasitas. Além disso, a adição de silício reduz a energia de anisotropia e aumenta a permeabilidade magnética em baixas induções (Paolinelli, 2008).

O alumínio age modificando a forma e a distribuição de impurezas e em decorrência disto favorece o crescimento de grão e o desenvolvimento de textura no aço. Em teores acima de 0,50% o alumínio promove o aumento da formação de grãos com orientação cubo e redução da orientação $\{111\}$ na estrutura final do material.

3.1.3. Propriedades Magnéticas

Dentre as propriedades magnéticas mais importantes aos aços elétricos está a permeabilidade magnética. A permeabilidade magnética é uma característica ímpar desses materiais e é a capacidade de amplificar um dado campo magnético aplicado. Em termos matemáticos é a relação entre o valor da indução magnética “B” e o campo magnético que a criou “H”, não existindo unidade caso seja utilizada a permeabilidade relativa (Cardoso, 2005).

A permeabilidade magnética está diretamente ligada as perdas magnéticas no cobre, em máquinas elétricas. Quanto maior o valor da permeabilidade menor o campo magnético para magnetizar o aço, portanto menores serão as correntes elétricas que circulam nos motores/condutores menor a energia dissipada por efeito joule.

No entanto, devido ao fato de que a maioria das máquinas que utilizam aço GNO funcionam com corrente alternada, o processo de magnetização ocorre com dissipação de energia, o que irá caracterizar a perda magnética. Nos aços elétricos as perdas podem ser influenciadas por fatores tais como: composição química, espessura final da chapa, tamanho de grão final, tensões residuais, textura cristalográfica, precipitados e defeitos superficiais. Já a medição dos valores de perda magnética é influenciada por variáveis do ensaio tais como: indução máxima, frequência de excitação, etc. (Rodrigues, 2011).

Existem duas classes de perdas magnéticas: as perdas no ferro e as perdas no

cobre. As perdas no ferro são em geral maiores que as perdas no cobre, sendo o parâmetro de avaliação para o rendimento das máquinas elétricas. O uso de corrente alternada nas máquinas elétricas por sua vez dará origem a histerese magnética e a circulação de correntes parasitas, induzidas pela variação de fluxo magnético no interior do metal (Landgraf, 2002); tanto a histerese como as correntes parasitas são parcelas da perda magnética no ferro. Ao total, para estudo e conhecimento das propriedades magnéticas nos aços elétricos, existem três parcelas de perda magnética: devido à histerese e às correntes parasitas citadas anteriormente e as perdas anômalas. A perda total pode ser calculada pela soma das três parcelas:

$$P_t = P_h + P_e + P_a \quad (3.1)$$

onde P_h é a parcela de perda por histerese e pode ser calculada separadamente com o uso da equação:

$$P_h = Kf \oint B dH \quad (3.2)$$

Para a equação (3.2), K é uma constante, f é a frequência (Hz), B é a densidade de fluxo magnético e H o campo magnetizante (A/m). O modo gráfico como se descrevem as perdas por histerese é representado na Figura 3.2, adaptada de Rasmussen (1998), onde são apresentadas ainda as variações da área da curva com o acréscimo de outras parcelas de perda magnética.

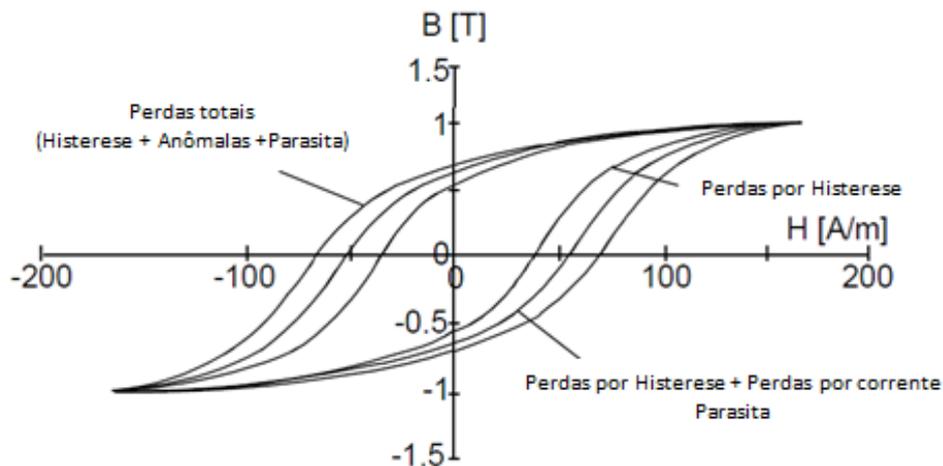


Figura 3.2 - Curva característica da Histerese, representando a variação da área com o acréscimo das demais parcelas de perda magnética, adaptada de Rasmussen (1998).

Na equação (3.1), o P_e é a parcela da perda magnética por corrente parasita e pode ser calculada pela equação:

$$P_e = (\pi e B f)^2 / 6 \rho d \quad (3.3)$$

onde e é a espessura (m), B é a indução (T), f é a frequência (Hz), ρ é a resistividade elétrica (Ωm) e d a densidade do material (kg/m^3). A unidade de medida tanto para P_h quanto para P_e é W/kg. As perdas por correntes parasitas estão ligadas ao movimento dos domínios magnéticos, como apresentado na Figura 3.3, que representa o perfil das correntes parasitas na presença dos domínios magnéticos.

Os domínios magnéticos são volumes de material onde todos os átomos de ferro têm seus momentos magnéticos atômicos alinhados, os quais são originados de seus spins de elétrons desemparelhados, “apontados” para uma das direções $\langle 100 \rangle$ (Landgraf, 2012).

A perda anômala P_a , no entanto está associada ao movimento não conservativo das paredes do domínio magnético, durante o processo de magnetização. Quanto maior o tamanho dos domínios presentes na estrutura maior é a velocidade da parede e maior será a perda anômala (Paolinelli, 2008, Cullity, 1972).

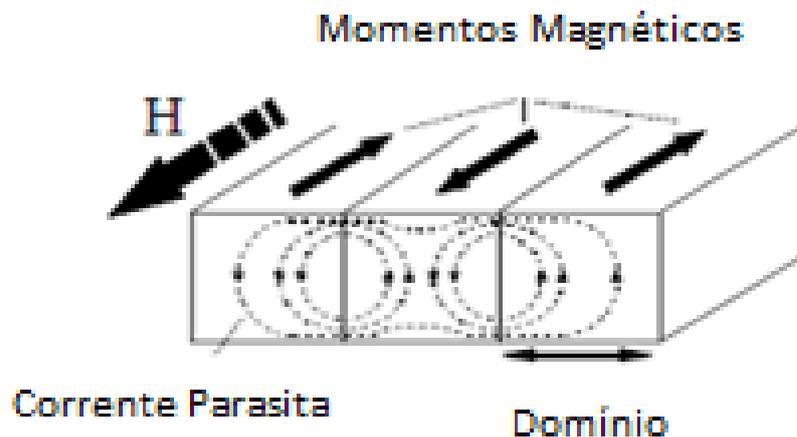


Figura 3.3 - Ilustração do modelo de domínios para perda por corrente parasita adaptada de Rasmussen (1998).

3.2. Tratamento Térmico de Descarbonetação

Objetivando boas propriedades magnéticas, os aços GNO semi ou totalmente processados são submetidos ao tratamento térmico recozimento decarbonetante, quando produzidos com teores de carbono acima de 20ppm. Durante este tratamento ocorrem: -a redução do teor de carbono (o teor de carbono deve ser reduzido a valores abaixo de 0,002%) com a finalidade de melhorar as propriedades magnéticas do aço, como a redução das perdas por histerese e aumento da permeabilidade magnética; - alívio de tensões; -oxidação superficial do aço; -crescimento de grão (Marra, 2004).

A Figura 3.4 apresenta os fatores envolvidos no crescimento de grão que pode ocorrer durante a decarbonetação. O primeiro fenômeno que ocorre no material e precede o crescimento de grão é o aparecimento de um gradiente de teor de carbono causado pela retirada de carbono, o que torna os grãos da superfície da chapa núcleos de grãos ferríticos enquanto o interior do material permanece bifásico (Soenen, 2005).

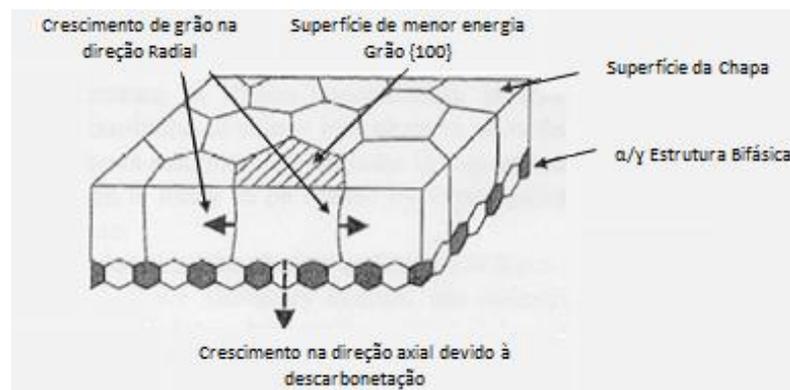


Figura 3.4 - Mecanismo de crescimento de grão durante a decarbonetação adaptada de Gautam (2011).

A partir deste ponto os grãos podem então crescer na direção radial tendo como força motriz a diferença de energia superficial, deste modo as “ilhas” /núcleos de ferrita crescem consumindo os grãos de austenita e tornando a superfície da chapa formada apenas por grãos de ferrita enquanto o interior da chapa ainda permanece bifásico. Os grãos de austenita funcionam então como barreiras para a recristalização, ou como interpretam alguns, para o crescimento de grãos ferríticos e, conseqüentemente, influenciam no tamanho de grão final (Sidor, 2005; Soenen, 2005). Deste modo os

grãos serão colunares uma vez que estes crescerão na direção axial avançando para o interior do material (Sidor, 2005; Silva, 2011).

O recozimento descarbonetante é convencionalmente realizado em condições intercríticas (Gautam, 2011) e o tratamento térmico se dará em três etapas principais: a primeira etapa consiste no aquecimento do metal até o patamar de temperatura do tratamento, enquanto que a segunda etapa se caracterizará pelo encharque do material a temperatura de tratamento em tempo adequado e atmosfera controlada. Por fim, a terceira etapa será o resfriamento do material tratado que deverá ser lento, de modo que o carbono ainda existente na matriz do aço precipite nos contornos de grão, o que minimizará o fenômeno de envelhecimento magnético (Giroto, 2010).

3.2.1. Atmosferas de Descarbonetação

Em geral o tratamento térmico responsável pela extração de carbono se dá em faixas de temperatura entre 780° a 900°C em atmosfera gasosa, na maioria dos casos formada por dois gases mais vapor d'água. Para aços GNO a atmosfera mais comum para realização do tratamento térmico é composta por hidrogênio, nitrogênio e vapor de água ($H_2-N_2-H_2O$) (Sidor, 2005).

Cada gás com sua funcionalidade distinta: um inerte, um agente redutor e um agente oxidante. O nitrogênio, gás inerte, tem a função de diluir o hidrogênio e agir como barreira de proteção, evitando a oxidação do aço. O hidrogênio por sua vez agirá como agente redutor, evitando a formação de óxido de ferro no aço e promovendo um maior tempo de contato entre aço e atmosfera, prolongando o tempo de tratamento. O vapor d'água por sua vez agirá como fonte de umidade e agente oxidante, uma vez que sua interação com o metal promoverá a retirada de carbono. A quantidade de vapor de água na atmosfera deve ser rigorosamente controlada para que este haja como reagente na descarbonetação e não se torne empecilho ao processo (Marra, 2004).

O controle da efetividade da mistura gasosa que constitui a atmosfera e a determinação da quantidade de umidade é promovido por meio do conhecimento e determinação de um valor ideal de ponto de orvalho, a partir do potencial de oxidação da atmosfera, descrito pela relação P_{H_2O}/P_{H_2} . O valor do ponto de orvalho para aços elétricos se encontra na faixa de +10 a +60°C (Sidor, 2005). A Figura 3.5 representa a

relação entre o ponto de orvalho e algumas das reações que possam ocorrer durante a descarbonetação envolvendo a atmosfera e o aço segundo Yamazaki (1969).

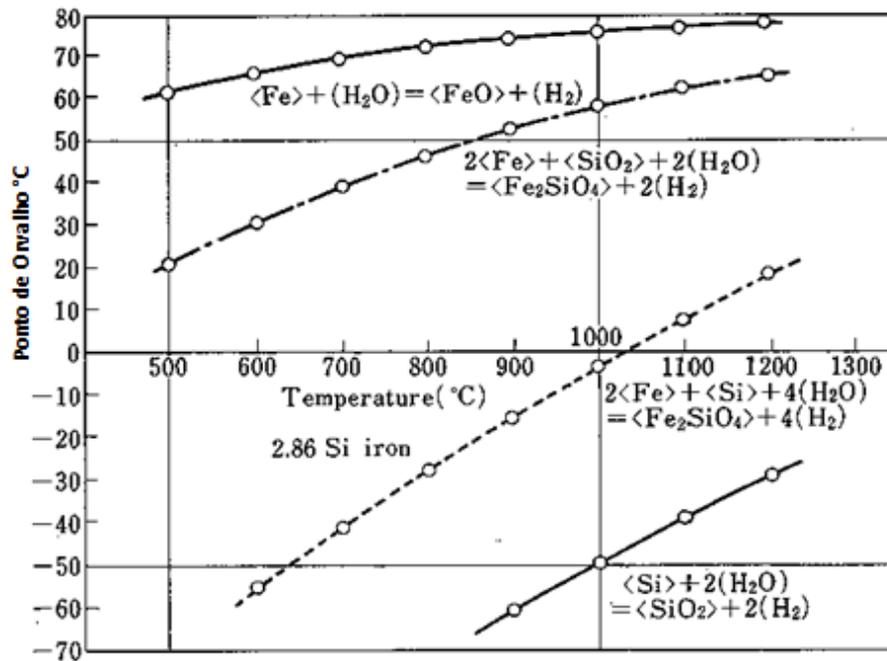


Figura 3.5 - Relação entre P_{H_2O}/P_{H_2} e a temperatura, nas reações de oxidação das ligas Fe-Si adaptada de Yamazaki (1969).

3.2.2. Termodinâmica da Descarbonetação

Fundamentalmente a termodinâmica da descarbonetação permite que se conheça a extensão com que este processo ocorrerá, enquanto que a cinética da descarbonetação descreve a taxa com que as reações podem proceder. Cabe a termodinâmica a função de indicar ainda quais reações ocorrerão de acordo com a temperatura e parâmetros da atmosfera controlada do processo, e ainda indicar a extensão da descarbonetação no material (Mardon, 1998).

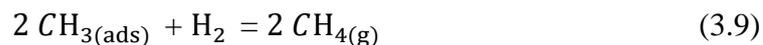
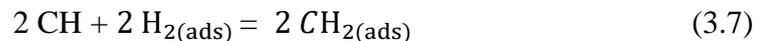
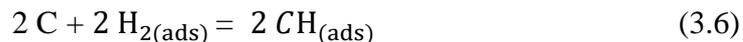
O ambiente da descarbonetação compreende uma amostra de aço a elevada temperatura em uma dada atmosfera descarbonetante, e nesse sistema/ambiente existe duas formas possíveis de equilíbrio: (1) equilíbrio entre o aço e a fase gasosa (atmosfera descarbonetante) - equilíbrio sólido-gás; e (2) equilíbrio entre as fases, ferrita e ferrita/austenita presentes no aço - equilíbrio sólido-sólido (Ure, 1987).

O equilíbrio entre fase gasosa e sólida é determinado pela atividade do gás, uma vez que esta determina a mínima quantidade de carbono na qual o aço pode ser descarbonetado. O segundo tipo de equilíbrio é então gerado a partir do próprio processo de descarbonetação, uma vez que ao atingir uma dada faixa de temperatura acima e/ou abaixo da temperatura A_{c3} (temperatura de fim de formação da austenita), a descarbonetação parcial do aço pode resultar em uma estrutura com invólucro de ferrita e núcleo de austenita ou bifásica austenita/ferrita, e na interface das fases então existirá o equilíbrio, que desta vez será dependente da atividade do carbono em solução e, portanto, influenciado pelos elementos de liga contidos no aço (Mardon, 1998).

A descarbonetação ocorre então em duas etapas: a primeira etapa se caracteriza pela difusão do carbono do centro da chapa para a superfície do aço, gerando o equilíbrio entre as fases sólidas, e uma segunda etapa onde o carbono na superfície entra em contato com a atmosfera gasosa e ocorre então o equilíbrio entre a fase gasosa e a sólida. A atmosfera gasosa do tratamento de descarbonetação é uma atmosfera úmida, e a umidade exercerá o papel descarbonetante de fato (Mardon, 1998; Giroto, 2010). A primeira reação do processo de descarbonetação é a dissociação da água:



O hidrogênio livre gerado nesta reação irá reagir com o carbono da superfície do aço (Grabke, 1985):



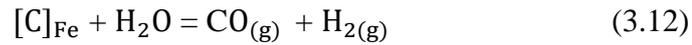
A criação de metano é dada pelas equações 3.6 a 3.9, sendo controlada pelas interações e a taxa com que ocorrem as interações na superfície do metal. A taxa de criação do metano, no entanto, irá diminuir ao passo que outros átomos ou moléculas

ocupem os centros de adsorção, que deveriam ser ocupados pelo hidrogênio, até mesmo a baixos valores de vapor de água na atmosfera a criação de metano será bloqueada em alguns minutos de descarbonetação (Münster, 1981).

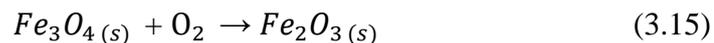
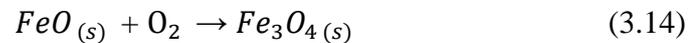
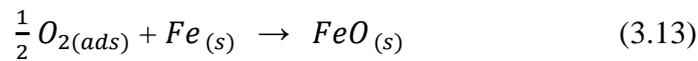
O oxigênio produzido pela reação da equação 3.5, por sua vez reage com o carbono da superfície dando origem a CO e CO₂ (Mannion, 1989):



A taxa de criação de monóxido de carbono aumentará com o aumento da temperatura e do ponto de orvalho da mistura (Sidor, 2005). O vapor de água e o carbono contido no aço ainda poderão reagir de modo direto como representado na equação 3.12 (Jenko, 2000).



O equilíbrio entre as fases após a reação inicial de descarbonetação terá como principal função evitar a deposição de carbono no aço parcialmente descarbonetado e também evitar a formação de compostos indesejados como óxido de ferro. A superfície dos aços GNO é oxidada segundo as equações 3.13 a 3.15 (Jenko, 2000).



Uma ferramenta termodinâmica importante para determinar as variáveis de processo da descarbonetação é a relação P_{H_2O}/P_{H_2} da atmosfera (Sidor, 2005; Jenko, 2000; Mardon, 1998). A Figura 3.6 indica um ponto ideal para que a reação de descarbonetação ocorra sem que o aço elétrico seja oxidado, por razões de velocidade a

temperatura utilizada no processo é 760°C e uma relação de P_{H_2O}/P_{H_2} de até 0,5 poderia ser utilizada para se obter uma reação mais rápida (Giroto, 2010).

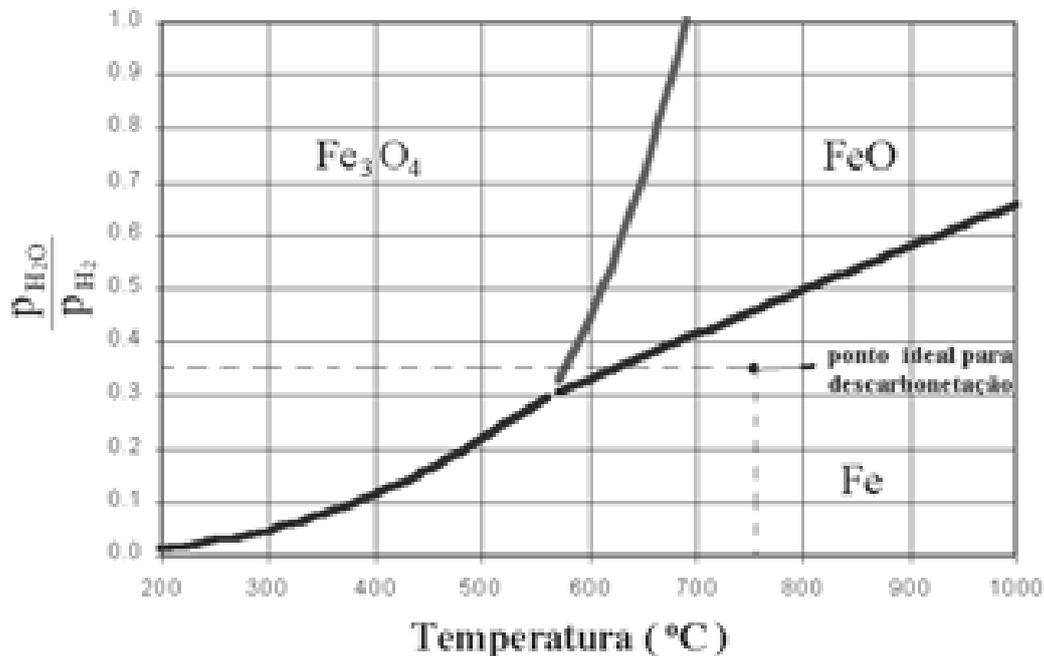


Figura 3.6 - Estabilidade do Fe-FeO-Fe₃O₄ em função da temperatura e da relação P_{H_2O}/P_{H_2} adaptada de Giroto (2010).

3.2.3. Cinética da Descarbonetação

A cinética da descarbonetação permite determinar as várias taxas com que as reações ocorrem na superfície do aço, determinando assim as etapas ou a etapa em que ocorrem as reações. A cinética também permite calcular a taxa com que ocorre a variação de concentrações nos elementos constituintes da atmosfera descarbonetante (Mardon, 1998). Block e Jayraman (Block e Jayraman, 1986) trabalhando com a descarbonetação de tiras de aço em forno de recozimento contínuo, concluíram que a cinética da reação é determinada pela velocidade com que o carbono atinge a superfície da tira, ou seja, depende fundamentalmente da difusão do carbono. De tal modo que os fatores que interferem na difusão também afetam a descarbonetação (Marra, 2002).

A cinética da descarbonetação dependente ainda de variáveis tais como: vazão da mistura gasosa e tempo de permanência do aço à temperatura de encharque no forno. A vazão da mistura gasosa age alterando a cinética do processo, uma vez que esta agirá como suprimento aos gases da atmosfera e promoverá o arraste de produtos gasosos

gerados pela descarbonetação. Dentre os gases da atmosfera de tratamento o vapor de água, que será diretamente responsável pela descarbonetação, tem um valor ótimo, uma vez que em altas concentrações pode provocar a oxidação de outros elementos de liga gerando empecilho a descarbonetação. Todos estes processos são termicamente ativáveis e o aumento da temperatura pode levar a redução no tempo de reação (Giroto, 2010). O aumento da temperatura tem o aspecto positivo de acelerar a descarbonetação, pois, a difusividade do carbono é aumentada com a temperatura.

A taxa de descarbonetação muda continuamente, começa muito intensa e vai diminuindo ao longo do tempo de tratamento, e está associada a: (1) difusão do carbono do centro para a superfície da peça, processo favorecido pela temperatura de trabalho do material; (2) adsorção gasosa (vapor de água e hidrogênio) na superfície do aço; (3) oxidação do carbono e (4) formação de óxido de ferro (Marra, 2004).

3.2.4. Efeito da composição química

Os elementos de liga influenciam na descarbonetação, uma vez que estes têm efeito sobre: a temperatura de transformação da fase austenita em ferrita, atividade do carbono em solução, o coeficiente de difusão do carbono em solução e as características da oxidação do ferro. Alguns elementos presentes em solução sólida nos aços elétricos podem interferir negativamente na descarbonetação, como o antimônio, o fósforo, o manganês, o silício e o alumínio (Landgraf e Rodrigues, 1998; Kao e Whan, 1988; Baggerly e Drollinger, 1993).

Essa interferência se dá pela segregação de elementos que apresentam repulsão ao carbono, como fósforo ou antimônio, nos contornos ou superfícies livres, que são vias de alta difusividade, sendo, desta maneira, abaixada a taxa de migração do carbono para superfície do aço (Marra, 2002). Os principais elementos de liga para o aço agem do seguinte modo, segundo Birks (1969):

Manganês→ se concentra na camada de óxido, principalmente na wustita (FeO) e magnetita Fe_3O_4 . Não possuindo muito efeito sobre a descarbonetação uma vez que se concentra mais na superfície do aço, o manganês age apenas sobre a atividade e difusão do carbono.

Cromo→ se concentra na camada de óxidos formando espinélio ou óxidos R_2O_3 dependendo de sua concentração. O cromo reduz então a atividade do carbono em solução, reduzindo a difusão do carbono para a superfície da chapa.

Níquel→ se concentra na interface camada de óxidos/ metal. No entanto reduz a solubilidade do carbono nas camadas superficiais da chapa de aço reduzindo assim sua taxa de difusão e desfavorecendo a descarbonetação.

Cobre→ se concentra no metal na interface camada de óxido/metálico, devido sua baixa solubilidade forma uma fase rica em cobre nessa região o que prejudica a descarbonetação.

Silício→ se difunde do aço para a camada de óxido, formando sílica, SiO_2 , e faialita (Fe_2SiO_4). O silício ainda age aumentando a atividade do carbono em solução, aumentando também a tendência do carbono a se difundir para a interface da região de oxidação/metálico, favorecendo a descarbonetação. Como o aço de interesse desse estudo é o aço elétrico, portanto o elemento de liga mais abundante será o silício (Mardon, 1998).

Para as dadas concentrações de silício, o comportamento da descarbonetação pode assumir dois perfis distintos. Para aços com baixo teor de silício a descarbonetação será mais rápida com um perfil não linear de retirada de carbono. Já os aços com alto teor de silício o perfil de perda de carbono será linear, portanto a taxa de descarbonetação será mais baixa (Mardon, 1998).

O silício tende a formar uma camada de óxido e esta cessa o contato da superfície do aço com a atmosfera descarbonetante. No entanto, para os aços com baixo teor de silício essa camada, geralmente formada por sílica, será porosa e permitirá o fluxo gasoso e promoverá a extração do carbono do metal (Jenko, 2000).

3.3. Envelhecimento Magnético

Durante a vida útil dos aços elétricos, pode ocorrer um fenômeno chamado envelhecimento magnético. Este fenômeno ocorre devido a mudanças microestruturais: a precipitação de soluções sólida de carbono e/ou nitrogênio na forma de carbonetos ou nitretos. Este fenômeno resulta no aumento das perdas magnéticas no material, uma vez que a presença de precipitados aumenta a coercividade, acarretando na dissipação de calor e intensificação dos danos ao material (Campos, 2006; Shantanu, Ray e Mohanty, 1981). A Figura 3.7 mostra os precipitados em um aço elétrico envelhecido por 10^4 min a 250°C .

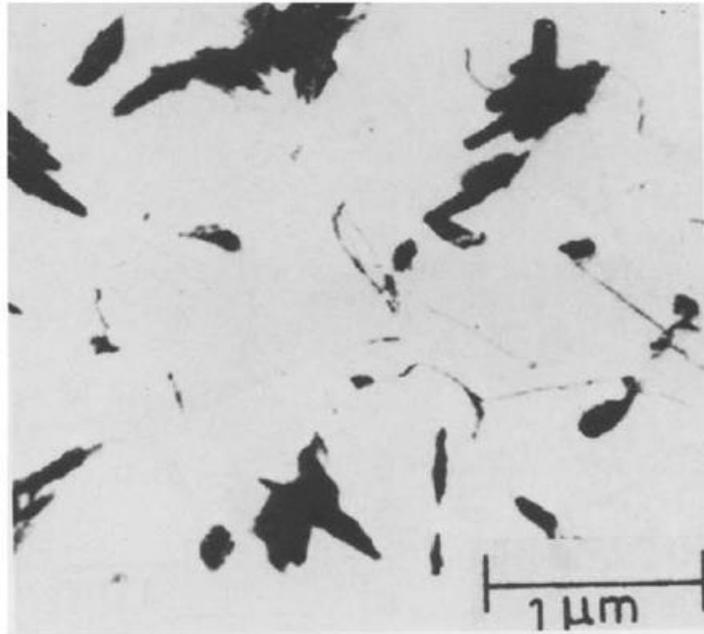


Figura 3.7- Grandes precipitados (cementita) em aço envelhecido em 10^4 min a 250°C (Ray, 1989).

A susceptibilidade ao envelhecimento magnético é influenciada pela forma com a qual se realiza e por quais tratamentos termomecânicos o aço elétrico é submetido (Eloot, 1994). Como dito anteriormente, esse envelhecimento resulta em aumento das perdas magnética, sendo a parcela correspondente à histerese a mais afetada. O envelhecimento magnético pode ser avaliado pela fração em volume da perda magnética por histerese, sendo o índice de envelhecimento estimado por meio da equação 3.16 (Marra, 2006).

$$\text{IE}\% = \frac{P_{env} - P_{ant}}{P_{ant}} \times 100 \quad (3.16)$$

onde:

P_{ant} = Perda magnética antes do tratamento envelhecimento;

P_{env} = Perda magnética pós-tratamento térmico de envelhecimento.

3.3.1 Efeito do Envelhecimento nas Propriedades Magnéticas

O envelhecimento magnético ocorre devido a precipitação de carbonetos de ferro e o efeito deste sobre as propriedades magnéticas do material (perdas magnéticas) se intensifica com a interação destes precipitados com as paredes de domínio (Marra, 2006; Block e Jayaraman, 1986). Esta interação depende do tamanho, forma e distribuição dos precipitados (Marra, 2005), e resulta no ancoramento das paredes de domínio.

As paredes de domínio são interfaces entre regiões nas quais o vetor momento magnético atômico assume distintas direções. Considerando-se que não pode haver uma abrupta mudança dos eixos dos momentos de átomos adjacentes, pode ser inferido, portanto, que na parede de domínio deve haver, na verdade, uma mudança gradual de orientação do vetor momento magnético (Cullity, 1972; Fukuhara, 2010), como representado na Figura 3.8. Portanto, as paredes de domínio têm uma certa largura, de tal forma que dentro das paredes a orientação dos momentos não corresponde à orientação de mais fácil magnetização, tendo uma maior energia de anisotropia cristalina que no interior dos domínios adjacentes (Cullity, 1972).

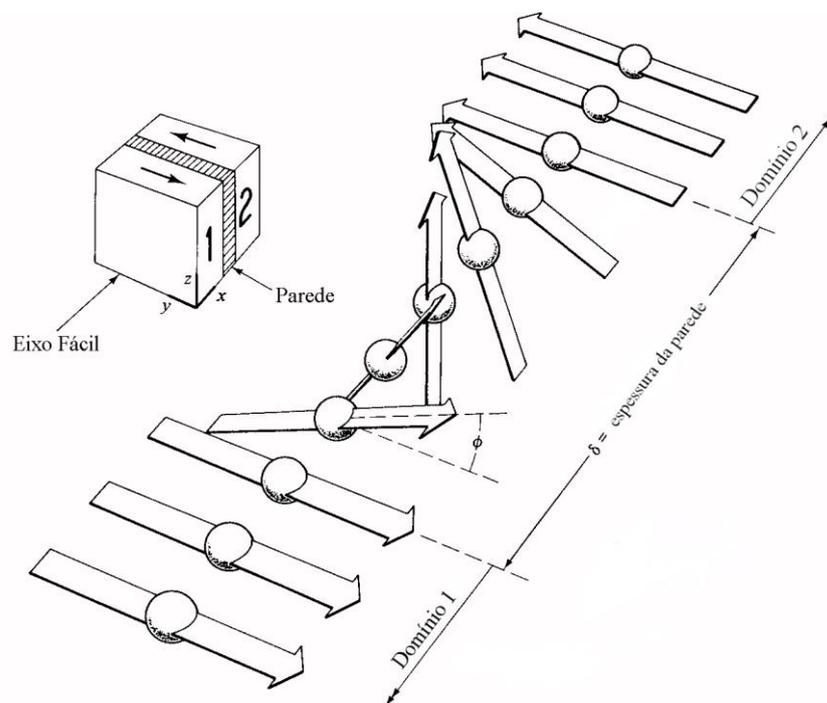


Figura 3.8- Estrutura de uma parede de domínio de 180° (Fukuhara, 2010).

O ancoramento das paredes de domínio magnético ocorre de duas maneiras: a primeira maneira surge da redução da área superficial da parede quando uma partícula nela se instala, uma vez que, ao atravessar a partícula a área da parede decresce, se a partícula se encontra inserida dentro de um domínio, existe a formação de polos magnéticos livres ao seu redor. O segundo modo de redução da energia de parede tem origem na redistribuição desses polos livres quando a parede encontra a partícula (Villegas, 2000; Marra, 2002). Neste caso, ocorre uma redução da energia magnetostática em função da configuração assumida pelos polos livres, essa redução é dependente do volume da partícula (Cullity, 1972).

Com sua dependência em relação ao volume das partículas a redução da energia magnetostática é mais predominante que a redução de energia associada a variação de superfície (parede de domínio ultrapassando a partícula), isso significa que ao passo que as partículas aumentam de tamanho a redução de energia magnetostática se torna mais significativa (Marra, 2002). Entretanto quando a partícula é muito grande ocorre uma inversão nesse comportamento e a energia magnetostática passa a crescer em função dos polos magnéticos chamados “espigas”. Tal configuração de polos magnéticos, na verdade, são pequenos domínios magnéticos que invadem os domínios vizinhos (Cullity,1972; Marra, 2002). Essa configuração de polos é apresentada na Figura 3.9.

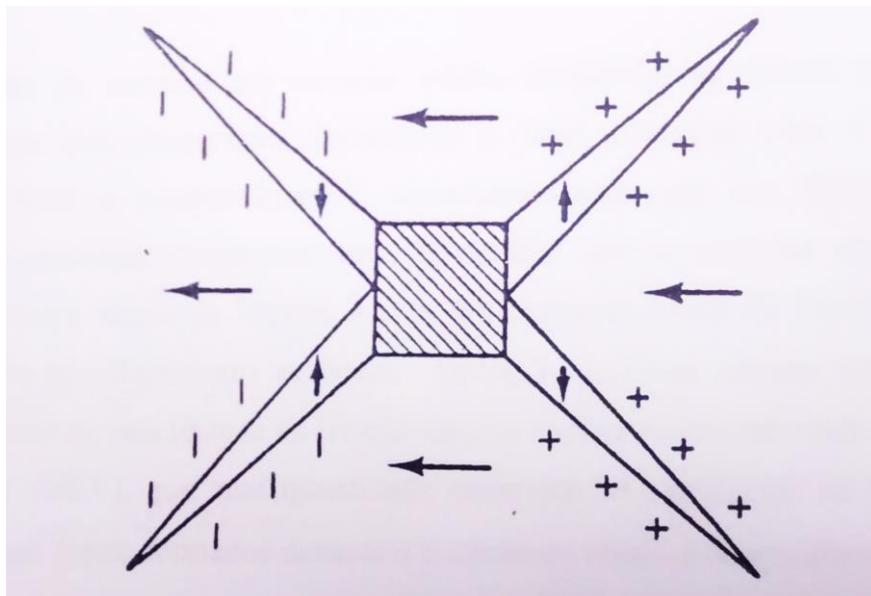


Figura 3.9- Polos magnéticos na forma de “espigas” ao redor de uma partícula (Cullity,1972).

Quando a espessura da parede é igual ou próxima ao diâmetro da partícula, a redução da energia é máxima. Portanto, há uma faixa de tamanho de partícula na qual a interação parede de domínio-partícula é mais intensa. Entre os precipitados mais prejudiciais ao movimento das paredes de domínio estão aqueles com tamanho na faixa entre 0,1 e 1µm. Essa redução de energia ou ancoramento das paredes de domínio acarreta no aumento das perdas magnéticas sendo a parcela de histerese mais sensível a tal fenômeno (Cullity, 1972).

3.3.1. Envelhecimento Acelerado

O envelhecimento magnético pode se manifestar no material ao longo de sua vida útil, de forma lenta em suas condições de aplicação, mas pode ser acelerado mediante a variação de temperatura e tempo de exposição a esta temperatura, o que caracteriza assim o envelhecimento (Ray, 1982).

O envelhecimento forçado nada mais é que um tratamento de envelhecimento onde se objetiva o estudo da influência dos precipitados gerados ao longo do envelhecimento nas propriedades magnéticas do aço elétrico. Em geral esse tratamento envolve temperaturas na faixa de 150° a 350°C (Gebler, 2000).

A norma brasileira que rege esse tratamento térmico, NBR 5161 em seu item 3.10 cita: “No caso das medições de perda magnética em corpos de prova envelhecidos, estes devem ser aquecidos durante 600h a 100°C e resfriados a temperatura ambiente. Podem ser efetuadas medições intermediárias depois de 200h e 400h para assegurar que o envelhecimento estará terminado após 600h. Mediante acordo entre comprador e fornecedor na ordem de compra, pode ser efetuado um ensaio acelerado de 24h a 225°C em substituição ao tratamento indicado acima”.

A norma técnica não se refere ao envelhecimento magnético de aços semiprocessados, fazendo menção a esse fenômeno para os aços totalmente processados, limitando em apenas 5% o aumento máximo permitido para a perda magnética após tratamento térmico de envelhecimento acelerado. A tolerância apresentada pela literatura técnica é mais ampla, chegando a 20% o aumento máximo permitido para perda magnética. No entanto, é consenso entre os usuários nacionais que aços de bom desempenho não podem apresentar susceptibilidade ao fenômeno de envelhecimento magnético maior que 10% (Marra, 2002).

3.3.1.1. Temperatura Crítica de Envelhecimento

A composição química dos aços silício GNO, juntamente com outras variáveis de processo determina uma temperatura na qual a taxa de nucleação e a velocidade de crescimento favorece a formação de precipitados com características que são mais deletérias as propriedades magnéticas. Esta temperatura é chamada de temperatura crítica de envelhecimento (Oliveira, 2014, Merhz, 1970).

A temperatura crítica de envelhecimento é a temperatura na qual a taxa de nucleação e a velocidade de crescimento máximas permitirão que os precipitados atinjam o tamanho crítico que maximiza a deterioração da perda magnética (Paolinelli e Fernandes, 1987; Merhz, 1970).

3.3.1.2. Efeitos da Composição Química no Tratamento de Envelhecimento Acelerado

Os principais elementos adicionados aos aços elétricos para melhoria de suas propriedades magnéticas formam soluções sólidas substitucionais com o ferro, sendo totalmente miscíveis nos teores aos quais são empregados usualmente (Honeycombe e Bhadeshia, 1995; Leslie, 1982; Honeycombe, 1981). Estes elementos são: manganês, silício, alumínio, fosforo e antimônio. Estes podem então ser divididos em duas classes: (i) elementos que substituem o ferro nos carbonetos e que, portanto, são solúveis nas partículas de carboneto, como o manganês e (ii) elementos insolúveis nos carbonetos, caso do silício, antimônio, alumínio e fosforo (Marra, 2002).

Estes elementos de liga que se caracterizam como elementos substitucionais agem influenciando a atividade do carbono na ferrita, a taxa de crescimento de carbonetos e a temperatura de transição entre o carboneto ϵ e a cementita, que são fatores diretamente ligados ao fenômeno de envelhecimento magnético. Atuando do seguinte modo: o manganês estabiliza a cementita, baixando a temperatura na qual este carboneto é estável e acelerando seu crescimento. O manganês dentro do carboneto forma uma ligação com o carbono mais forte que a ligação carbono-ferro (Hildebrand, 1997; Chang e Kwat, 1997).

Os demais elementos que não formam carbonetos tendem a elevar a temperatura de transição entre o carboneto ϵ e a cementita, e a reduzir a taxa de crescimento desse

tipo de precipitado (Leslie e Rauch, 1978). O fósforo por sua vez, por ter uma relação de forte repulsão com o carbono, em temperaturas que o permitam alta mobilidade atômica, difunde para os contornos de grão e para interface matriz/precipitado dificultando a presença de carbono nessas regiões, retendo assim mais carbono em solução sólida e contribuindo para o atraso no fenômeno de envelhecimento do material (Pereira, 1986; Ray e Mohanty, 1989).

O antimônio também age na interface matriz/precipitado contribuindo para o retardo no crescimento da cementita (Sakuma, Watanabe e Nishizawa, 1980). Para efeito de síntese, pode-se dizer, portanto que o fósforo possui um forte efeito de atrasar o envelhecimento magnético. As ações do silício, alumínio e antimônio parecem ser mais moderadas, já o manganês, ao contrário, favorece o envelhecimento por permitir uma mais rápida formação da cementita (Marra, 2002).

3.4. Precipitação de Carbonetos

A solubilidade máxima do carbono bem como a do nitrogênio na ferrita é extremamente baixa, sendo da ordem de 0,02 e 0,1% em peso, respectivamente. A solubilidade do carbono no campo alfa varia aproximadamente três ordens de grandeza entre 723°C e 20°C (Honeycombe e Bhadeshia, 1995).

Devido à baixa solubilidade do carbono na ferrita, ocorre a precipitação de carbonetos a partir da ferrita supersaturada, por um processo de nucleação e crescimento (Dieter, 1961). A fase ferrita nos aços de baixo carbono é supersaturada em carbono quando o resfriamento do material pós-tratamento térmico é rápido. O envelhecimento destes materiais a temperaturas aproximadas de 500°C resulta na precipitação de carbonetos de ferro (Abe, 1984).

Inicialmente é necessário que haja a nucleação dos primeiros cristais da nova fase (carboneto). Após a nucleação da nova fase o carbono da região circunvizinha por meio de difusão promove o crescimento das partículas. A evolução da precipitação a uma dada temperatura é apresentado na Figura 3.10, em que a quantidade de precipitados é dada em função do tempo. Reações deste tipo apresentam altas velocidades iniciais e baixas velocidades finais. Em geral, a precipitação não se inicia de imediato, sendo detectável somente após um tempo finito t_0 . Esse intervalo de tempo

é denominado tempo de incubação e representa o tempo necessário para formação de núcleos estáveis e visíveis (Reed-Hill, 2010, Askeland, 2008).

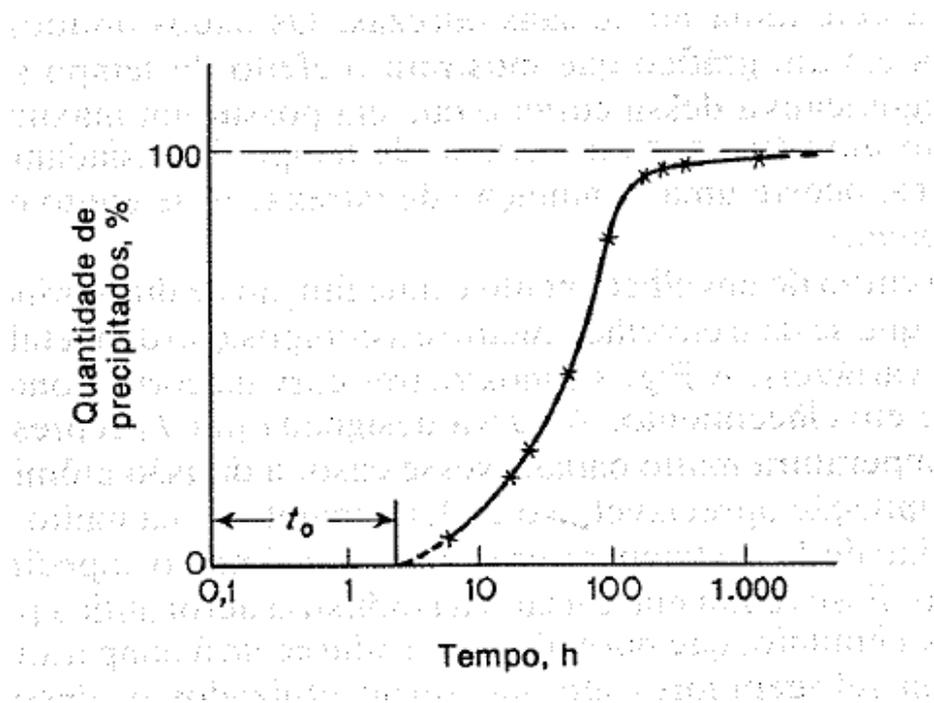


Figura 3.10 - Quantidade de precipitados em função do tempo. Liga ferro-carbono (0,018% C) e precipitação a 76°C a partir de uma solução supersaturada. (Dados de Wert, C., ASM Seminar, Thermodynamics in Physical Metallurgy, 1950.)

A velocidade da precipitação varia com a temperatura, como é mostrado de forma qualitativa na Figura 3.11. A temperaturas muito baixas são necessários longos períodos de tempo para completar a precipitação, uma vez que a velocidade de difusão é muito pequena, sendo a velocidade da reação controlada pela migração dos átomos. Para temperaturas logo abaixo da linha solvus, a velocidade de precipitação é também muito pequena pois a solução encontra-se pouco saturada. Em temperaturas médias entre os dois extremos mencionados, a velocidade de precipitação aumenta até um máximo, onde o tempo para completar a precipitação é muito curto. Nesse intervalo, a combinação de velocidades moderadas de difusão e de nucleação torna mais rápida a precipitação (Reed-Hill, 2010).

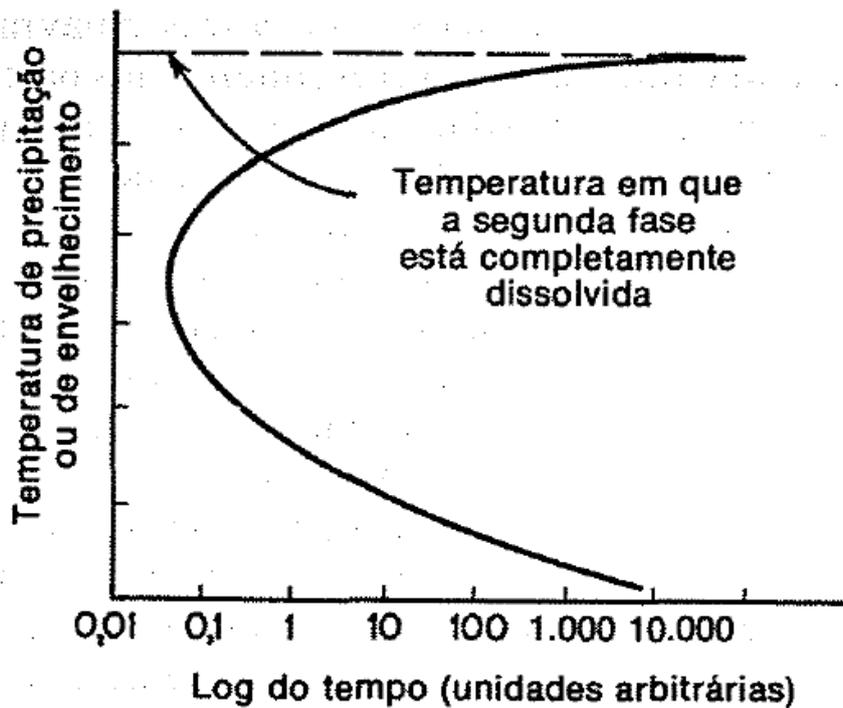


Figura 3.11 - Tempo para a formação de 100% dos precipitados de uma liga supersaturada (Reed-Hill, 2010).

3.5. Envelhecimento Mecânico

O envelhecimento mecânico dos materiais, bem como o envelhecimento magnético, é resultante das interações entre a segunda fase (precipitados) formados durante o tratamento térmico de envelhecimento e a matriz do material. Do ponto de vista de propriedades mecânicas, o efeito mais importante da precipitação o endurecimento da matriz (Callister, 2002; Reed-Hill, 2010). O endurecimento está diretamente ligado a três fatores: o tempo de tratamento térmico, a temperatura e a composição da liga metálica a ser envelhecida (Askeland, 2008).

A curva dureza como uma função do tempo de tratamento de envelhecimento (Figura 3.12) apresenta um máximo, no entanto ao se manter ou envelhecer o material por um período de tempo demasiadamente longo a uma dada temperatura ocorre a diminuição da dureza. Efeito este conhecido como superenvelhecimento (Reed-Hill, 2010).

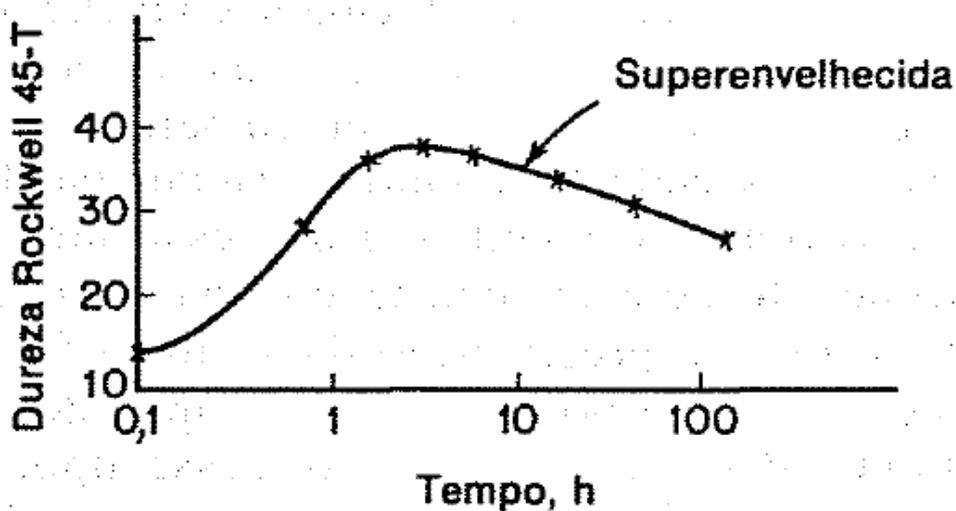


Figura 3.12 - Variação da dureza durante o tratamento de envelhecimento. Liga FeO 0,015% C. Temperatura de envelhecimento 90°C. (Dados de Wert, C., ASM Seminar, Thermodynamics In Physical Metallurgy, 1950) (Reed-Hill, 2010).

Em algumas ligas endurecidas por precipitação, a formação do precipitado ocorre simultaneamente com a sua perda de coerência. O superenvelhecimento decorre também do coalescimento dos precipitados promovido em longos tempos de tratamento, que pode ser descrito como a presença de uma baixa fração volumétrica de carbonetos grandes (Callister, 2010). Por sua vez o máximo endurecimento está associado a alta fração volumétrica de precipitados pequenos (Reed-Hill, 2010).

3.6. Resultados da Literatura

3.6.1. Reozimento Descarboxetante

Como visto no tópico 3.2 a descarboxetação dos aços elétricos é um importante processo para a obtenção de propriedades magnéticas ótimas no material final. A descarboxetação ocorre pela interação entre a umidade da atmosfera e o aço, e segundo Marra (2004) a difusão do carbono não será o único mecanismo de controle da descarboxetação de aços elétricos GNO. A descarboxetação será também controlada pelas variáveis: vazão e composição gasosa da atmosfera, temperatura de encharque e tempo de permanência no forno. Marra (2004) ainda demonstrou que a reação química, representada pela equação 3.17, controla apenas inicialmente a descarboxetação.



Outra reação que promove a remoção de carbono é a interação direta entre o vapor de água (umidade) e o metal. No entanto, o uso de atmosferas com alta umidade, por sua vez não garantem uma condição ótima de descarbonetação (Marra, 2004), podendo dar origem a oxidação do metal descarbonetado. A oxidação decorrente da descarbonetação por sua vez pode assumir dois perfis: superficial e interna.

Segundo Broddefalk (2008) a oxidação interna ocorrerá apenas no recozimento descarbonetante com altos valores de ponto de orvalho (isto é, valores entre +30 e +41°C). Já para ponto de orvalho +20°C, há oxidação superficial. Resultado que comprova que pontos de orvalhos superiores a +20°C favorecem a oxidação interna do aço. Ainda segundo Broddefalk (2008) e Günter et al. (1988), o surgimento das camadas internas de óxido no recozimento descarbonetante com ponto de orvalho superior a +20°C acarreta no aumento das perdas magnéticas uma vez que esta camada será prejudicial à movimentação das paredes de domínio.

Para diferentes espessuras de camadas oxidadas haverá maior ou menor acréscimo ao valor das perdas magnéticas (Broddefalk, 2008). Outro fator que também influenciará a eficiência da descarbonetação através da produção de óxido é a temperatura. Segundo Jenko (2000), a baixas temperaturas de tratamento térmico ocorrerá à formação de Fe_3O_4 , e a altas temperaturas a formação de faialita, sendo este última menos prejudicial à descarbonetação uma vez que a camada deste óxido formada será porosa.

O ponto de orvalho do recozimento descarbonetante por sua vez também pode influenciar na textura final do metal descarbonetado, além de agir promovendo ou não a ocorrência de oxidação no metal. Segundo Giroto (2010) há indicação de que o aumento do valor de ponto de orvalho na atmosfera controlada do tratamento leva ao gradual aumento na intensidade da orientação cristalográfica (110)[001], ou seja, a descarbonetação aumenta a textura Goss no material final.

Outro resultado da literatura importante é a relação entre o tamanho de grão e a perda magnética, uma vez que o tratamento térmico de recozimento descarbonetante terá como um dos seus resultados o crescimento de grão do metal como mencionado no tópico 3.2. Segundo Oldani (1996), se o crescimento de grão for superior a um valor ótimo (150µm) os domínios gerados na magnetização do aço elétrico serão maiores e as

perdas da parcela anômala serão maiores, uma vez que os domínios se moverão por distâncias maiores a uma frequência constante.

3.6.2. Envelhecimento Magnético Acelerado

A aniquilação das paredes de domínio em sua interação com os precipitados dá origem a perdas magnéticas irreversíveis (Haller, 1970; Guyot, 1993). O aumento das perdas por histerese pode ser atribuído à formação e desaparecimento de paredes de domínio no ciclo de magnetização do material, quando há interação destas com inclusões de grande porte (partículas com diâmetro próximo ou acima da espessura das paredes de domínio) (Campos, 2006).

Segundo Marra (2005), após o envelhecimento acelerado a 210°C por 24h, ao invés de carbonetos de baixa temperatura partículas maiores de cementita e carbonetos são observados. Ambas as estruturas serão agentes do envelhecimento magnético uma vez que seu tamanho é superior a 0,1µm (Marra, 2005). Por possuir estrutura na ordem de µm a presença desses carbonetos explica o aumento da perda magnética no material envelhecido (Elout, 1994; Ray, 1989; Marra, 2005), no entanto a presença desses carbonetos será dependente do teor de carbono residual no aço após descarbonetação, fato que se comprova nos resultados de Marra (2008) e de Campos (2006).

A Figura 3.13, apresenta a relação entre as perdas magnéticas medidas por meio da equação 3.16 e a porcentagem de carbono residual em aço de ultra baixo carbono (% C inicial de 66ppm) com 0,60% Si e adição de alumínio (0,20% Al), descarbonetado por 2h em um forno mufla com atmosfera HN (10% de Hidrogênio e 90% de Nitrogênio), com variação da humidade para obtenção de porcentagem de carbono residual na faixa de 10 a 66ppm.

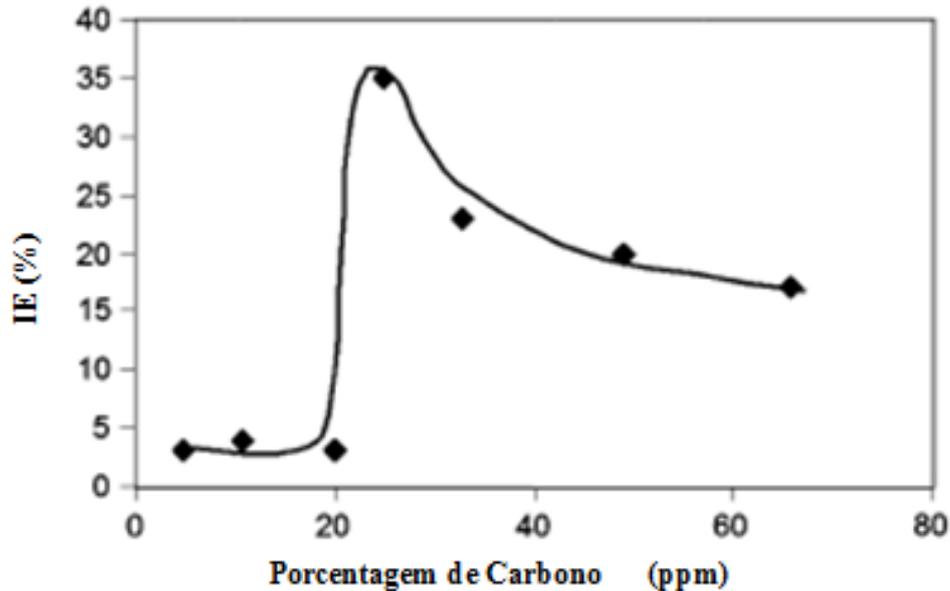


Figura 3.13- Perda Magnética Relativa (Parâmetro IE) em amostras submetidas a envelhecimento acelerado a 210°C/ 24h como função do carbono residual (Marra, 2008).

O gráfico obtido por Marra (2008) comprova que o envelhecimento magnético será mais representativo aos materiais com carbono residual na faixa de 25 a 40ppm, podendo notar-se que este não ocorrerá em materiais com carbono residual na faixa de 20ppm (material descarbonetado) (Marra, 2008).

As Figuras 3.14 e 3.15 apresentam a relação entre porcentagem de carbono-perdas magnéticas e porcentagem de carbono-campo coercivo, respectivamente, geradas a partir dos dados obtidos pelo estudo de Campos (2006), com um aço com composição 0,031%C, 46ppm de N, 0,132%Mn, <0,005%Si, 0,031%P e 0,011%S, envelhecido a 225°C/24h, com descarbonetação a temperaturas diferentes para obtenção de seis diferentes teores de carbono. As medições magnéticas foram realizadas por teste Epstein a 60Hz e condição quase-estática (0,005Hz).

A Figura 3.14 comprova que as perdas magnéticas por correntes parasitas e perdas anômalas são insensíveis ao envelhecimento, enquanto a parcela da histerese sofre alterações significativas. Este fato se explica pela dependência da histerese das interações com as inclusões, uma vez que essas partículas exercem uma forma de ancoramento as paredes de domínio (Campos, 2006; Marra, 2008).

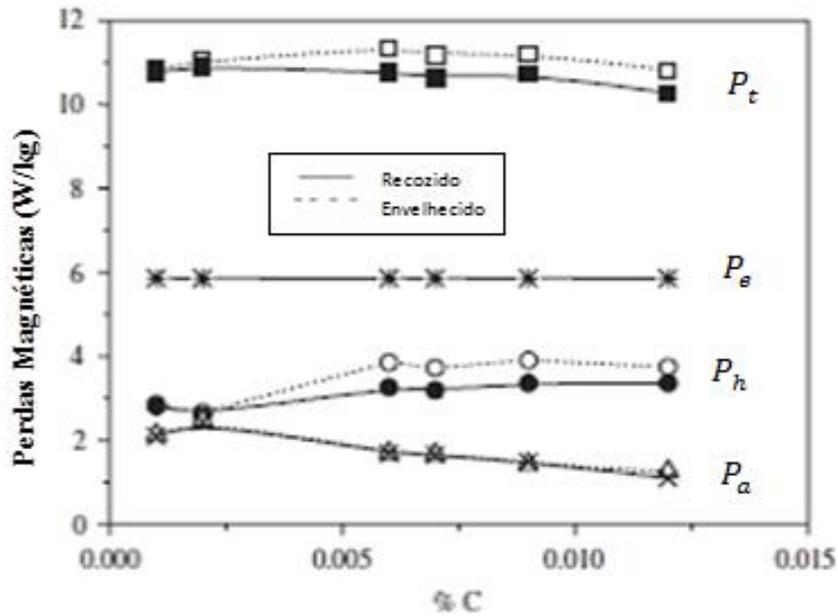


Figura 3.14- Perdas Magnéticas em função do conteúdo de carbono, adaptada de Campos (2006).

A Figura 3.15 por sua vez comprova que o campo coercivo é mais elevado em materiais envelhecidos, com porcentagem de carbono acima de 0,006% (Campos, 2006). Fato que pode ser explicado pela teoria de Louis Néel (Néel, 1949).

A teoria de Louis Néel (Néel, 1949) das inclusões supõe que $H_c \approx V_v$, onde H_c é o campo coercivo e V_v é a fração volumétrica das inclusões. Essa aproximação foi baseada na hipótese de que a energia magnetostática é armazenada ao redor das partículas de segunda fase (inclusões e carbonetos) e de que esta energia podia ser reduzida quando a parede de domínio interceptava as partículas causando o agarramento da parede e sua aniquilação (Dijkstra, 1950; Campos, 2006). Essa teoria então explica a origem das perdas magnéticas em materiais envelhecidos.

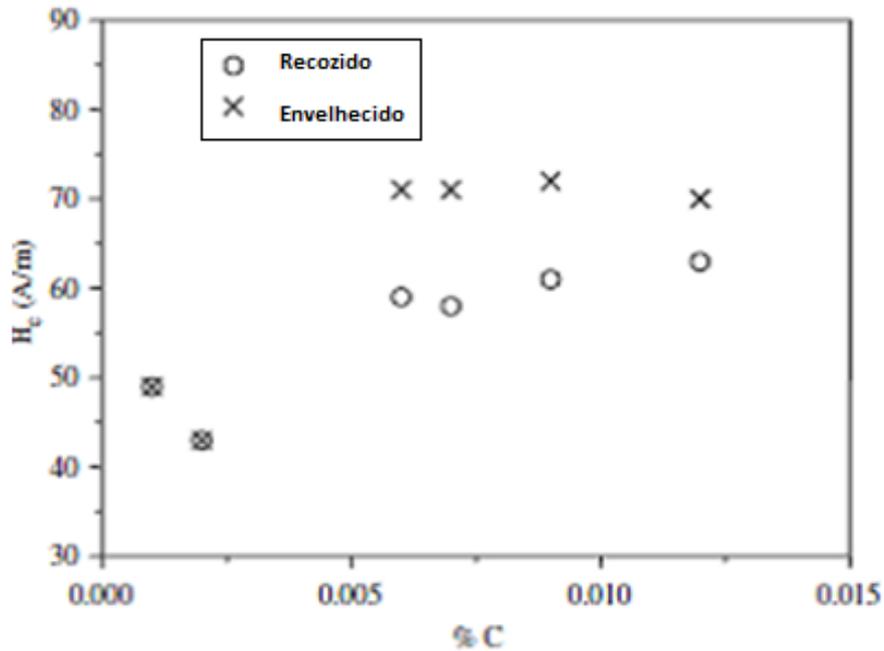


Figura 3.15- Campo coercivo como função do conteúdo de carbono depois do recozimento e depois do envelhecimento forçado a 225°C durante 24h, adaptada de Campos (2006).

As Figuras 3.15 e 3.16 foram obtidas por Marra (2005) para um aço ultra baixo carbono produzido em condições industriais com composição Fe, 0,0087%C, 0,52%Mn, 0,67%Si, 0,013%P, 0,005S, 0,29%Al, 0,03Sb e 0,0035N, submetido a recozimento descarbonetante a 760°C por 2h sob atmosfera 90% nitrogênio e 10% hidrogênio com ponto de orvalho 10°C, resultando num aço com carbono residual de 25ppm. Envelhecido posteriormente a 210°C a tempos de 8, 28, 48, 100, 200, 400 e 600h.

Essa anisotropia no envelhecimento magnético pode ser associada a características morfológicas e cristalográficas das partículas de segunda fase (carbonetos ϵ e cementita) que precipitam e se formam durante o envelhecimento forçado (Marra, 2005). O carboneto ϵ ($Fe_{2,4-3}C$), formado normalmente à temperatura na faixa de 100 a 250°C, tem estrutura hexagonal e plano de habito {100} e precipita na forma de discos na matriz metálica (ferrita); já a cementita é ortorrômbica com plano de habito {110} com formato de agulhas (Abe, 1984; Zhu, 1996).

A Figura 3.16 apresenta o perfil das parcelas de perda magnética com a variação de tempo para o tratamento de envelhecimento forçado e evidencia na decomposição da

perda total em suas parcelas, que a histerese será afetada refletindo sua sensibilidade a precipitação e coalescimento dos carbonetos (Marra, 2005).

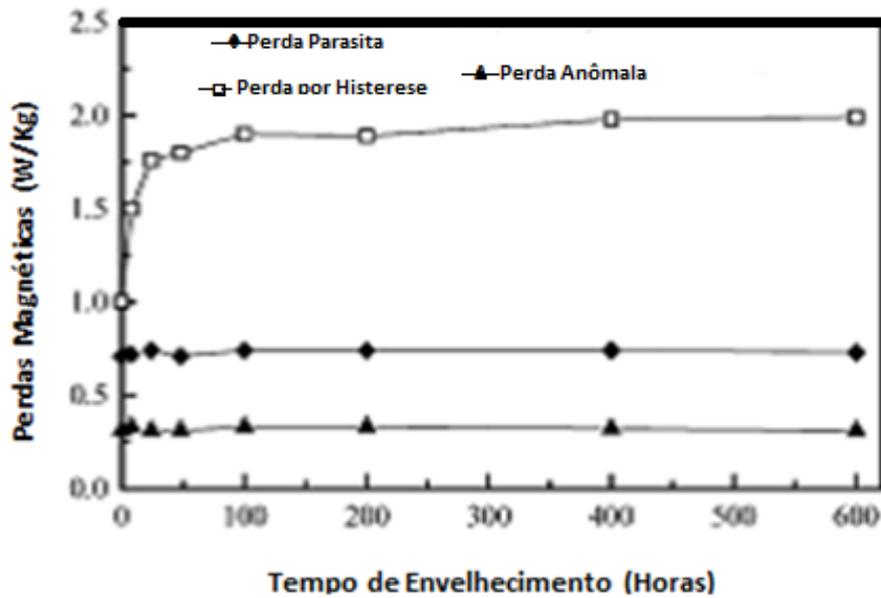


Figura 3.16- Relação tempo de envelhecimento e perdas magnéticas, adaptada de Marra (2005).

Em seu estudo de um aço GNO 2% Si Oliveira (Oliveira, 2014) determinou, por meio de uma série de ensaios de envelhecimento com variação de temperatura, que as temperaturas críticas para três aços de composição dada na tabela III seriam: para o material com 20ppm de carbono 150°C (Aço 1), 32ppm de carbono 180°C (Aço 2) e para 46ppm de carbono 200°C (Aço 3), conforme mostrado na Figura 3.17.

Tabela III.1 – Composição química dos aços GNO 2%Si (% em peso) (Oliveira, 2014).

Aço	C	Si	Mn	Al	P	S	N
1	0,002	2,0211	0,4169	0,0021	0,019	0,0007	0,0031
2	0,0032	2,0448	0,4121	0,0022	0,0185	0,0007	0,0034
3	0,0046	2,0448	0,4121	0,0022	0,0185	0,0007	0,0034

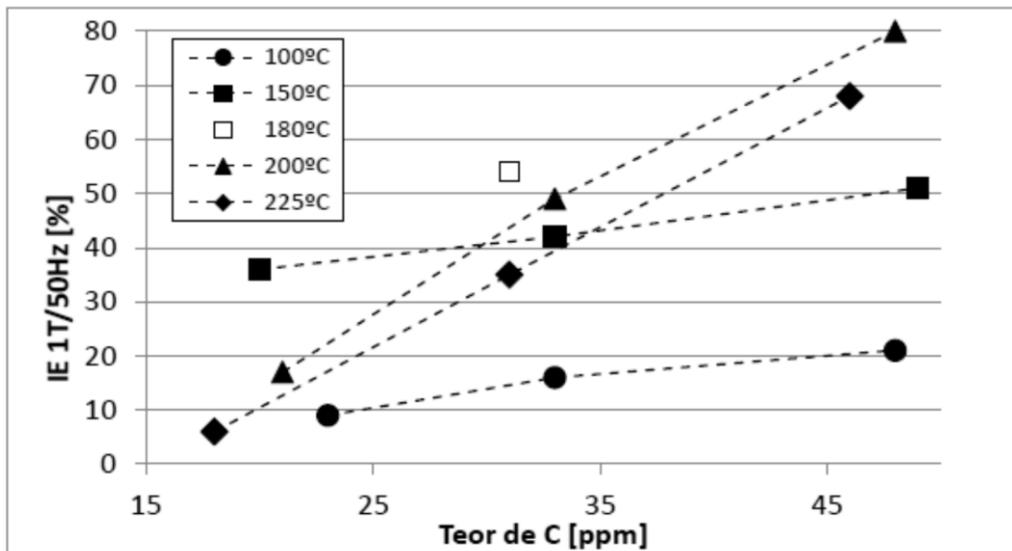


Figura 3.17 - Máximo IE atingido em função do teor de carbono e da temperatura (Oliveira, 2014).

4. Materiais e Métodos

4.1. Materiais

O material utilizado neste experimento foi uma liga de aço elétrico de grão não orientado (GNO) com 2% de silício, na condição laminado da empresa APERAM South America. Embora obtido em linha comercial, o aço em questão foi produzido com teor de carbono superior aos dos aços comercializados pela empresa para atender as especificações deste experimento. A composição química do aço é dada na Tabela IV.1.

Tabela IV.1– Composição química do aço estudado (% em peso).

C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr
0,0079	2,0436	0,4267	0,0027	0,0256	0,0002	0,0038	0,1321

Foram obtidas 120 amostras com a geometria de chapas com dimensões de 400mmx100mmx0,54mm para os tratamentos de recozimento final prévio e descarbonetação, que posteriormente foram cortadas em sessões menores para realização dos demais testes.

4.2. Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos das amostras envolveram três etapas: recozimento inicial, descarbonetação e envelhecimento acelerado. A Figura 4.1 apresenta um fluxograma dos experimentos realizados.

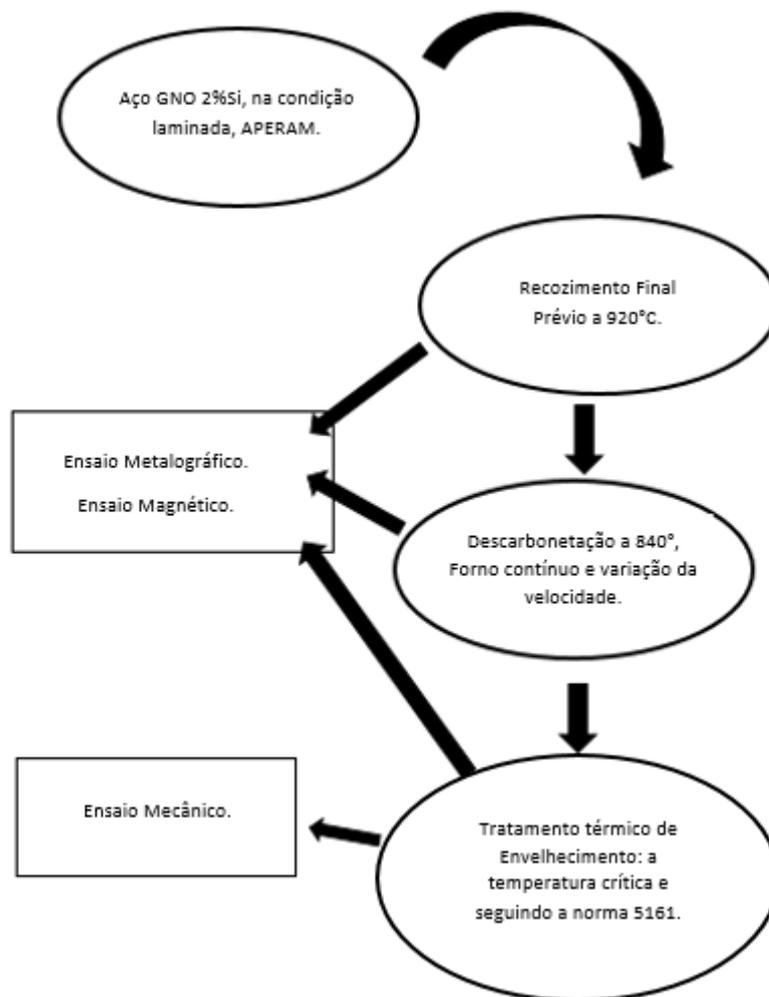


Figura 4.1– Fluxograma das etapas de tratamento do material estudado.

4.2.1. Tratamento Térmico de Recozimento

O ensaio de recozimento das amostras foi realizado em duas etapas. A primeira etapa consistiu em recozer as amostras em forno contínuo (Figura 4.2), a temperatura de 920°C com velocidade de 1,4m/min, carga de 10kgf e ponto de orvalho superior a -30°C. Durante esta etapa foram processadas 120 amostras. As amostras passaram pelo forno em tiras soldadas compostas por cinco amostras cada, resultando numa série de 24 conjuntos de tiras.

As amostras foram submetidas após o recozimento final prévio à análise química para avaliação do teor de carbono e a análise por microscopia óptica para medição de tamanho de grão, sendo esta última de extrema importância, uma vez que o objetivo do recozimento final prévio aqui proposto é estabilizar a microestrutura do material de

forma que esta não varie com o tratamento de descarbonetação, mantendo o tamanho de grãos da amostra.

Na segunda etapa realizou-se o tratamento térmico de recozimento descarbonetante a 840°C em atmosfera 75% H_2 e 25% N_2 com o ponto de orvalho de +30°C e diferentes velocidades de ensaio: 1,4m/min, 1,0m/min, 0,7m/min, 0,6m/min e 0,5m/min, visando obter teores distintos de carbono nas amostras para posterior tratamento térmico de envelhecimento. Nesta etapa foram processadas 85 amostras, no forno contínuo esquematizado na Figura 4.2, as amostras foram submetidas a análise do tamanho de grão após o tratamento térmico.

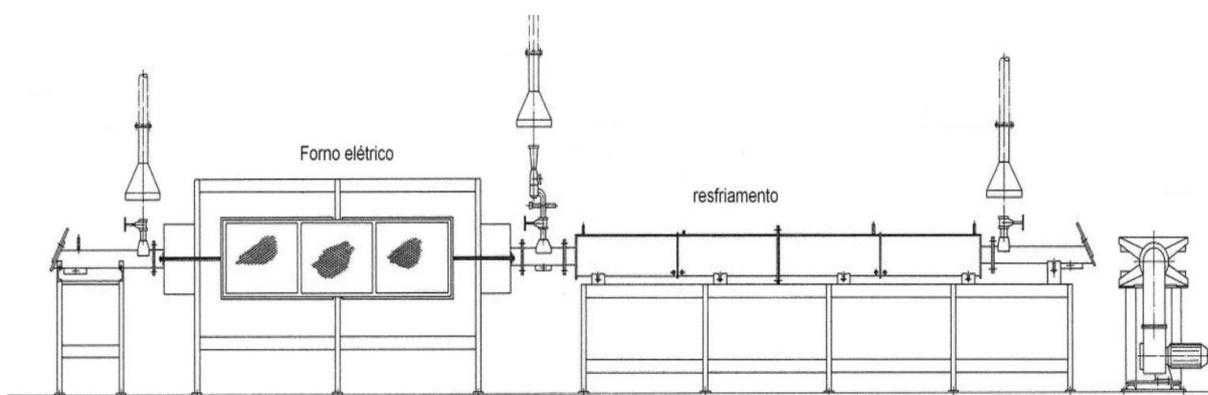


Figura 4.2- Esquema do forno contínuo (Maria das Graças, 2012)

4.2.2. Tratamento Térmico de Envelhecimento

Após a descarbonetação, o material com teor de carbono almejado para o estudo de envelhecimento foi separado em dois lotes; - o primeiro lote contendo 132 amostras, 6 com dimensões para ensaio magnético, 305mmx30mmx0,54mm, e 126 amostras com dimensões para ensaio mecânico, 300mmx19,5mmx0,54mm; - o segundo lote contendo por 36 amostras nas dimensões para teste magnético, 305mmx30mmx0,54mm. O ensaio consistiu então em submeter os 2 lotes de amostras a tratamentos térmicos de envelhecimento acelerado distintos.

As amostras do primeiro lote foram tratadas em temperaturas críticas segundo seus respectivos teores de carbono, com interrupção de ciclo no intervalo de tempo de 5 a 5400min para as amostras destinadas aos testes mecânico e metalográfico, e com

interrupções de ciclo no intervalo de 5 a 12600min para as amostras destinadas ao teste magnético.

As temperaturas críticas de envelhecimento para o material foram determinadas por meio da análise matemática dos dados da relação entre o teor de carbono e as temperaturas críticas propostas por Oliveira (Oliveira, 2014) em seu estudo de um aço GNO. A Figura 4.3 apresenta a representação gráfica da reta obtida nessa relação e sua equação, possibilitando os cálculos para os valores de temperatura crítica dos teores de carbono estudados neste trabalho

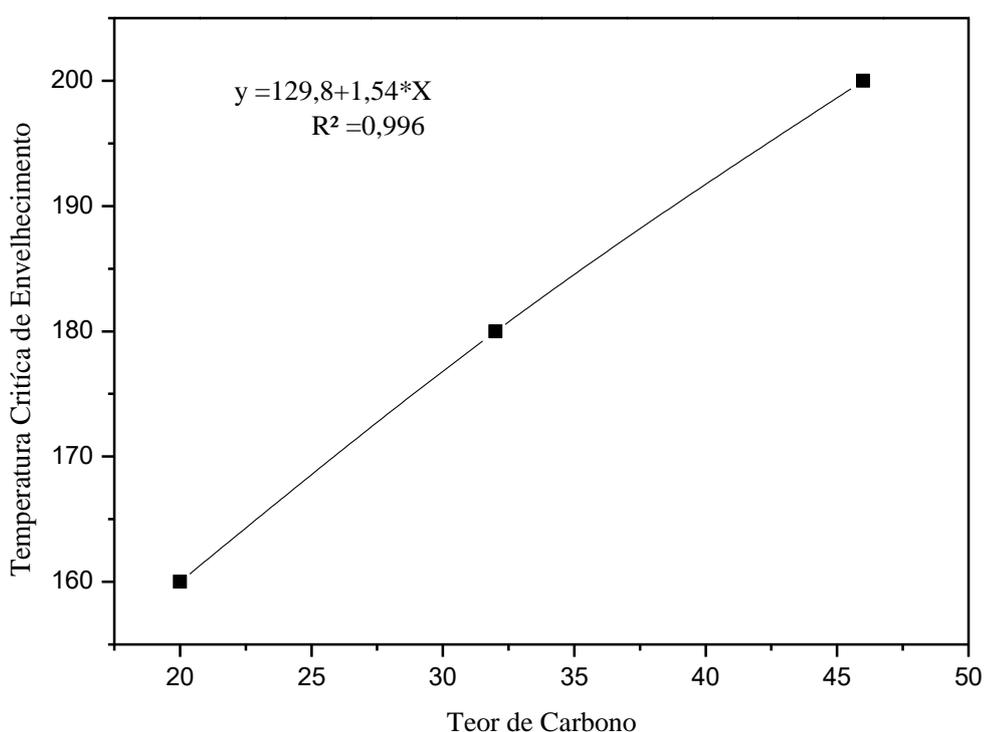


Figura 4.3 – Gráfico Teor de carbono como uma função da temperatura crítica de envelhecimento para um aço GNO 2% silício (Oliveira, 2014).

Os valores obtidos das temperaturas críticas calculados utilizando-se a equação (5.1) e os valores das temperaturas críticas utilizadas neste trabalho estão listados na tabela IV.2:

$$y = 129,8 + 1,535 * C(\text{ppm}) \quad (5.1)$$

Tabela IV.2- Valores de temperatura crítica obtidos para cada teor de carbono usando a equação (5.1) e os valores utilizados neste trabalho

Teor de C [ppm]	Temperatura Crítica (°C) Eq. (5.1)	Temperatura Crítica (°C) usada neste trabalho
25	168	170
40	191	200
60	222	225

O segundo lote de amostras por sua vez, com teores de carbono distintos, variando de 65 a 14ppm, foram submetidas a um tratamento térmico de envelhecimento acelerado à temperatura de 225°C durante 24h, seguindo a norma NBR 5161, sem interrupção de ciclo.

4.2.2.1. Tratamento Térmico de Envelhecimento para Avaliação do Efeito do Tempo sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas.

Para avaliação do efeito do tempo sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do material, amostras selecionadas no primeiro lote com teores de carbono de aproximadamente 60, 40 e 25ppm foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento em um forno mufla de marca Combustol em temperatura crítica (como indicado na tabela IV.2), com interrupções de ciclo no intervalo de 5 a 5400min, sendo que a quantidade de interrupções variou com o teor de carbono do material analisado, totalizando 20, 12 e 10 interrupções respectivamente (Tabela IV.3).

Tabela IV.3 – Número de amostras e interrupções de ciclo de tratamento térmico de envelhecimento.

Teor de carbono (ppm)	N° de Amostras	N° de interrupções
60	63	20
40	39	12
25	33	10

A Figura 4.4 apresenta a geometria das amostras ensaiadas, uma vez que estas foram levadas ao forno já com as dimensões específicas para o posterior ensaio mecânico.



Figura 4.4– Corpo de prova para ensaio de tração e retirada de material para metalografia.

Dos corpos de prova para ensaio mecânico foram ainda extraídos os corpos de prova nas dimensões 20mmx30mm para ensaio metalográfico.

4.2.2.2. Tratamento térmico de Envelhecimento para Avaliação do Efeito do Tempo sobre as Propriedades Magnéticas do Material

No ensaio para avaliação do efeito do tempo de envelhecimento sobre as propriedades magnéticas do material, as amostras foram levadas ao forno mufla de marca Combustol, em suas respectivas temperaturas críticas, conforme apresentado na tabela IV.2. O ensaio envolveu em sua totalidade 6 amostras, sendo 2 amostras para cada condição (teor de carbono), onde as mesmas foram submetidas a 29 interrupções de ciclo, sendo então retiradas do forno mufla e ensaiadas no aparelho MPG10D do fabricante Brockhaus.

As interrupções de ciclo de envelhecimento acelerado foram realizadas no intervalo de tempo de 5 a 12600min. Para o ensaio utilizou-se corpos de prova nas dimensões de 305mmx30mm específicos para o teste de chapa única que simultaneamente foi realizado.

4.3. Testes Magnéticos

Os testes magnéticos foram realizados no acessório chapa única do aparelho MPG10D do fabricante Brockhaus nas dimensões de (305x30) mm. A Figura 4.5

apresenta a geometria das amostras envelhecidas para avaliação das propriedades magnéticas.



Figura 4.5- Corpos de prova para avaliação do efeito do envelhecimento nas propriedades magnéticas.

Foram então realizadas duas séries de medições de propriedades magnéticas: a primeira série foi realizada nas amostras apenas recozidas inicialmente e descarbonetadas, e a segunda série foi realizada nas amostras já envelhecidas. Mediu-se a perda magnética a 1,0T/50Hz. Nesta etapa foi realizado o cálculo do IE (índice de envelhecimento) segundo a equação 3.16, a partir dos dados de perda magnética obtidos das amostras pré e pós-envelhecimento.

Ao total foram ensaiadas magneticamente 42 amostras: 6 amostras do primeiro lote para se comparar o efeito do tempo de tratamento de envelhecimento sobre as propriedades magnéticas dos aços com 60, 40 e 25ppm de carbono; 36 amostras do segundo lote para se determinar qual o teor de carbono no qual o IE do material será superior a 5%.

4.4. Análise Microestrutural

A microestrutura de partida do material (obtida no recozimento inicial), a microestrutura após descarbonetação e a presença de precipitados pós envelhecimento nas amostras foram analisadas utilizando a microscopia ótica e eletrônica de varredura. A Figura 4.6 apresenta o corte de material necessário para análise metalográfica do material, corpos de prova de 20mmx30mm (corte indicado pela marcação em vermelho na Figura 4.6).

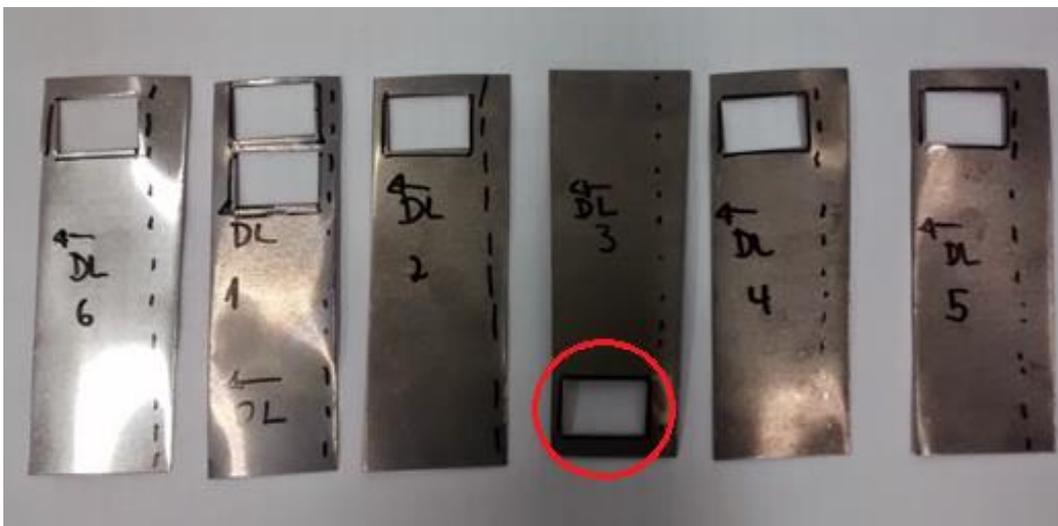


Figura 4.6– Porções de amostras para obtenção dos corpos de prova, em destaque seção de corte para os corpos de prova da análise metalográfica.

O tamanho de grão das amostras após o recozimento final prévio e após a descarbonetação foi determinado utilizando-se o software IA 3001(Image Analisys Application, Leica), e o microscópio ótico modelo DMRM/Leica. O material descarbonetado foi ainda analisado por microscopia eletrônica de varredura, microscópio modelo XL-30/Philips para avaliação da presença da camada de óxidos no material, foram analisadas um total de 4 amostras, uma para cada velocidade de descarbonetação e o material não descarbonetado.

A presença de precipitados em amostras submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento foi avaliada por meio de microscopia eletrônica de varredura, para as amostras do lote um foram selecionadas aquelas que representavam tempo inicial ($t =$

0h), maior valor de dureza e limite de escoamento e as amostras obtidas com 90h de tratamento, totalizando 16 amostras analisadas. Para o segundo lote de amostras, por sua vez foram analisadas 18 amostras, cada uma equivalente a um teor de carbono ensaiado no teste magnético para determinação do IE a 225°C/24hs.

4.5. Análise Química do Teor de Carbono

A análise de teor de carbono foi efetuada de modo paralelo aos tratamentos térmicos de recozimento, visando medir o valor de partida de carbono no aço após o recozimento inicial, e após o tratamento térmico de descarbonetação. O teor de carbono das amostras foi medido através da técnica de combustão direta da amostra utilizando-se o aparelho determinador de carbono e enxofre LECO modelo CF4444.

4.6. Ensaio Mecânicos

Foram realizados ensaios mecânicos de tração e dureza Vickers em todos os corpos de prova envelhecidos a temperatura crítica para se avaliar a influência desta e do tempo de tratamento sob as propriedades mecânicas do material, totalizando o ensaio em 132 amostras.

Os corpos de prova *size* preparados segundo norma NBR-ISO 6892-1:2013 provenientes do ensaio de envelhecimento (item 5.2.2), foram submetidos a ensaio de dureza, utilizando um durômetro marca INSTROM modelo WOLPERT GMBH e a dureza determinada em HV utilizando-se a carga de 1kg. Todas as amostras foram previamente lixadas para remoção de quaisquer fatores que pudessem comprometer a superfície a ser analisada.

A medida foi então realizada em 10 pontos da superfície do corpo de prova e a propriedade estudada determinada pela média. Posteriormente as amostras foram então submetidas a ensaio de tração em máquina Instron e modelo 5583 15t, equipada com vídeo-extensômetro Instron, para determinação do limite de escoamento e limite de resistência. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente a uma taxa de deformação de $7 \times 10^{-3} s^{-1}$, o teste foi realizado em triplicata, isto é, com ensaio de três corpos de prova por condição, e a propriedade de interesse determinada pela média.

5. Resultados e Discussões

5.1. Resultados

5.1.1. Caracterização das Amostras Recozidas

As amostras de aço GNO 2%Si utilizadas nos experimentos, como laminadas, foram inicialmente cortadas nas dimensões (400x100x0,54mm) e recozidas previamente a 920°C em atmosfera seca. Este recozimento prévio teve o objetivo de produzir uma estrutura com o mesmo tamanho de grão para todas as amostras, mesmo com a variação da velocidade utilizada para obtenção dos diversos teores de carbono no recozimento descarbonetante posterior a 840°C em atmosfera úmida. Nesta condição, as amostras apresentaram uma estrutura ferrítica com tamanho de grão da ordem de 56,4µm (Figura 5.1).

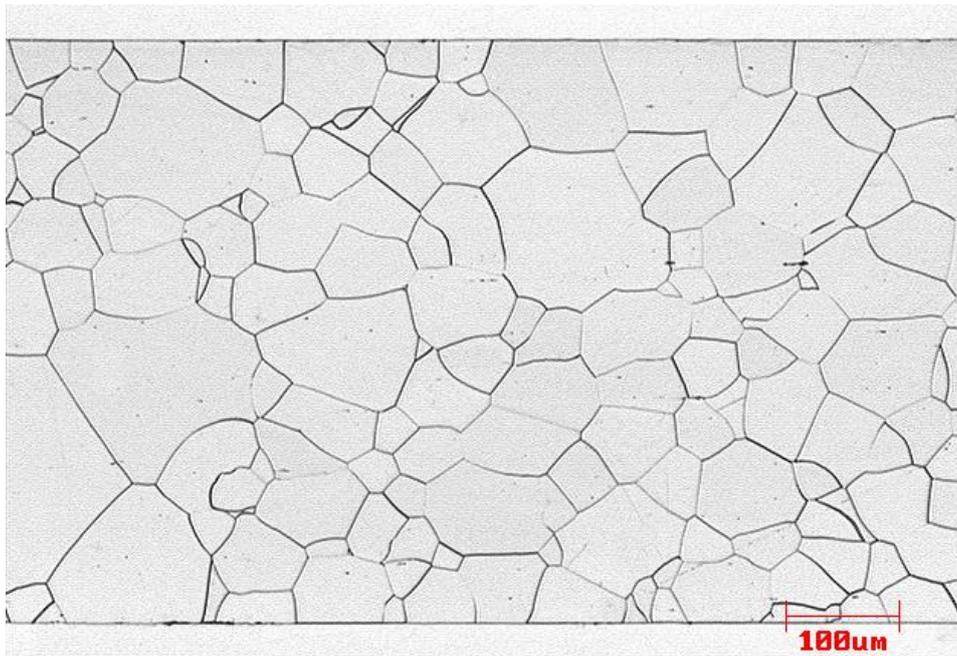


Figura 5.1 – Micrografia da amostra recozida inicialmente. MO. Ataque Nital 5%.

A análise microestrutural das amostras revelou que não havia a presença de camadas de óxido, seja camada superficial ou camadas nas regiões internas do material tratado, conforme apresentado na Figura 5.2 e 5.3.

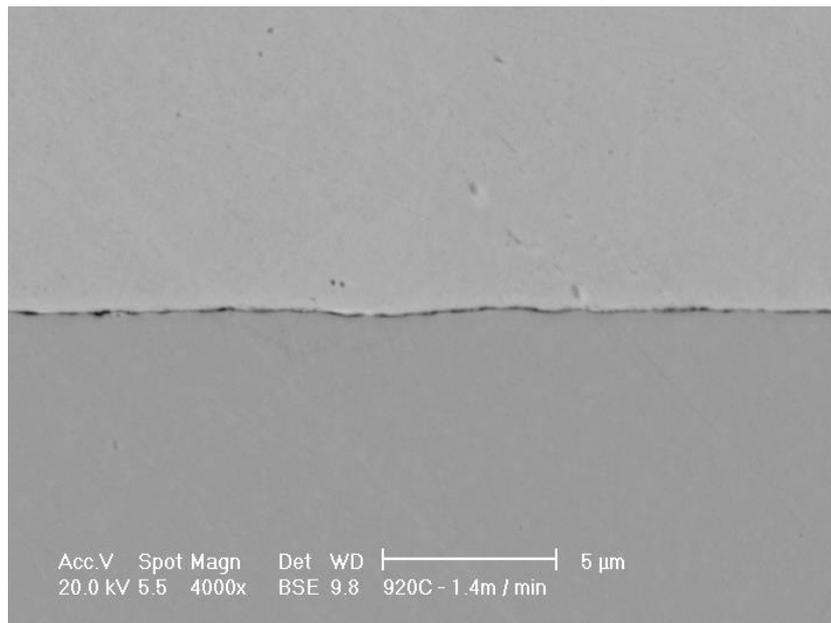


Figura 5.2– Micrografias da camada superficial da amostra recozida inicialmente a 920°C, MEV. Ataque Nital 5%.



Figura 5.3– Micrografias da camada superficial da amostra recozida inicialmente a 920°C, MO. Ataque Nital 5%.

5.1.2. Caracterização das Amostras Descarboxetadas

As amostras recozidas inicialmente foram submetidas a descarboxetação em cinco velocidades, conforme citado no item 4.2.1. Nesta condição as amostras apresentam teor de carbono variando de 14 a 60ppm, conforme mostrado na Figura 5.4.

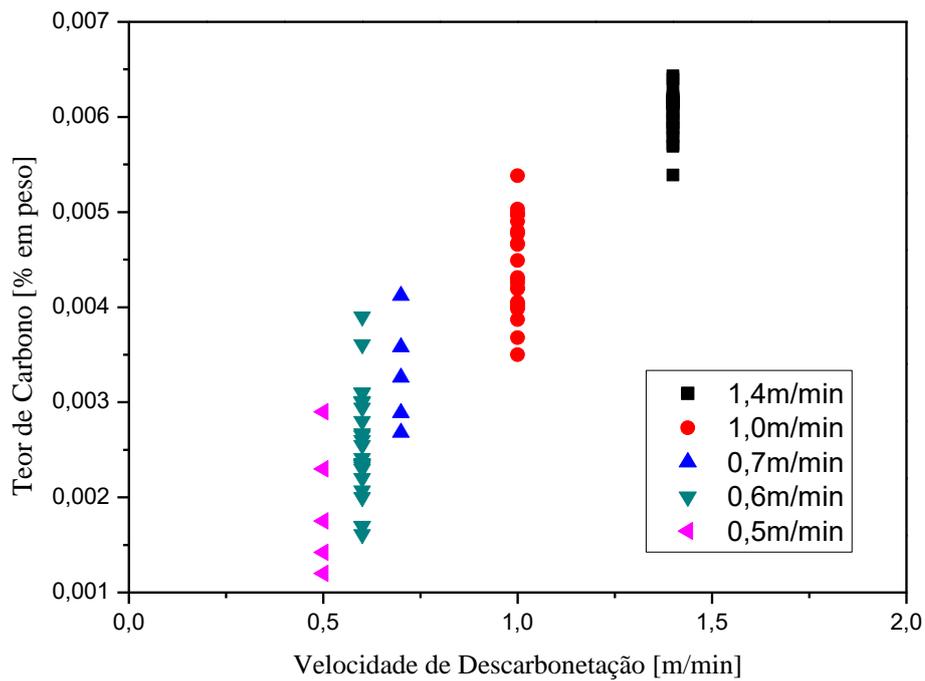


Figura 5.4– Teores de carbono obtidos como uma função da velocidade de decarbonetação.

O tamanho de grão das amostras nesta condição foi da ordem de $57\mu\text{m}$, conforme ilustrado na Figura 5.5; a dureza do material para cada faixa de teor de carbono está também apresentada na Figura 5.5.

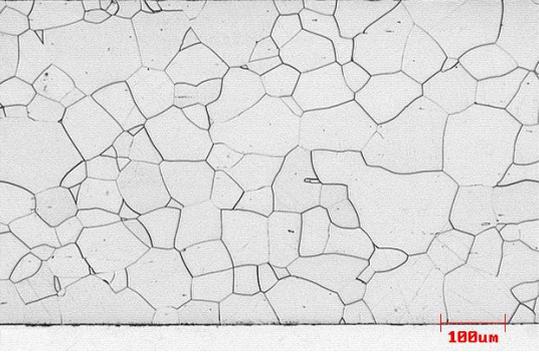
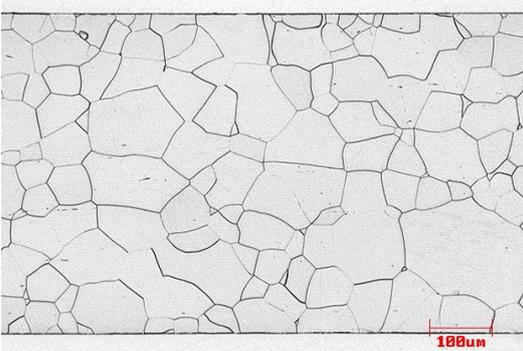
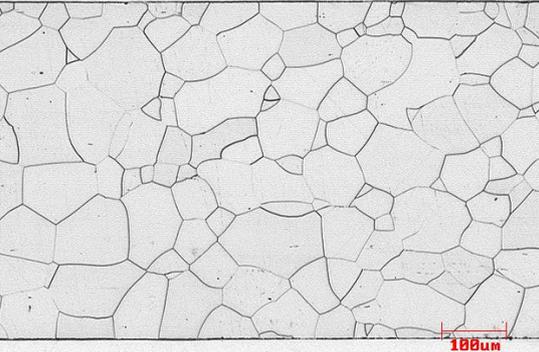
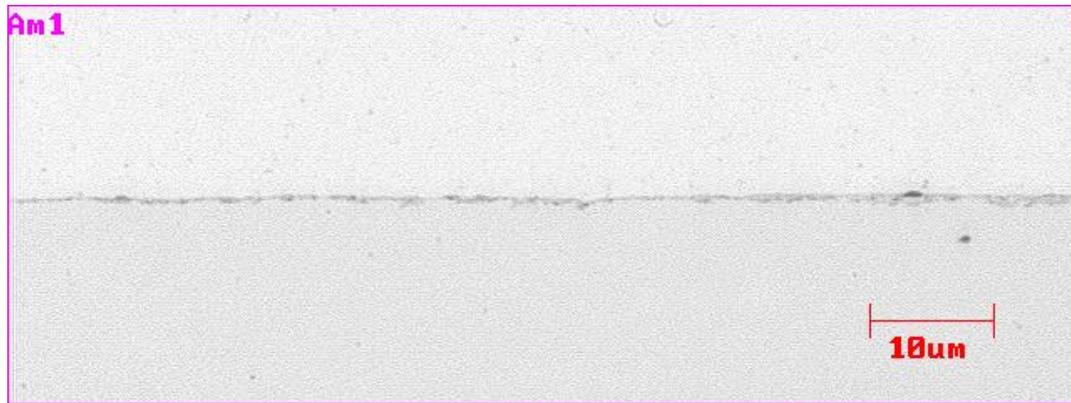
Micrografias	TG (μm)
 <p>(a)</p>	56 ± 2
 <p>(b)</p>	$57,1\pm 1$
 <p>(c)</p>	$56,7\pm 1$

Figura 5.5– Micrografias de amostras descarbonetadas com carbono: (a) 60ppm, (b) 40ppm e (c) 25ppm. MO. Ataque Nital 5%.

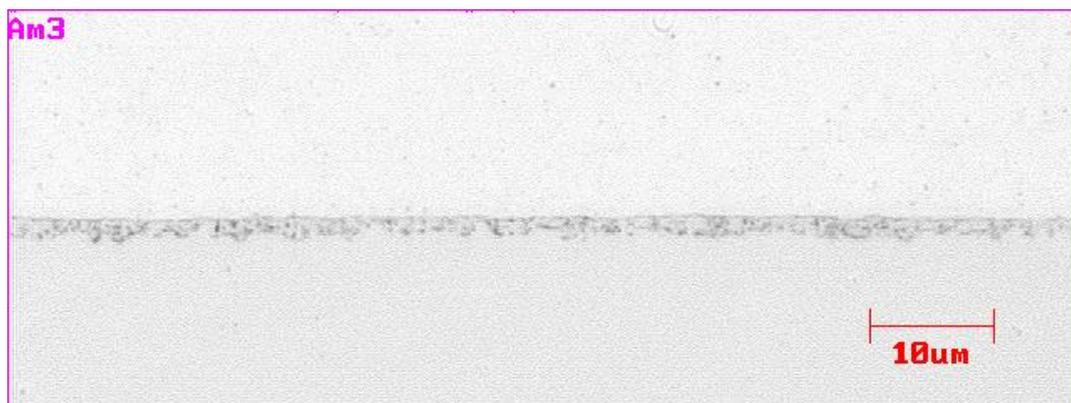
As amostras descarbonetadas apresentaram formação de óxido, em sua camada superficial. A camada formada durante a descarbonetação aumentou com a redução da velocidade de tratamento (Figura 5.6 e 5.7) e a espessura média da camada é apresentada na tabela V.1.



(a)

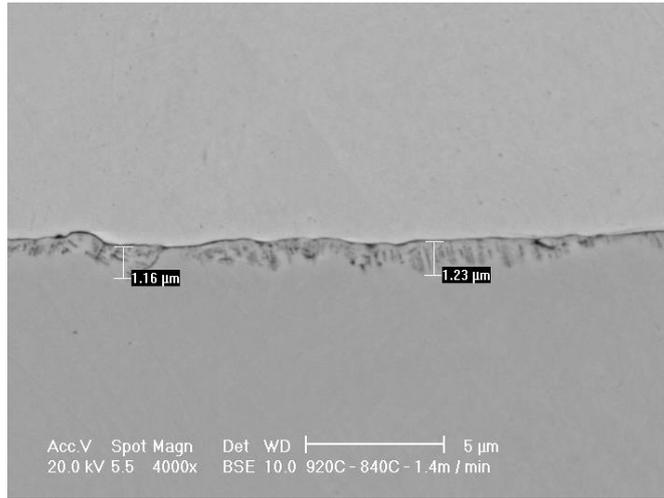


(b)

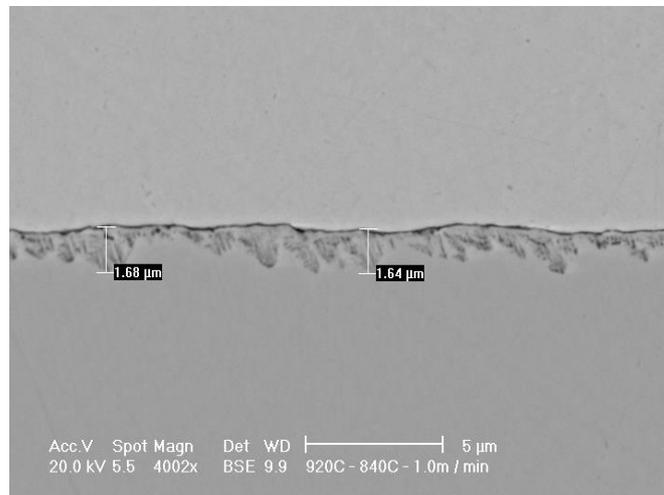


(c)

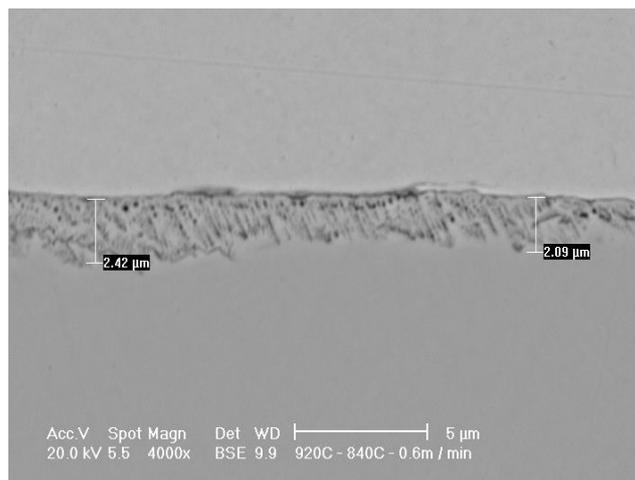
Figura 5.6 – Micrografia mostrando a camada superficial de faialita no material descarbonetado: (a) 1.4m/min, (b) 1.0m/min e (c) 0.6m/min. MO. Ataque Nital 5%.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.7 – Micrografia mostrando a camada superficial de faialita no material descarbonetado: (a)1.4m/min, (b)1.0m/min e (c) 0.6m/min. MEV. Ataque Nital 5%.

Tabela V.1 – Espessura Média da camada de faialita para cada velocidade de descarbonetação.

Velocidade de Descarbonetação (m/min)	Espessura Média da Camada de Óxido (μm)
0,6	1,93
1,0	1,51
1,4	1,11

A tabela V.2 apresenta os valores de limite de escoamento e alongamento para as amostras descarbonetadas com os teores de carbono de aproximadamente 25, 40 e 60ppm, que são os teores de carbono das amostras de interesse ao ensaio de envelhecimento proposto neste estudo.

Tabela V.2- Valores de dureza, limite de escoamento, alongamento para as amostras não envelhecidas.

Amostras	Propriedades Mecânicas		
	Limite de Escoamento [MPa]	Alongamento [%]	Dureza [HV1]
25ppm	305 \pm 2	33 \pm 1	152 \pm 4
40ppm	316 \pm 4	32 \pm 1	164 \pm 3
60ppm	330 \pm 2	33 \pm 1	173 \pm 4

5.1.3. Tratamento Térmico de Envelhecimento

5.1.3.1. Influências do teor de Carbono sobre as Propriedades Magnéticas e Características Microestruturais

A princípio realizou-se o estudo do efeito do teor de carbono, de 14 a 60ppm, sobre a susceptibilidade do material ao envelhecimento magnético. As amostras foram submetidas ao tratamento de envelhecimento a 225°C/24h, como indicado na norma NBR 5161. Os índices de envelhecimento obtidos com a variação do teor de carbono para a perda a 1T/50Hz são apresentados na Figura 5.8.

Considerando-se o valor tolerável de norma para o índice de envelhecimento magnético, pode-se afirmar que para a composição do material aqui estudado, a garantia deste índice abaixo de 5% ocorre para teores de carbono presentes na tira abaixo de 26,8ppm. A partir deste valor do teor de carbono ocorre um acréscimo vertiginoso no índice de envelhecimento magnético.

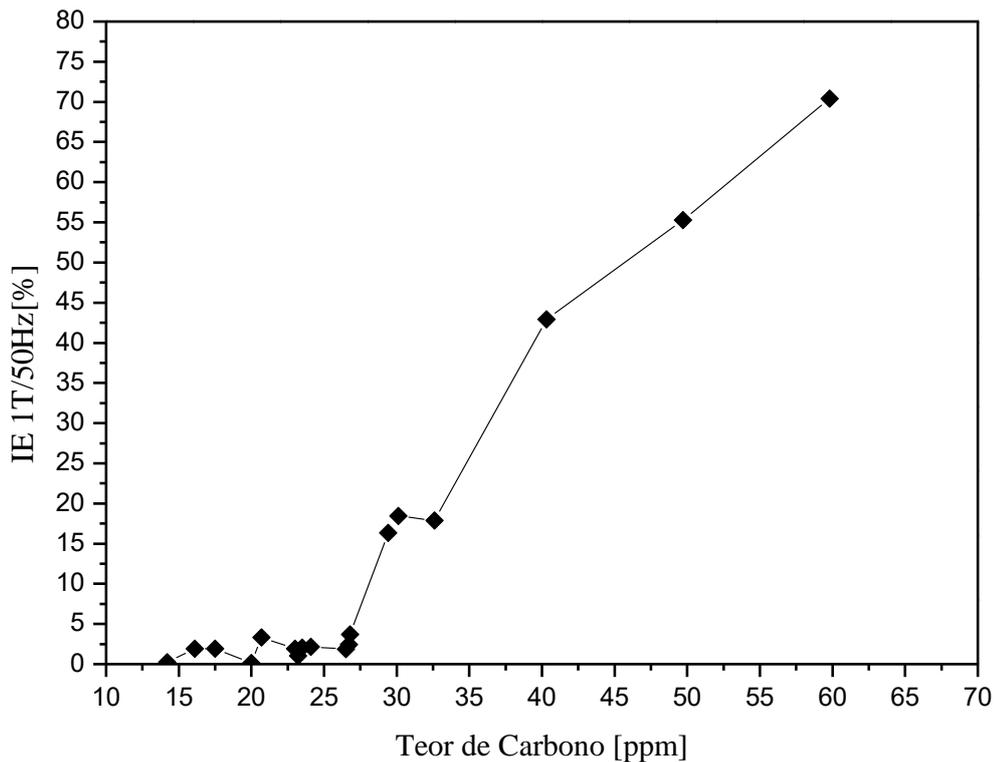


Figura 5.8 – Relação entre o índice de envelhecimento magnético do material com o teor de carbono. Tratamento de envelhecimento a 225°C por 24h.

As microestruturas das amostras submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento magnético a 225°C por 24h revelaram a presença de precipitados intragranulares, presumidamente carbonetos de ferro, (Figuras 5.9 a 5.27) correspondentes aos diferentes teores de carbono. Observa-se que para teores de carbono acima de 28ppm tem-se uma maior fração volumétrica de carbonetos, o que foi acompanhado do aumento do índice de envelhecimento magnético.

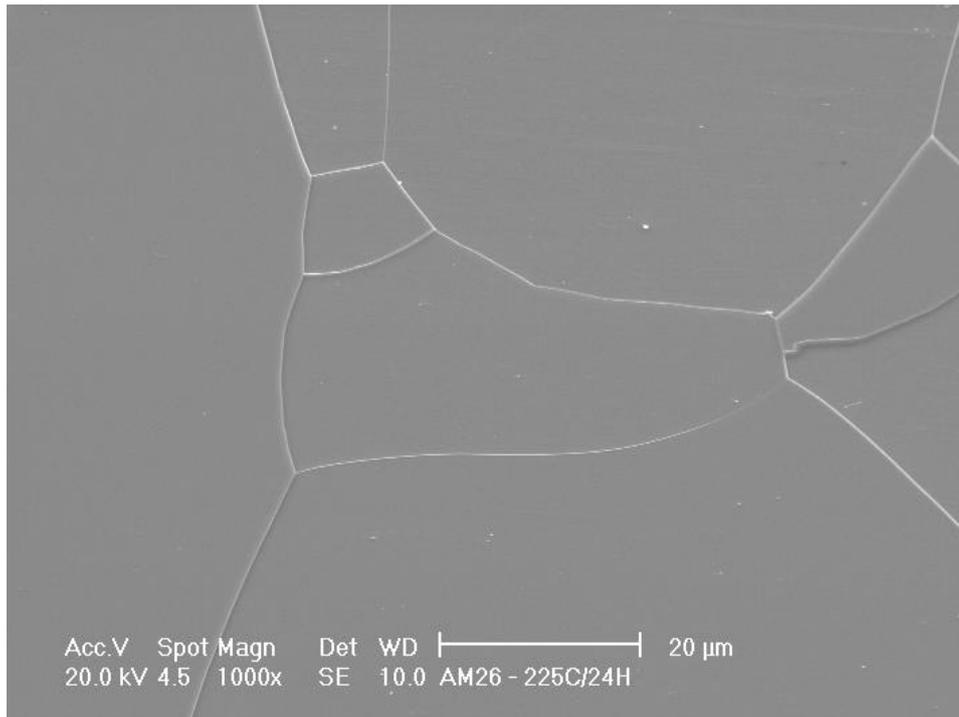


Figura 5.9 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 14,2ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV

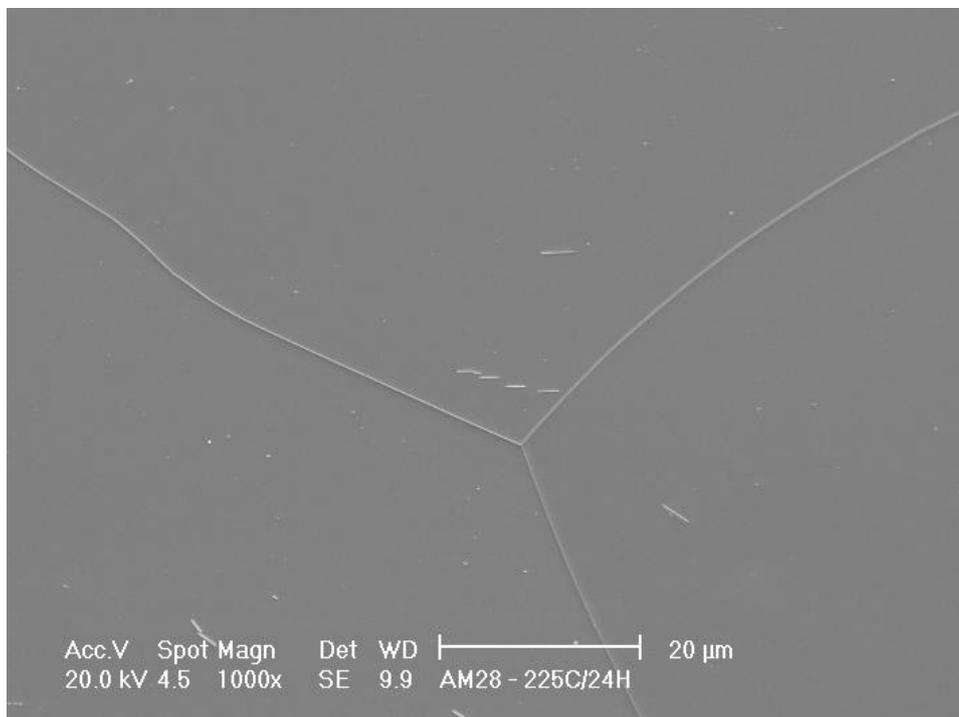


Figura 5.10 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 16,1ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

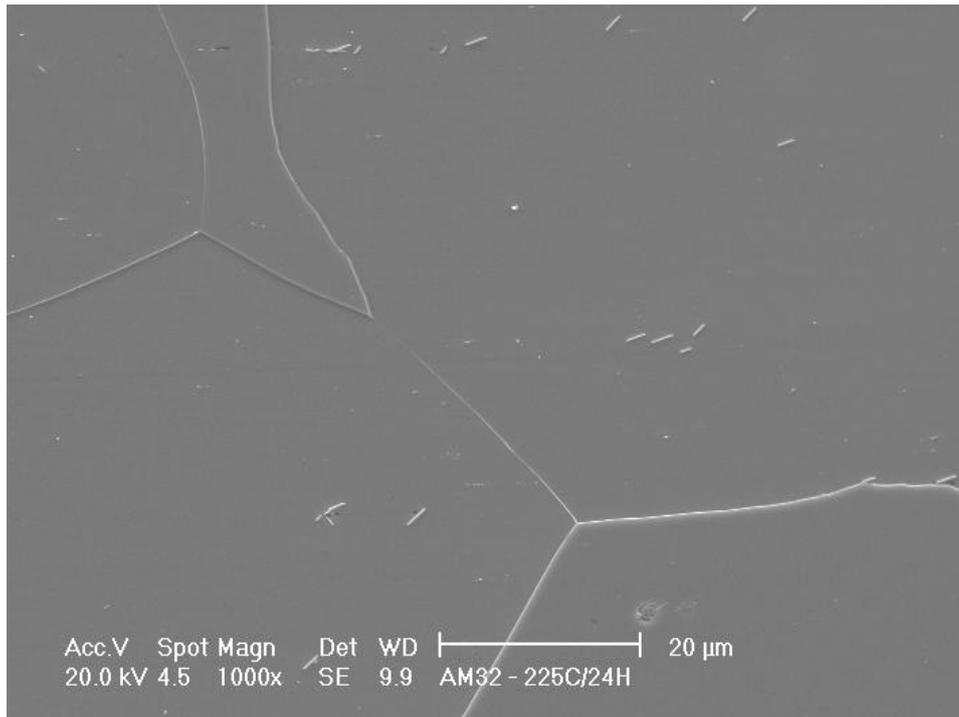


Figura 5.11 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 20ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

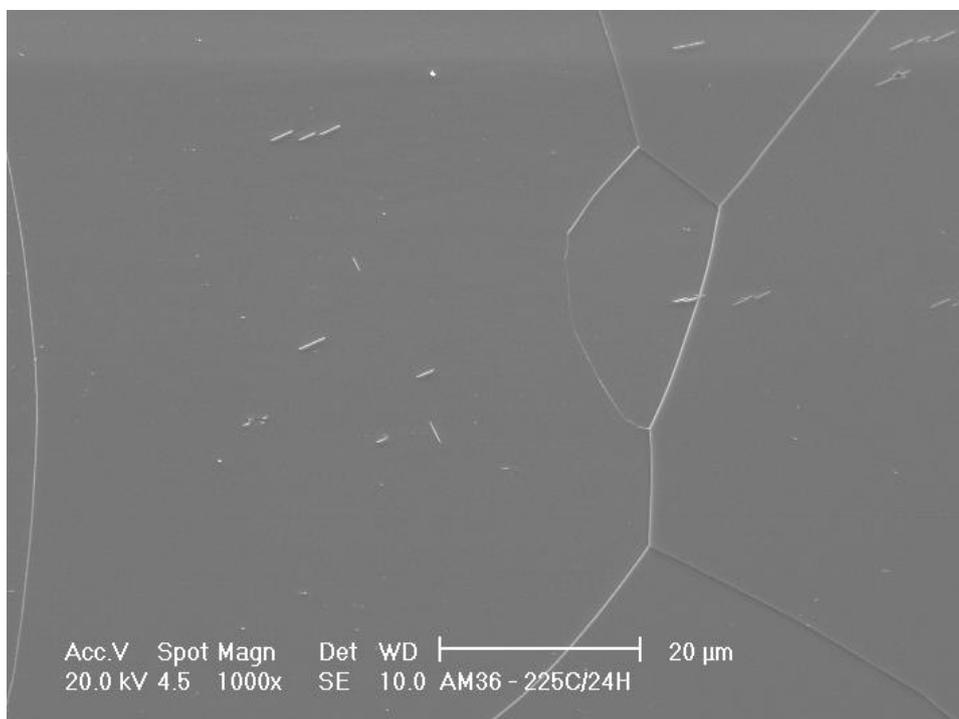


Figura 5.12 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 23ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

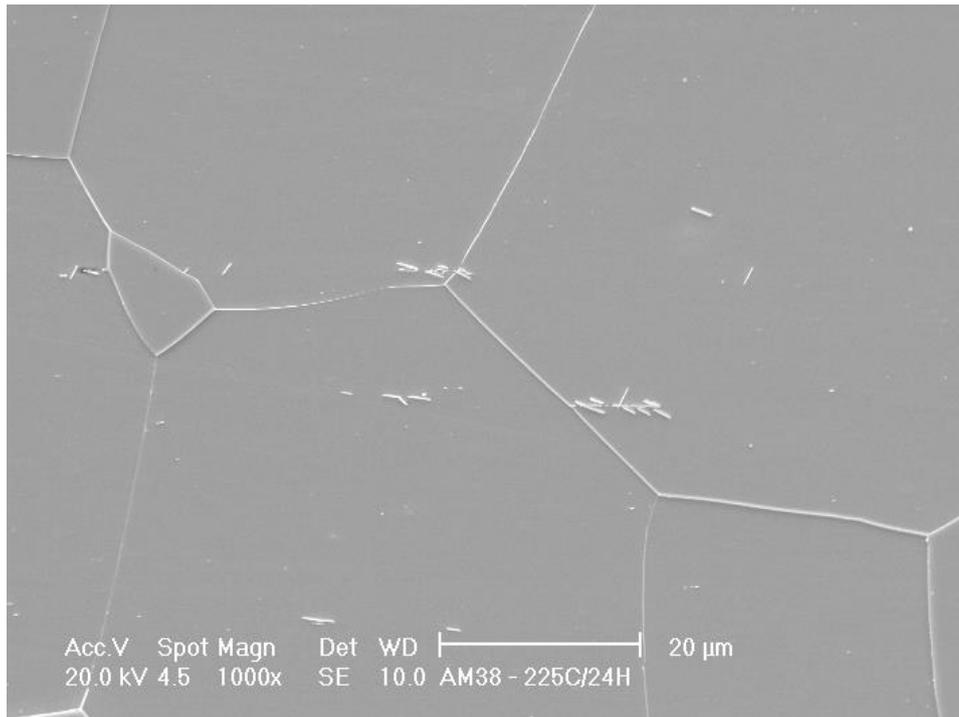


Figura 5.13 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 23,2ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

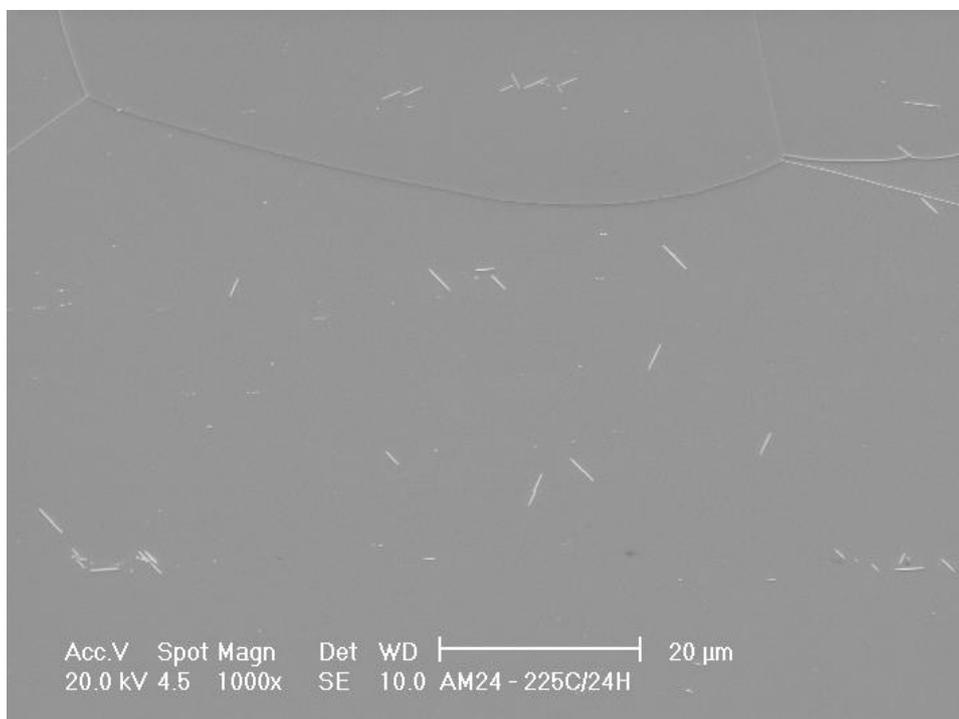


Figura 5.14 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 23,4ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

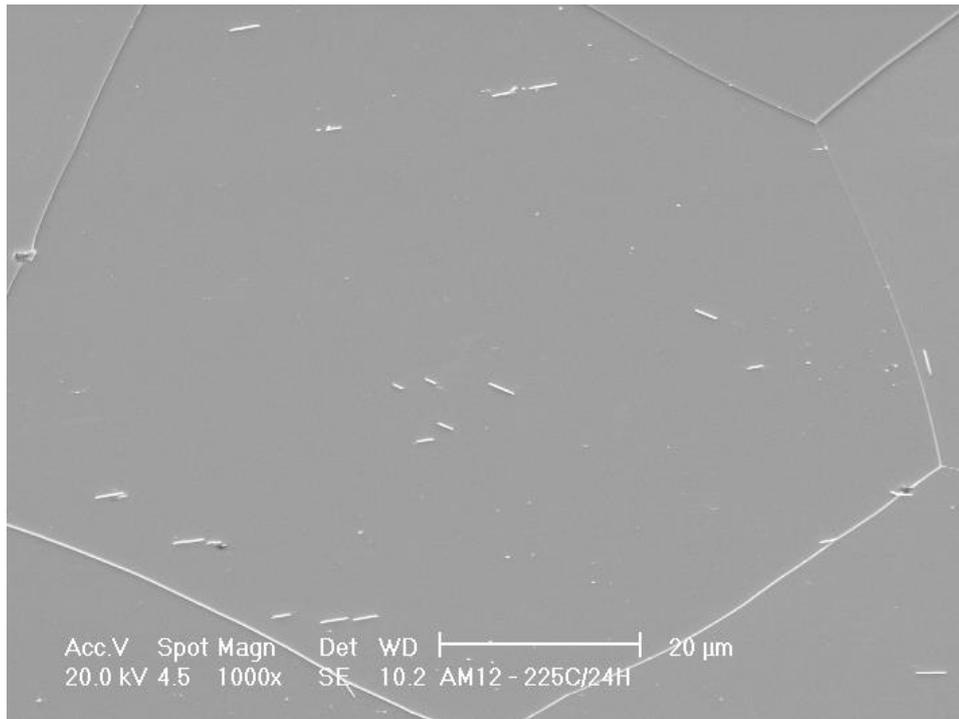


Figura 5.15 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 29,4ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

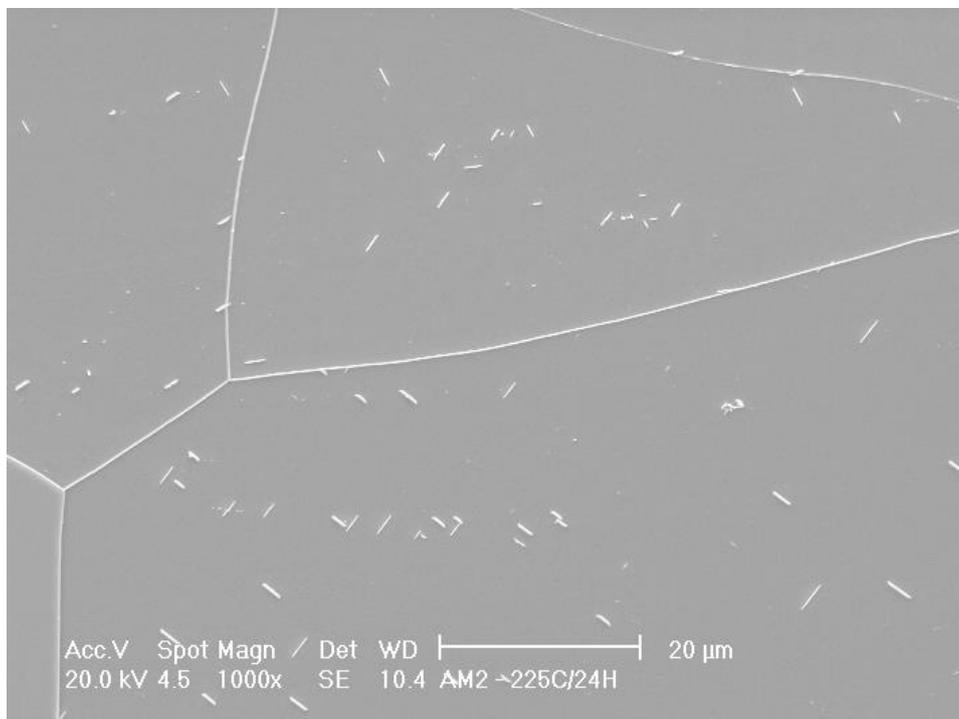


Figura 5.16 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 30,1ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.



Figura 5.17 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 32,6ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

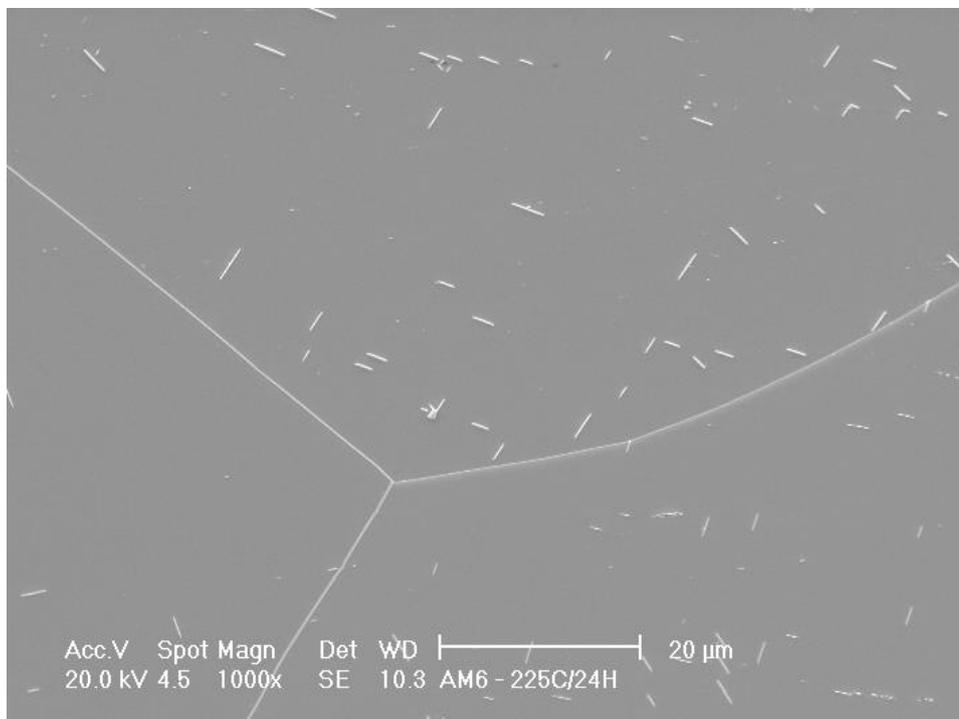


Figura 5.18 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 40,3ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

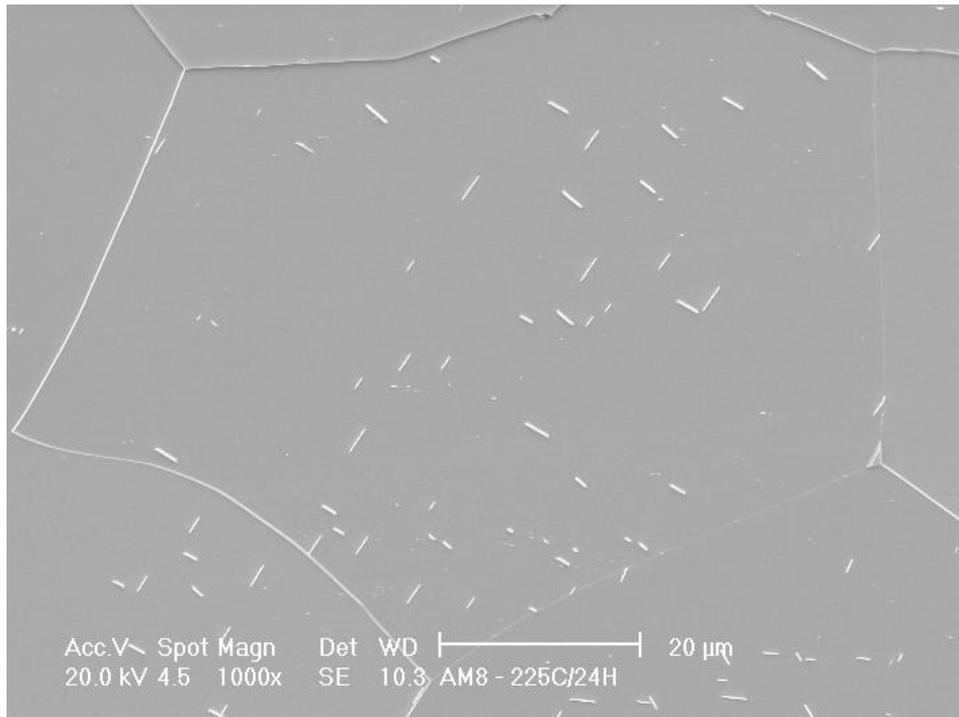


Figura 5.19 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 49,7ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

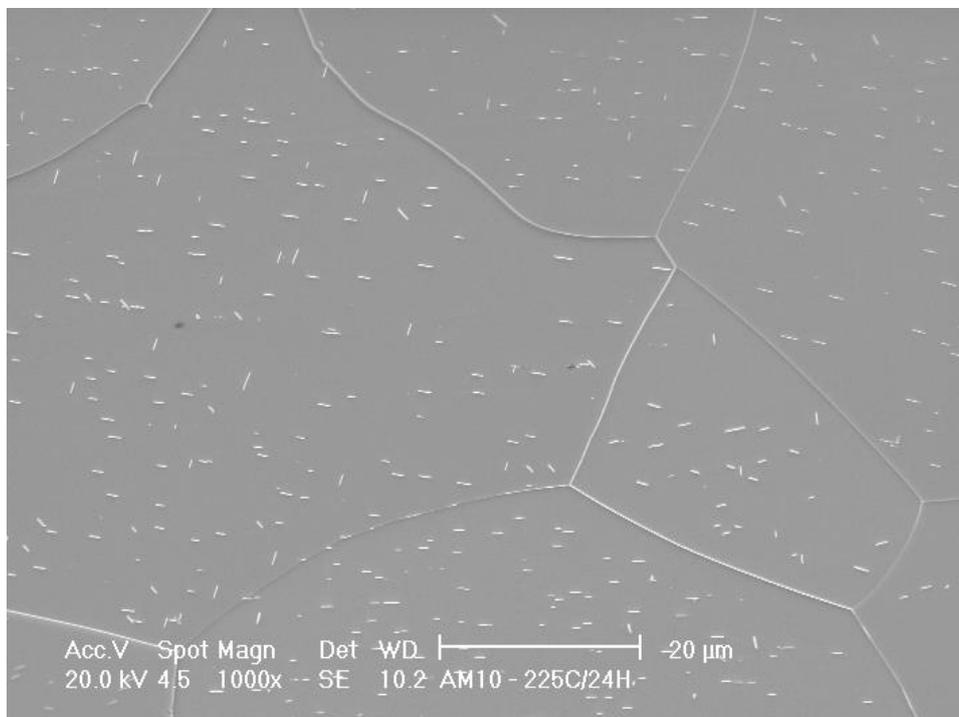


Figura 5.20 – Micrografia mostrando a presença de carbonetos na amostra envelhecida a 225°C/24h com 59,8ppm de carbono. Ataque Nital 5%. MEV.

Nas Figuras 5.9 a 5.20 nota-se a presença de carbonetos com morfologia lenticular como apresentado na literatura para materiais Fe-Si (Leslie, Fisher e Sen, 1959).

5.1.3.2. Efeito do Tempo de Tratamento à Temperatura Crítica Sobre as Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço com 25ppm de Carbono.

As Figuras 5.21 e 5.22 mostram o comportamento da dureza Vickers e do índice de envelhecimento, respectivamente, no material com 25ppm como uma função do intervalo de tempo do tratamento térmico de envelhecimento realizado na temperatura crítica de 170°C.

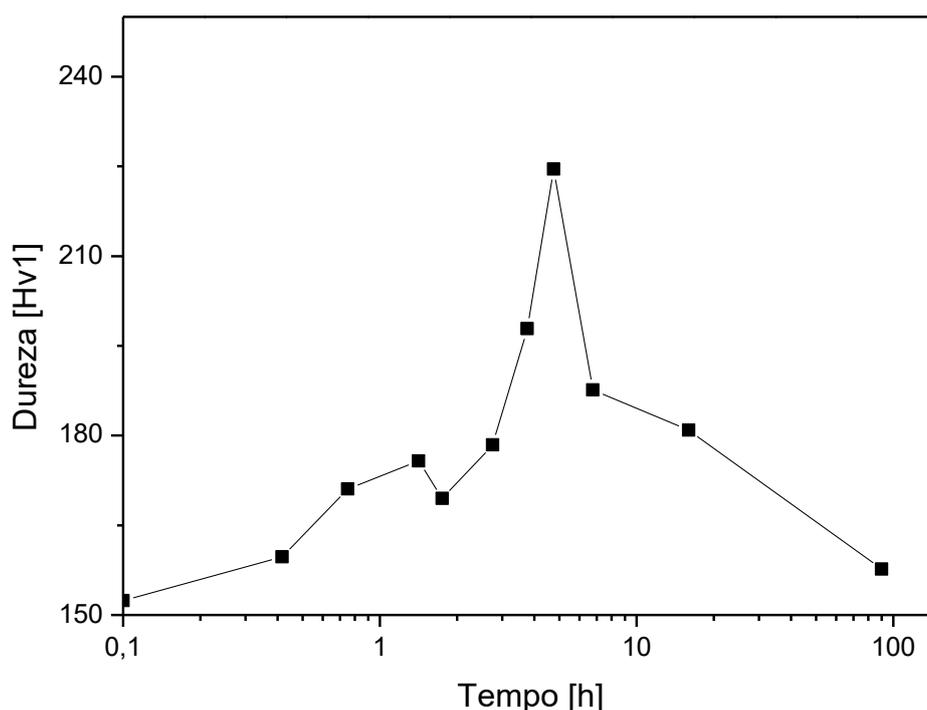


Figura 5.21- Dureza Vickers do material com 25ppm de carbono em função do tempo de tratamento de envelhecimento acelerado à temperatura crítica de 170°C.

A Figura 5.21 apresenta a evolução da dureza no material com 25ppm de carbono, na qual nota se que a dureza do material aumenta significativamente durante o tratamento térmico culminando na redução da mesma, após esta atingir seu maior valor

aos 285 minutos de envelhecimento. O aumento na dureza representou 48% na variação do valor de dureza do material em seu estado de partida. A incerteza nas medidas de dureza foi inferior a 4%.

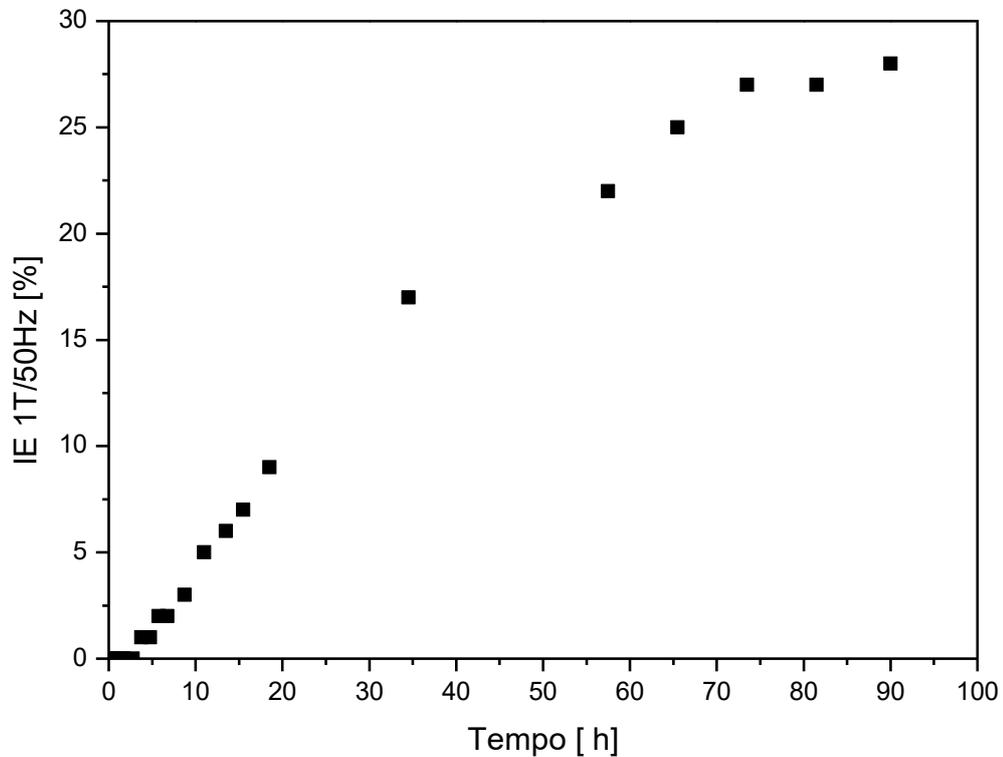


Figura 5.22- Comportamento do índice de envelhecimento magnético do material com 25ppm de carbono em função do tempo de tratamento de envelhecimento à temperatura crítica de 170°C.

No tratamento térmico de envelhecimento do material com 25ppm o limiar de envelhecimento magnético (5%) é ultrapassado a partir de 11h de tratamento e o valor máximo de envelhecimento magnético (28%) é atingido a 90h de tratamento.

A análise metalográfica foi realizada nos corpos de prova submetidos ao ensaio de dureza e optou-se por avaliar a microestrutura do material na condição de partida, no ponto de máxima dureza e ao final do tratamento. As microestruturas revelam a presença de carbonetos (Figura 5.23).

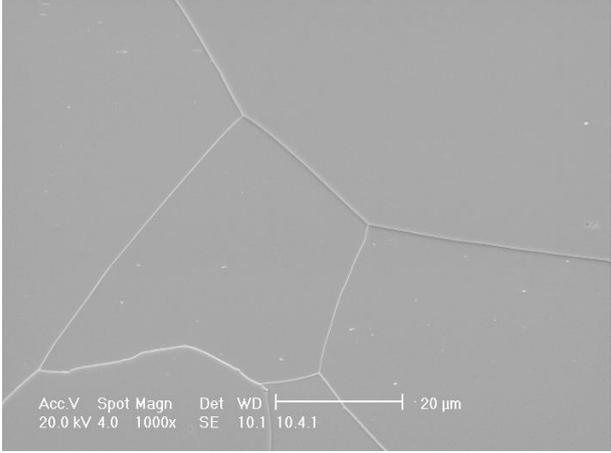
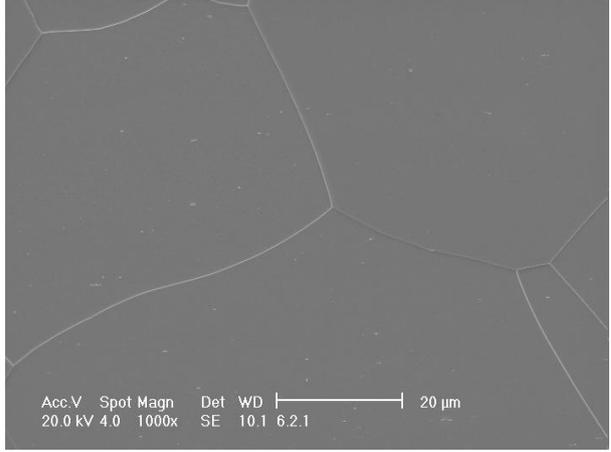
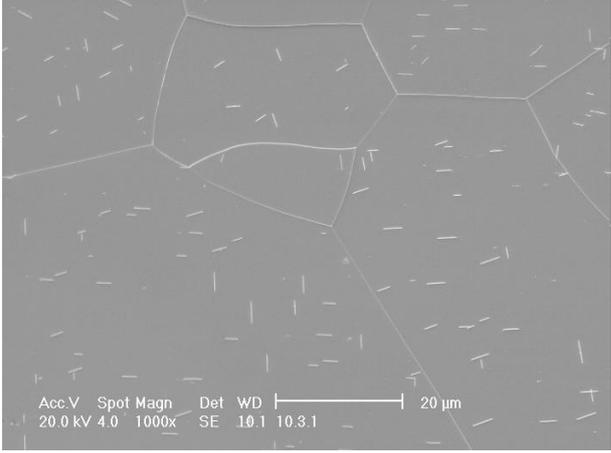
Micrografias	Tempo(min)
 <p data-bbox="507 719 549 757">(a)</p>	<p data-bbox="1102 488 1126 521">0</p>
 <p data-bbox="507 1247 549 1285">(b)</p>	<p data-bbox="1086 1014 1142 1048">285</p>
 <p data-bbox="507 1774 549 1812">(c)</p>	<p data-bbox="1078 1541 1150 1574">5400</p>

Figura 5. 23 – Micrografias mostrando a evolução da precipitação de carbonetos para três tempos de tratamento de envelhecimento de amostras com 25ppm de carbono.

Ataque Nital 5%. MEV.

5.1.3.3. Efeito do Tempo de Tratamento à Temperatura Crítica Sobre as Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço com 40ppm de Carbono.

A Figura 5.24 e 5.25 mostram o comportamento do índice de envelhecimento magnético e da dureza, respectivamente, no material com 40ppm em função do tempo de tratamento térmico de envelhecimento realizado na temperatura crítica. Pode-se destacar que o valor de 5% no índice de envelhecimento magnético é ultrapassado a partir de 2h de tratamento e seu valor máximo (42%) é atingido a 66h de tratamento.

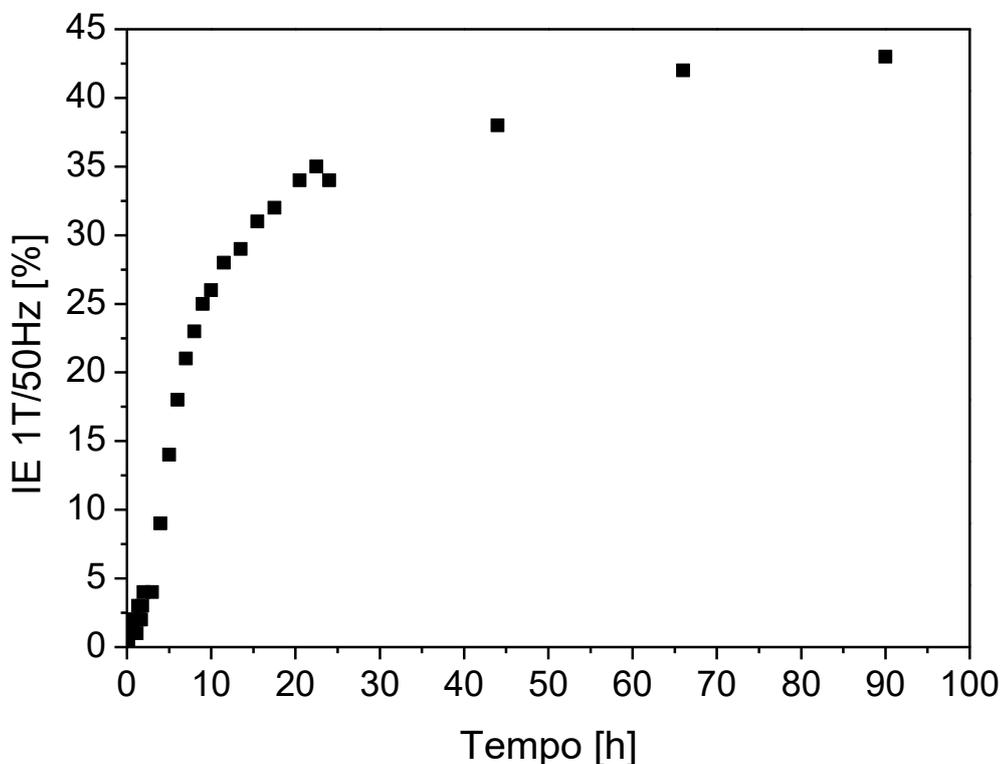


Figura 5. 24 – Comportamento do índice de envelhecimento do material com 40ppm mediante as interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento a temperatura crítica de 200°C.

A dureza para o material com 40ppm de carbono apresentou aumento moderado ao decorrer do tratamento térmico de envelhecimento, com aumento pronunciado aos 90 minutos de tratamento, aumento este que representou uma variação de 27% da dureza em relação ao material não envelhecido. No entanto com o decorrer do tratamento a

dureza do material reduziu comportamento este apresentado na Figura 5.25. A incerteza nas medidas dureza foi inferior a 5%, como indicado pelas barras de erro na Figura 5.25

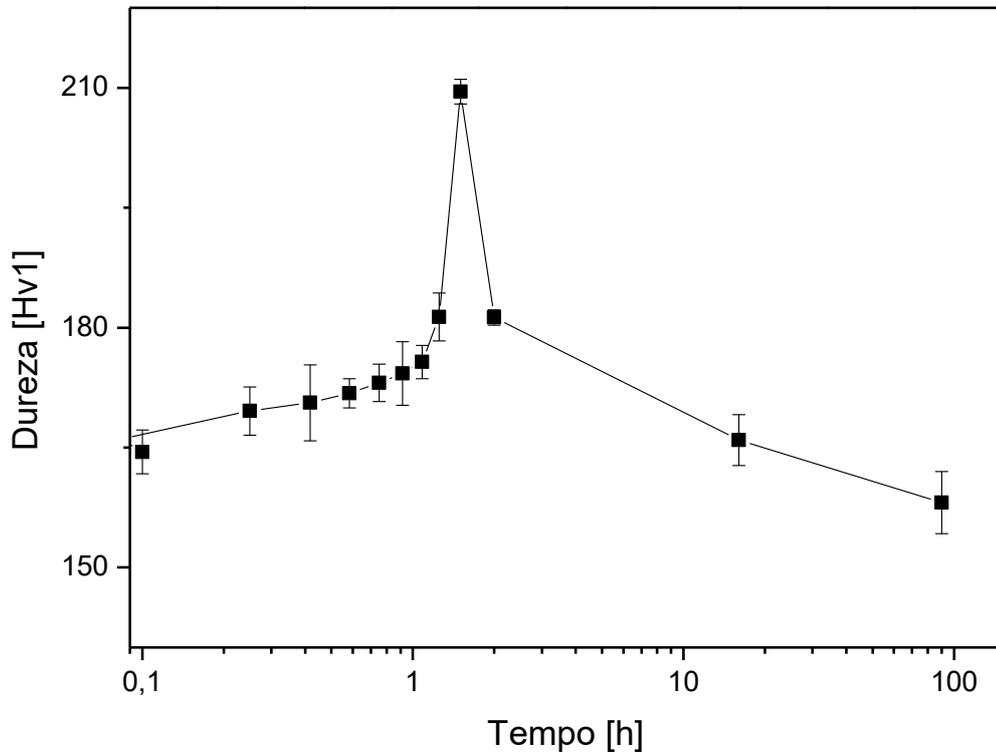


Figura 5.25 – Dureza do material com 40ppm ao longo das interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento acelerado a temperatura crítica de 200°C.

As amostras com teor de carbono de 40ppm foram submetidas ao ensaio de tração. O limite de escoamento (LE) foi avaliado ao longo do tempo de tratamento total que foi de 90h, atingindo um valor máximo (329 MPa) aos 25min de tratamento. O limite de escoamento inicialmente aumenta e depois diminui com o aumento do tempo de tratamento (Figura 5.26). A incerteza nas medidas foi da ordem de 6%, como indicado pelas barras de erro na Figura 5.26.

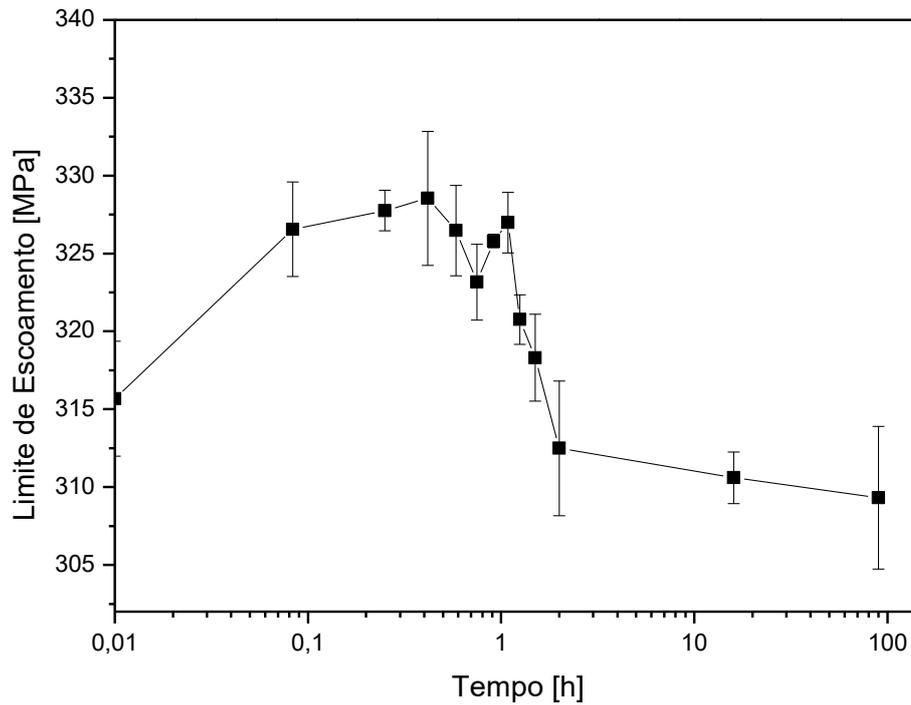


Figura 5.26 - Variação do limite de escoamento ao longo do tempo, para o aço com 40ppm de carbono a temperatura crítica de 200°C.

A análise metalográfica foi realizada nos corpos de prova submetidos aos ensaios de dureza, optou-se por avaliar a microestrutura do material na condição de partida, no ponto máximo de dureza e ao final do tratamento. As microestruturas revelam a presença de carbonetos (Figura 5.27).

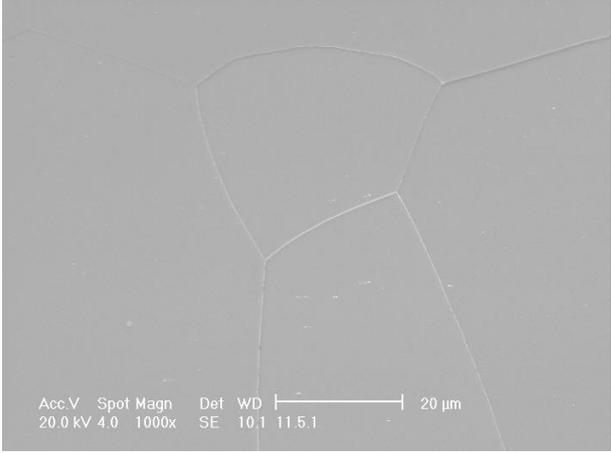
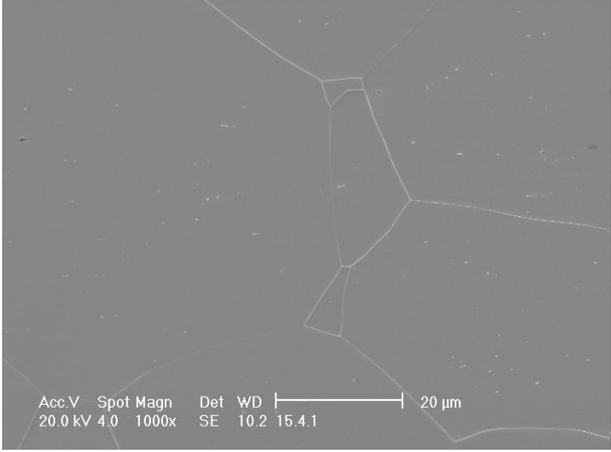
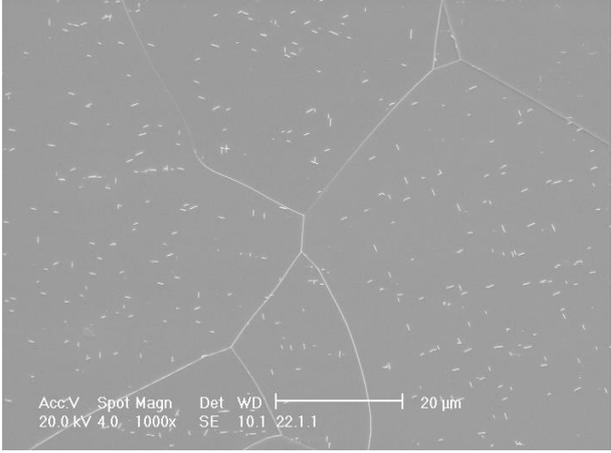
Micrografias	Tempo(min)
 <p data-bbox="507 719 549 757">(a)</p>	0
 <p data-bbox="507 1247 549 1285">(b)</p>	90
 <p data-bbox="507 1774 549 1812">(c)</p>	5400

Figura 5.27 – Micrografias mostrando a evolução dos carbonetos ao longo dos pontos de interesse da avaliação de propriedade mecânica no material envelhecido 40ppm.

Ataque Nital 5%. MEV.

5.1.3.4. Efeitos do Tempo de Tratamento à Temperatura Crítica Sobre as Propriedades Mecânicas, Magnéticas e Microestruturais do Aço com 60ppm de Carbono.

O gráfico apresentado na Figura 5.28, representa a evolução das propriedades magnéticas do material com 60ppm de carbono em função do tempo de tratamento de envelhecimento à temperatura crítica de 225°C. Observa-se que o material ultrapassará 5% de índice de envelhecimento magnético a partir de 80min de tratamento, e alcançará seu máximo (58%) em 29,5h.

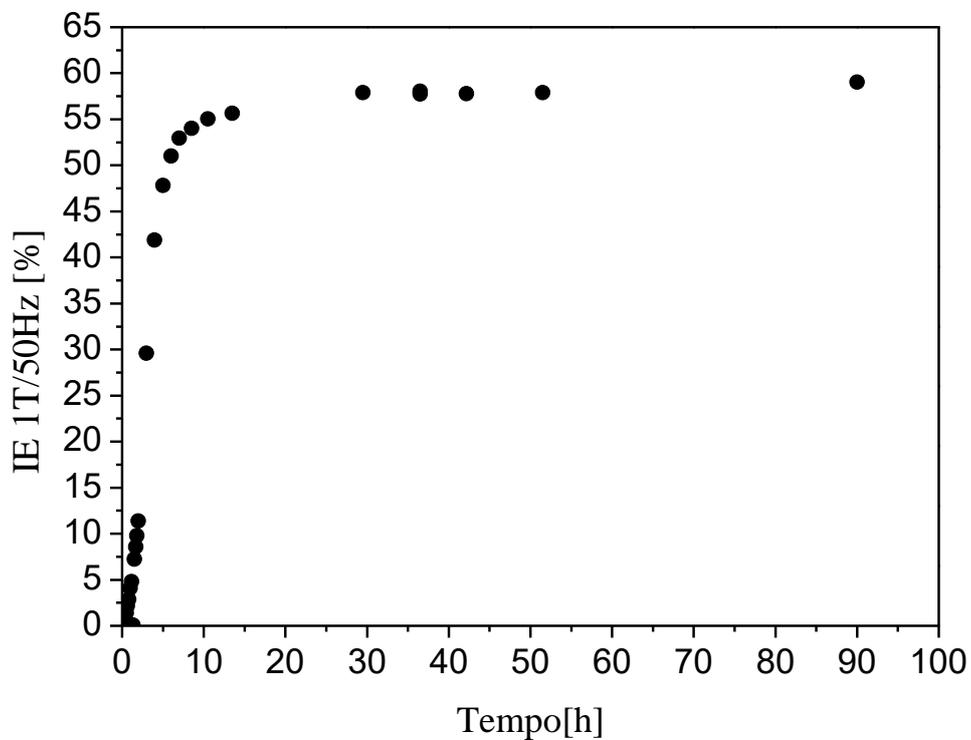


Figura 5.28 – Evolução do índice de envelhecimento ao longo das interrupções de ciclo no envelhecimento acelerado do material com 60ppm de carbono a temperatura crítica de 225°C.

A dureza no material com 60ppm de carbono aumenta de forma moderada ao decorrer do tratamento térmico de envelhecimento, apresentando um ponto de máximo aos 70min de tratamento, ponto este que representou um aumento de 33% no valor da dureza em relação ao material não envelhecido, após então passar por este ponto a dureza do material apresenta uma acentuada redução ao fim do tratamento térmico

(90h), como pode ser observado na Figura 5.29. A incerteza nas medidas dureza foi inferior a 4%, como indicado pelas barras de erro na Figura 5.29.

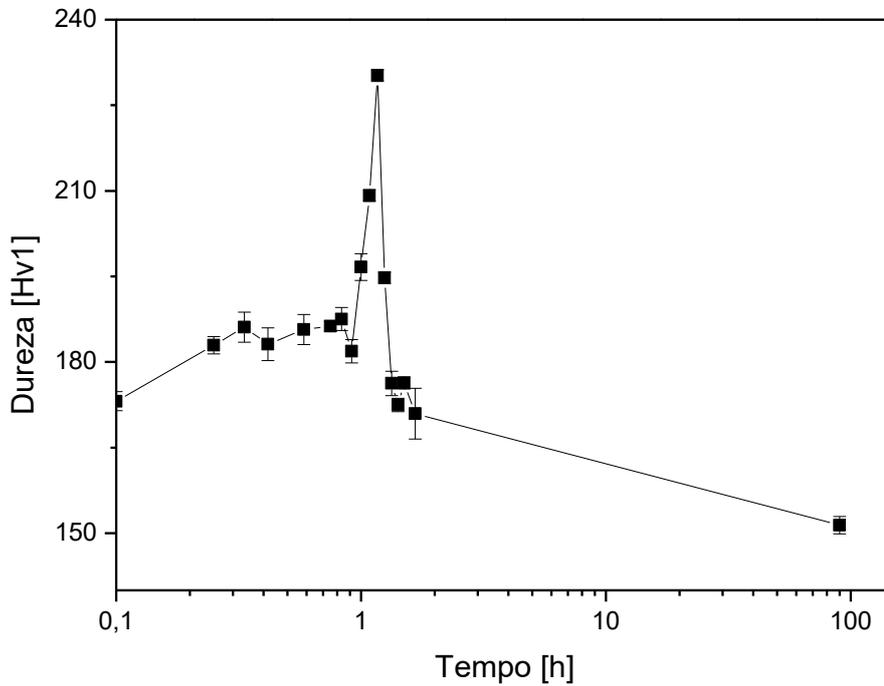


Figura 5.29 - Dureza do material com 60ppm ao longo das interrupções de ciclo no tratamento de envelhecimento na temperatura crítica de 225°C.

As amostras com teor de carbono de 60ppm foram submetidas ao ensaio de tração e de dureza. O limite de escoamento (LE) foi avaliado ao longo do tempo de tratamento total que foi de 90h, atingindo um valor máximo (343,7 MPa) aos 10min de tratamento. O limite de escoamento inicialmente aumenta e depois diminui com o aumento do tempo de tratamento (Figura 5.30).

A Figura 5.30 apresenta a análise metalográfica realizada nos corpos de prova submetidos aos ensaios mecânicos. As micrografias apresentam o perfil dos carbonetos nas amostras no início, fim do tratamento de envelhecimento e do ponto de máxima dureza do material envelhecido com 60ppm de carbono.

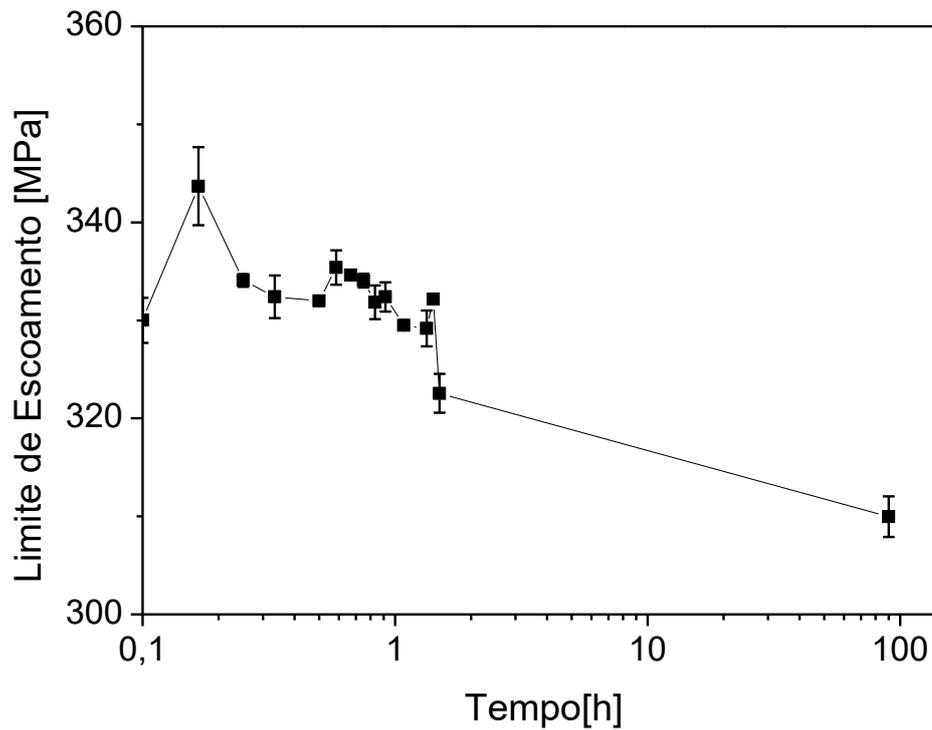


Figura 5.30 – Variação do limite de escoamento ao longo do tempo, para o aço com 60ppm de carbono a temperatura crítica de 225°C.

A dureza tem um valor máximo aos 70min de tratamento o que corresponde ao a fração volumétrica de carbonetos que pode ser observada na Figura 5.31.

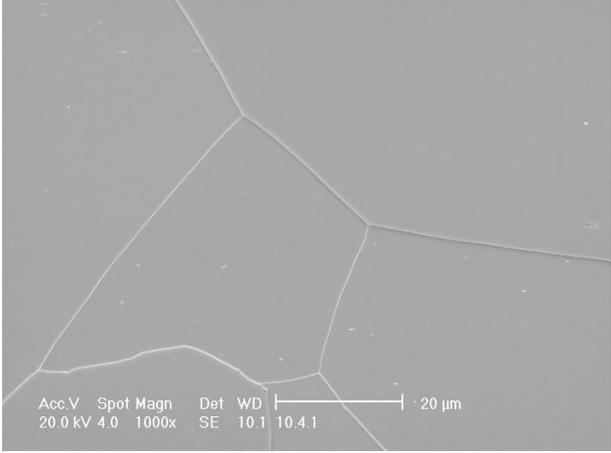
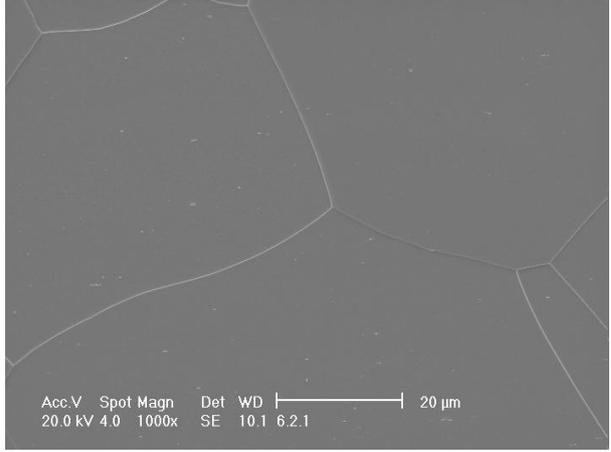
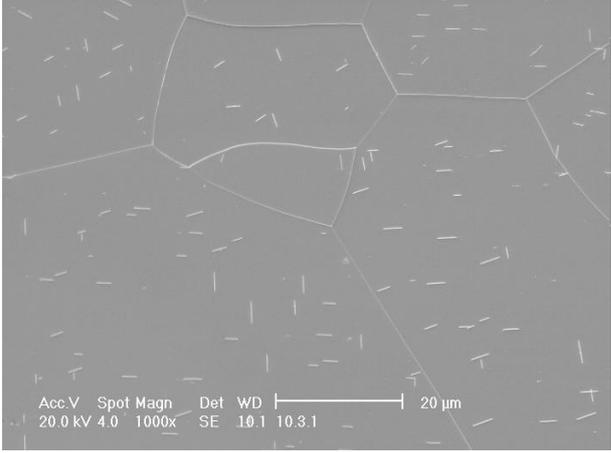
Micrografias	Tempo(min)
 <p data-bbox="507 719 549 757">(a)</p>	<p data-bbox="1102 488 1126 521">0</p>
 <p data-bbox="507 1247 549 1285">(b)</p>	<p data-bbox="1094 1014 1134 1048">70</p>
 <p data-bbox="507 1774 549 1812">(c)</p>	<p data-bbox="1078 1541 1150 1574">5400</p>

Figura 5.31 – Micrografias mostrando a evolução dos carbonetos ao longo dos pontos de interesse da avaliação de propriedade mecânica no material envelhecido 60ppm.

Ataque Nital 5%. MEV.

5.2. Discussão

5.2.1. Amostras Não Envelhecidas

Neste estudo, variou-se o teor de carbono nas amostras entre 25 e 60ppm por meio do tratamento de recozimento descarbonetante. As microestruturas do material apenas recozido inicialmente bem como do material recozido e descarbonetado apresentadas nas Figuras 5.1 e 5.5 estão coerentes com que é observado na literatura (Oliveira, 2014) para o aço GNO 2%Si. Outro ponto a se ressaltar é que não houve crescimento de grão no material descarbonetado, fenômeno comum a tratamentos de descarbonetação (Sidor, 2005, Soenen 2005, Gautam, 2011), tendo o recozimento final prévio cumprido sua função de promover a estabilização da microestrutura dos grãos do material.

A atmosfera de tratamento térmico foi a mesma para todas as amostras, no entanto, a velocidade da tira variou. A mais lenta gerou camada oxidada mais grossa e é de conhecimento que esta oxidação degrada as propriedades magnéticas. No entanto, as perdas magnéticas não sofreram variação significativa, levando-se em conta a velocidade de descarbonetação das amostras e, conseqüentemente, a espessura da camada de óxido, como apresentada na Figura 5.32.

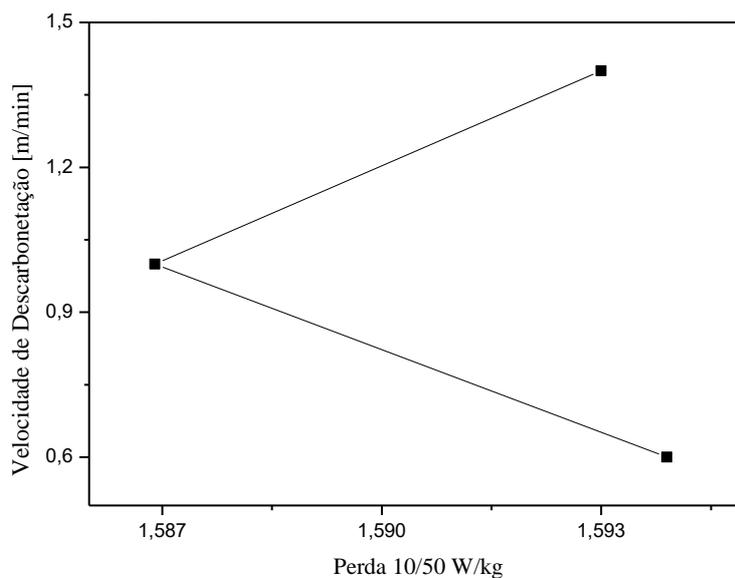


Figura 5.32 – Perda magnética 10/50 W/kg em função da velocidade de descarbonetação das amostras.

As micrografias revelaram a presença de uma camada de óxido superficial nas amostras descarbonetadas, Figura 5.6 e 5.7, a camada de óxido tendeu a aumentar com a redução da velocidade de tratamento e por sua vez aumento no tempo de encharque do material em forno com atmosfera úmida, comportamento evidenciado em outros estudos (Jenko, 2000; Mardon, 1998; Yamazaki, 1969) sugerem que o óxido formado neste material é a sílica, como pode-se observar na Figura 3.5.

Os resultados obtidos para as propriedades mecânicas do material também encontraram-se coerentes com os resultados apresentados em outros estudos (Oliveira, 2014).

5.2.2. Efeito da Variação de teor de carbono no Índice de Envelhecimento do Material tratado a 225°/24h.

Conforme apresentado na Figura 5.8, o material com carbono acima de 29,4ppm será suscetível ao envelhecimento magnético, enquanto aqueles com teor inferior não sofreram tal fenômeno. Como apresentado na literatura (Landgraf, 2000; Marra, 2002; Ray, 1982), a presença de carbono em solução sólida supersaturada no material resultará na precipitação de carbonetos, que será maior quanto maior o teor de carbono além do limite de solubilidade na amostra sendo tratada.

Embora a literatura (Marra,2002; Landgraf, 2000; Michal e Slane, 1986) estime que um valor entre 0,1 e 1 μ m como tamanho de precipitado seja o mais deletério as propriedades magnéticas do material, por meio da análise das micrografias das Figura 5.9 a 5.20 nota-se que nos materiais com índice de envelhecimento superior a 5% há presença de carbonetos da ordem e superiores a 1,5 μ m, resultado este coerente com obtido por Oliveira (Oliveira, 2014).

5.2.3. Efeito do Envelhecimento em Temperatura Crítica nas Propriedades Mecânicas, Microestruturais e Magnéticas para um aço GNO 2%Si com teores de carbono da ordem de 25, 40 e 60ppm.

A Figura 5.33 apresenta as curvas para dureza das amostras envelhecidas em temperatura crítica com 25, 40 e 60ppm de carbono. A dureza das amostras com 60ppm

de carbono foi maior que das amostras com 40 e 25ppm de carbono até o seu “pico” e o valor máximo de dureza foi atingido com menor tempo de tratamento. Este comportamento também foi relatado em outros trabalhos (Marra, 2002).

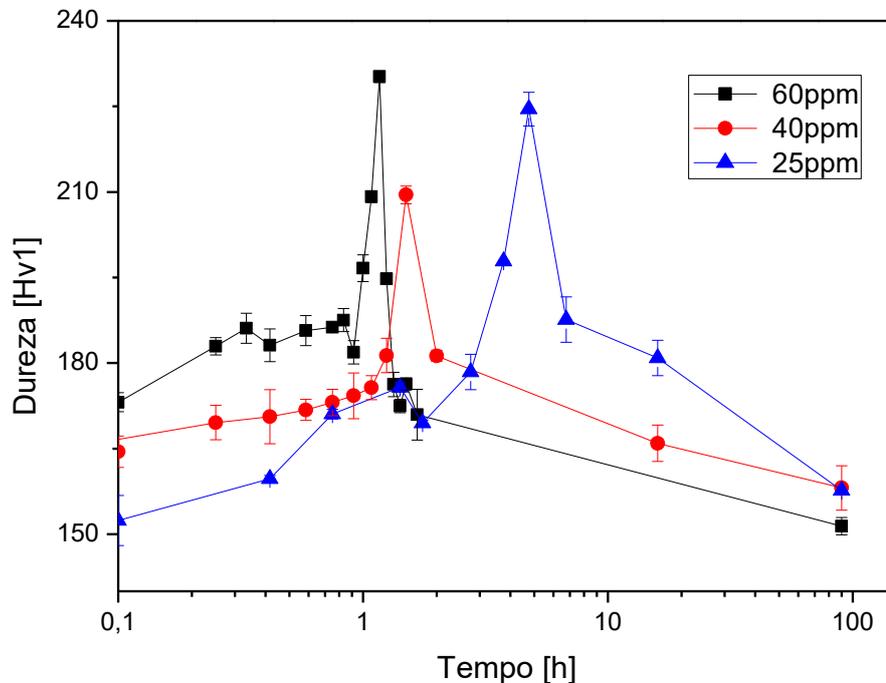


Figura 5.33 – Comparação entre as curvas de dureza por interrupção no ciclo de envelhecimento para os materiais com 25-40-60ppm.

O valor medido da dureza nas amostras sem tratamento foi maior quanto maior o teor de carbono presente na amostra. Ao decorrer do tratamento térmico há a redução do teor de carbono supersaturado na matriz da amostra em detrimento da formação dos precipitados. Ocorrem assim na amostra tratada dois fenômenos que agem de maneira oposta sobre a dureza: a redução do teor de carbono da matriz reduz a dureza ao passo que a precipitação pode aumentar.

A ação de tais fenômenos torna-se perceptível quando compara-se o comportamento da amostra de 60ppm com a de 25ppm de carbono. No material com carbono 60ppm os efeitos destes dois fenômenos praticamente se anulam e o valor da dureza se mantém quase constante, com uma elevação quase imperceptível até certo momento no qual o nível de precipitação alcança um tamanho e distribuição de maior efeito e a dureza apresenta um pico. Nos materiais com 40 e 25ppm de carbono a dureza aumenta ao decorrer do tratamento térmico, devido o fenômeno de endurecimento por

precipitação suplantar o efeito da retirada de carbono supersaturado da matriz, sendo tal fenômeno mais pronunciado nas amostras com 25ppm. Tanto a amostra com 40ppm quanto a amostra com 25ppm apresentam também um pico no valor da dureza.

Percebe-se ao fim da análise de dureza que para os materiais com menor teor de carbono que 60ppm a dureza sofre um menor decréscimo, isto, se dá devido ao menor teor de carbono em solução sólida, que não permite que os precipitados cresçam muito mantendo o tamanho e distribuição de precipitados numa faixa que eleva mais o valor.

Em uma comparação percentual o material com 60ppm apresentou uma dureza no “pico” da ordem de 33% maior que a dureza da amostra não envelhecida, sendo estes valores de 27% para o material com 40ppm e 48% para o material com 25ppm.

As variações nas propriedades mecânicas entre os materiais de 40 e 60ppm de carbono pode ser explicada por meio da maior fração volumétrica de carbonetos. Estima-se que o material com 60ppm de carbono possua uma alta densidade de precipitados “finos” (faixa granulométrica inferior a 0,1- 1 μ m, deletérios a propriedade magnética (Marra, 2002; Oliveira, 2014, Landgraf, 2000)) assim portanto afetam as propriedades mecânicas do material, o que pode ser observado na Figura 5.30(b) quando comparada a Figura 5.26(b).

As amostras tratadas com 60ppm de carbono apresentaram maior valor de índice de envelhecimento após o ciclo de tratamento de 90h. A partir de 80min de envelhecimento as amostras com 60ppm tratadas a 225°C (temperatura crítica) ultrapassaram o limiar para o envelhecimento magnético, o que só ocorreu com 2 horas de tratamento para as amostras com 40ppm tratadas a 200°C e 11h para amostras com 25ppm tratadas a temperatura crítica (170°C) (Figura 5.34).

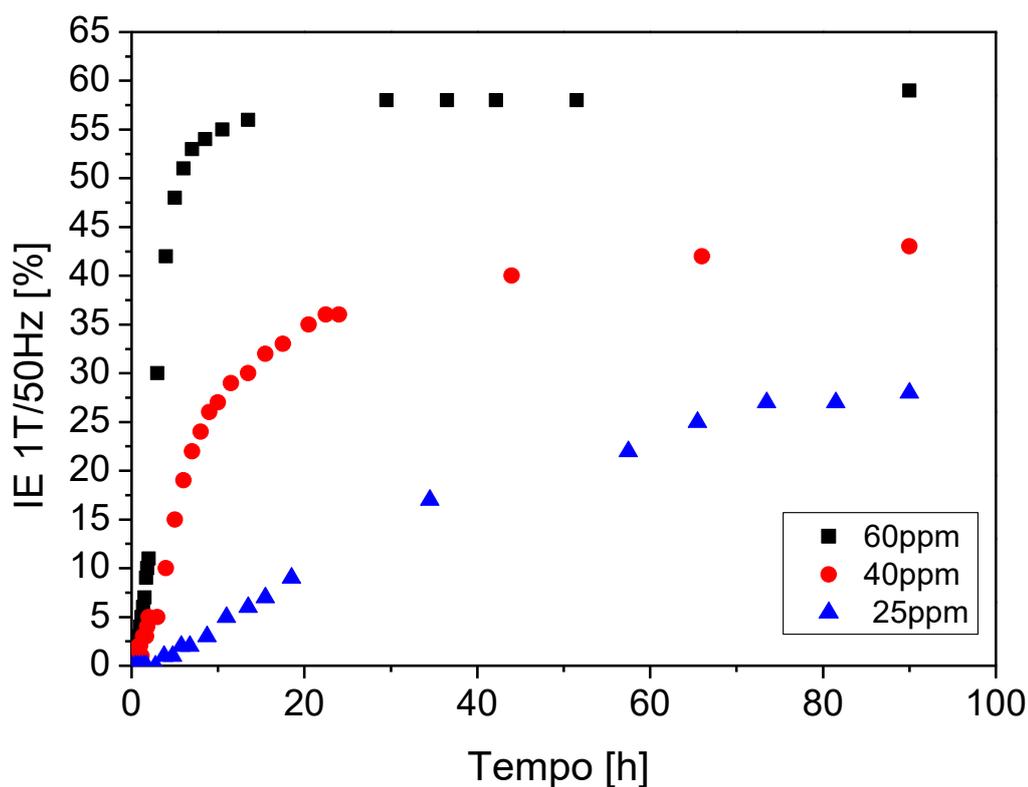


Figura 5.34 – Comparação entre as evoluções do índice de envelhecimento magnético ao longo do tempo de tratamento para os materiais com 25-40-60ppm de carbono.

Nas Figuras 5.35, 5.36 e 5.37 são mostradas as taxas em que o índice de envelhecimento magnético (dIE/dt) varia com tempo no tratamento de envelhecimento, para os teores de carbono de 25, 40 e 60ppm, respectivamente. Estas figuras foram determinadas das Figuras 5.22, 5.24 e 5.28, que descrevem o comportamento do índice de envelhecimento magnético das amostras submetidas ao tratamento de envelhecimento acelerado nas temperaturas críticas referentes aos três teores de carbono. Os valores de dIE/dt permitem avaliar a taxa em que a perda magnética relativa está aumentando como uma função do tempo.

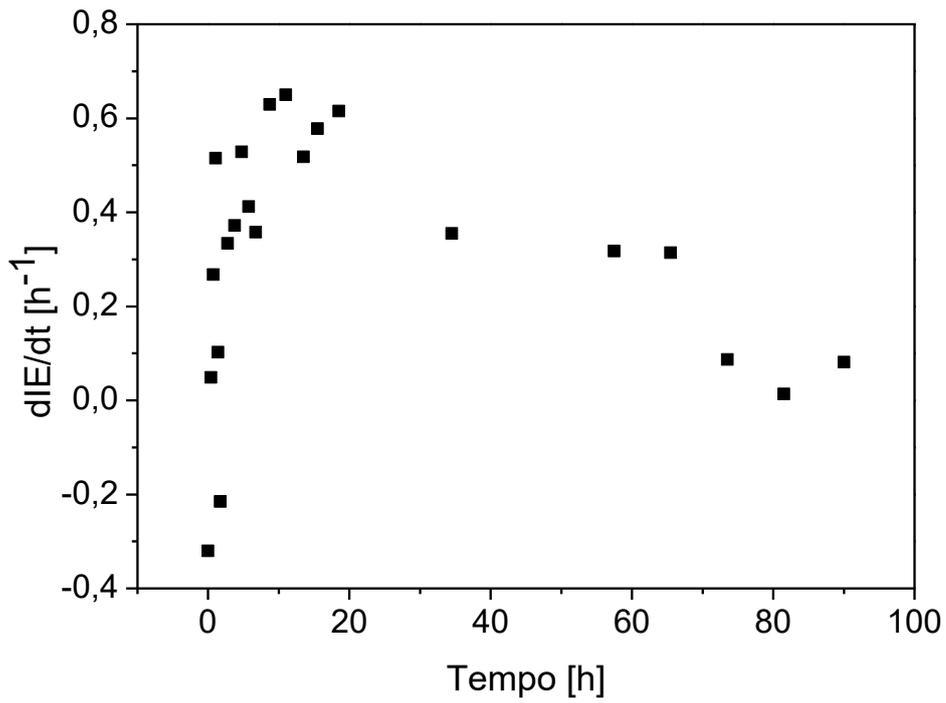


Figura 5.35 – Taxa de variação do índice de envelhecimento magnético com o tempo de tratamento de envelhecimento material com 25ppm.

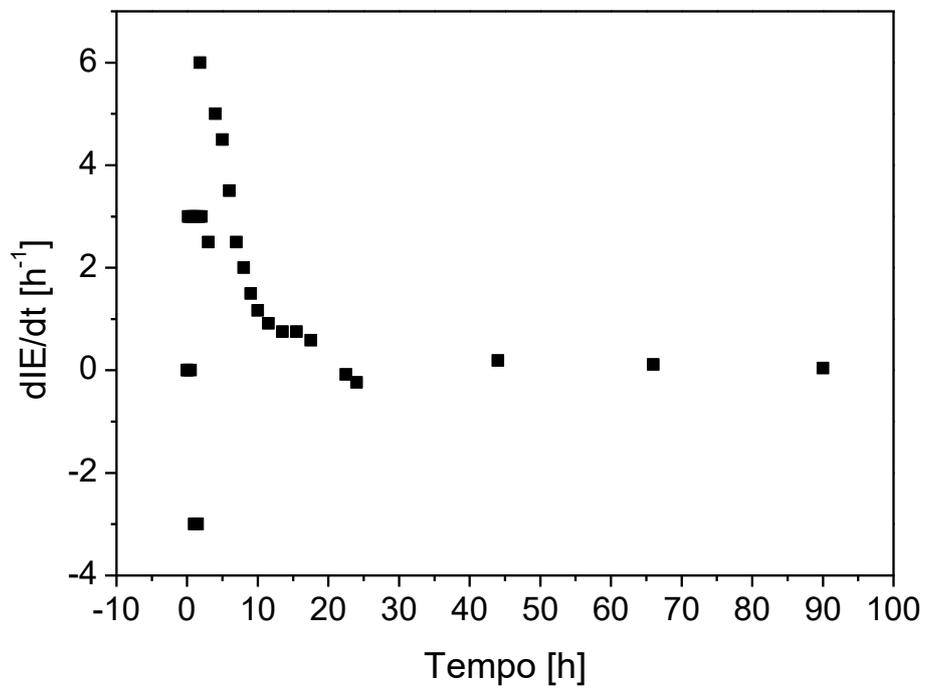


Figura 5.36 – Taxa de variação do índice de envelhecimento magnético com o tempo de tratamento de envelhecimento material com 40ppm.

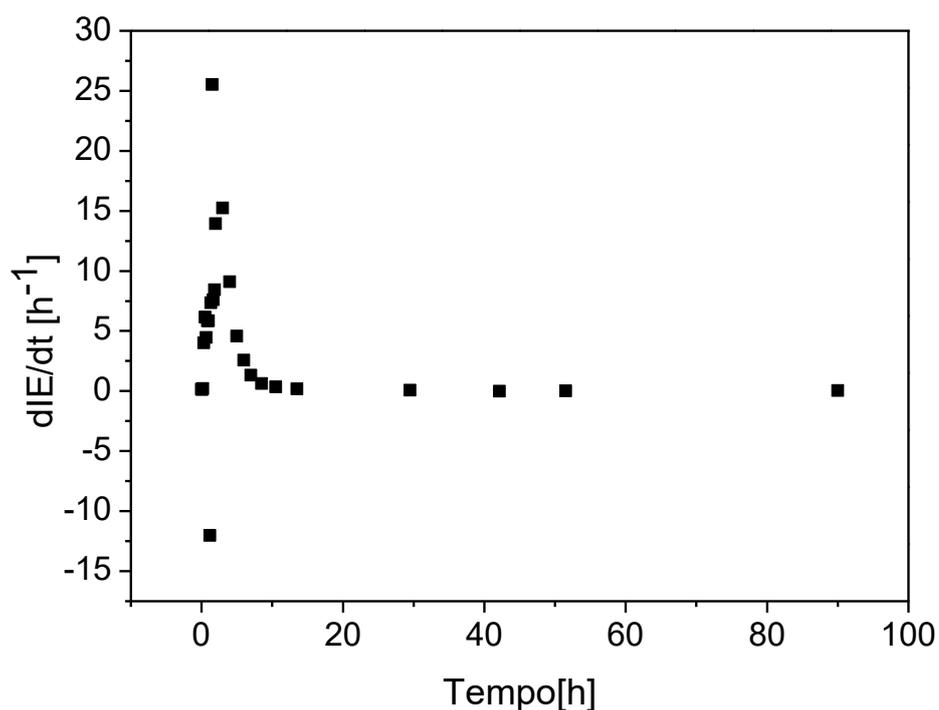


Figura 5.37 – Taxa de variação do índice de envelhecimento magnético com o tempo de tratamento de envelhecimento material com 60ppm.

Na Figura 5.35, observa-se que a maior taxa de perda magnética relativa para as amostras com 25ppm ocorre para um tempo de tratamento térmico de envelhecimento a 170°C de aproximadamente 10h e que para tempos de tratamento maiores que 75h não há um aumento na perda magnética relativa. Para as amostras com 40ppm e submetidas ao tratamento de envelhecimento a 200°C, observa-se na Figura 5.36 que a maior taxa de perda magnética relativa ocorre para o tempo de tratamento de aproximadamente 1,8h e que acima 25h não se observa um aumento na perda magnética relativa. Na Figura 5.37, verifica-se que o tempo de tratamento térmico de envelhecimento a 225°C de aproximadamente 1,5h resulta em uma maior taxa de perda magnética relativa, sendo que acima de 13,5h a perda magnética relativa tende a estabilizar-se.

Verificou-se que os tempos de tratamento térmico de envelhecimento nas temperaturas críticas que resultaram em valores dos índices de envelhecimento de 5%, para os teores de carbono de 25, 40 e 60ppm, são de 11h, 2h e 1,33h, respectivamente. Estes valores são próximos dos valores correspondentes à maximização da taxa de perda magnética relativa. Isto pode estar relacionado ao fato de que os tratamentos térmicos de envelhecimento foram realizados à temperatura crítica correspondente a cada teor de

carbono, ou seja, na temperatura na qual a taxa nucleação e a velocidade de crescimento promovem uma precipitação rápida e resultando em precipitados com o tamanho crítico, maximizando assim a deterioração da perda magnética (Reed-Hill, 2010).

O comportamento das curvas de dureza e da taxa de variação do índice de envelhecimento magnético são semelhantes, indicando que o tempo necessário para a taxa alcançar seu máximo valor é aquele em que os precipitados formados afetam as propriedades mecânicas do material envelhecido e a redução da taxa no decorrer do tratamento térmico de envelhecimento indica a transição do tamanho dos carbonetos para a faixa deletéria as propriedades magnéticas, o que corresponde a redução da dureza.

Os resultados também mostram os tempos de tratamento de envelhecimento à temperatura crítica em que a perda magnética relativa tende a estabilizar-se, para cada teor de carbono. Este resultado está relacionado ao fato de que para tempos grandes o coalescimento dos carbonetos de ferro faz com que eles percam a efetividade em inibir o movimento das paredes dos domínios magnéticos, tornando menos intensa a interação parede de domínio-partícula.

6. Conclusões

- Foi determinada a curva que correlaciona o índice de envelhecimento magnético com o teor de carbono em um aço GNO com 2%Si submetido ao tratamento térmico de envelhecimento a 225°C/24h e que para teores de carbono menores que 29ppm o índice de envelhecimento é menor que 5%.
- Nos ensaios de dureza Vickers, para as faixas de carbono de interesse (25, 40 e 60ppm), observou-se que os “picos” de dureza foram atingidos em tempos inferiores aos tempos em que índice de envelhecimento torna-se maior que 5%, evidenciando que o tamanho crítico dos precipitados deletérios às propriedades magnéticas é maior que aquele que maximiza a dureza.
- Observou-se que a taxa de variação do índice de envelhecimento magnético em função do tempo de tratamento térmico de envelhecimento à temperatura crítica, para cada teor de carbono, tem seu maior valor correspondente ao tempo de tratamento térmico necessário para que o índice de envelhecimento magnético torne-se maior que 5%.
- A taxa de variação do índice de envelhecimento magnético em função do tempo de tratamento à temperatura crítica confirmou a tendência de que a perda magnética relativa tende a estabilizar para elevados tempos de tratamento térmico de envelhecimento, o que está associado ao coalescimento dos carbonetos de ferro.

7. Sugestão de Trabalhos Futuros

- Estudar a evolução do índice de envelhecimento a temperatura crítica para uma maior faixa de teores de carbono no aço GNO 2%Si.
- Caracterizar de forma qualitativa e quantitativa os precipitados formados durante os ensaios de envelhecimento nos aços GNO 2% Si.
- Realizar ensaio de atrito interno para determinar a quantidade de carbono em solução sólida nas amostras de partida e nas descarbonetadas.

8. Referências Bibliográficas

- ABE, H., Carbide Precipitation During Aging Treatments, Scand. J. Metallurgy, vol.13, 1984.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels – microstructure and properties. 2. ed. Publicado por Edward Arnold, 1995. p. 323.
- BAUDOIN, P., HOUBAERT, Y.: “Effect of Laser and Mechanical Cutting on the Magnetic Properties of Non-Oriented Electrical Steels”- Ph.D thesis – Gent University- Jun/2002.
- BARRETT, C.S., MASSALSKI, T.B., “Structure of Metals: Crystallographic Methods, Principles and Data”, Pergamon Press, Oxford 1980.
- BOHN, F.; GUNDEL A.; SEVERINO, A. M.; LANDGRAF, F. J. G.; SOMMER, R. L. Propriedades Magnéticas de aços elétricos de grão não orientado. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, XVI Cbecimat, 2004, Porto Alegre, RS. Anais 2004.
- BIRKS, N., Mechanisms of decarburisation , Conference on Decarburisation, Sheffield, The Iron and Steel Institute, London, 1969, pp 1-12.
- BRODDEFALK, A., JENKINS, K., SILK, N., and LINDENMO, M., The influence of dew point during annealing on the power loss of electrical steel sheets, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 320, no. 20, p. e665-e668, Oct. 2008.
- BROOKS, C.R., Principles of the heat treatment of plain carbon and low alloy steels, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1996.
- BUNGE H.J., “Texture Analysis in Materials Science – Mathematical Methods”, Butterworths, London, 1982.
- BURKE, J. E. e TURNBULL, D.: Recrystallization and grain growth, Pergamon, Londres, 1952.
- CAMPOS, M. F. de; Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços elétricos. Tese de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.

- CAMPOS, M. F. de, EMURA, M., LANDGRAF, F. J.G., Consequences of magnetic aging for iron losses in electrical steels, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol.304, p. e593–e595, 2006.
- CARDOSO, Rodrigo Felix de Araújo. Aços elétricos de alto silício por imersão a quente: análise do processo e da microestrutura. Tese (Doutorado em Engenharia), Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2010.
- CHANG, S.K., KWAT, J.H., Effect of Manganese on Aging in Low Carbon Sheet Steels, *ISIJ International* , vol.37, nº1, 1997.
- CHRISTIAN, J. W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*. Pergamon, Oxford, 1965.
- CULLITY, B. D.; *Introduction to magnetic materials*. 1ª ed, Addison-Wesley, 1972, pags 601.
- DEGAUQUE, J. ASTIE, B. J., PORTESEIL, L. and VERGNE, R. J. *Magn. Magn. Mater.* vol. 26, pp. 261–263, 1982.
- DJIKSTRA, L.J., WERT, C. Effect of Inclusions on Coercive Force of Iron. *Phys. Rev.*, vol.79, p.979. 1950.
- ELOOT, K., DILEWIJNS, j., STANDAERT, C., DE COOMAN, B.C., Evaluation of the susceptibility of an electrical steel to magnetic aging using a new internal friction technique, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol.133, p.223-225, 1994.
- EMURA, M., CAMPOS, M.F. de, LANDGRAF, F.J.G., Angular Dependence of Magnetic Properties of 2% Silicon electrical Steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 226, p. 1524-1526, 2001.
- FISCHER, O., SCHNEIDER, J., Influence of deformation process on the improvement of non-oriented electrical steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 254–255, p.303-306, 2003.
- FUKUHARA, M., YONAMINE T., and MISSELL, F. P., Interlaboratorial de ensaios magnéticos em aços elétricos, *DIMAT/DIMCI/INMETRO*, no. 2, pp. 2-6, 2006.
- GAUTAM, Jaiprakash. Control of surface graded transformation textures in steels for magnetic flux carrying applications. 2011. 217 folhas. Tese (PhD em Engenharia de Materiais) Universidade de Tecnologia Delft, 2011.
- GEBLER, S., Caracterização dos Parâmetros de Recozimento de Aços Totalmente Processados para fins Elétricos, Universidade. 2000. 109 folhas. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Federal de Santa Catarina, 2000.

- 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.
- 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. 2010. 90 folhas. Dissertação (Mestre em Engenharia de Materiais). USP/2010.
- GÜNTHER, K., BÖLLING, F., HUNEUS, H. Detrimental effect of oxidation on magnetic properties of nonoriented electrical steel sheet *J. Appl. Phys.*, vol. 64, p. 5347. Nov/1988.
- GUY, A.G., HREN, J.J., "Elements of physical metallurgy", Addison-Wesley Publishing Company, Reading Massachusetts, Third Edition, 1974.
- GUYOT, M., CAGAN, V., The magneto-acoustic emission (invited), *J. Appl. Phys.*, vol.73, p. 5348.1993
- GORELIK, S. S.: Recrystallization in Metals and Alloys, ed. MIR, Moscou, 1981.
- GRABKE, H. J., TAUBER, G. *Arch Eisenhüttenwes.*, vol. 46, n. 3, p. 215 –222, 1975.
- HALLER, T.R., KRAMER, J.J. Observation of Dynamic Domain Size Variation in a Silicon-Iron Alloy, *J. Appl. Phys.* vol. 41, p.1034.1970.
- HALLER, T.R., KRAMER, J.J. Model for Reverse-Domain Nucleation in Ferromagnetic Conductors *J. Appl. Phys.*, vol.41, p.1036.1970.
- HIDELBRAND, H., Magnetic Analysis of Precipitation and Coarsening of Carbides in Steels, *ISIJ International*, vol.37, n°1, 1997.
- HONEYCOMBE, R. W.K., *Steel Microstructures and Properties*, Edward Arnold Ltd, 1ªed, 1981.
- HONDA, A. et al: 'Effect of Magnetic Properties of Nonoriented Electrical Steel Sheets on Motor Efficiency'- *J. Mater. Eng.*, v.1, p.141, Dezembro/1990.
- HONDA, A. et al: "Effect of Core Materials On Properties of AC Induction Motor"; Technical Meeting On Rotating Machinery, IEE Jpn, RM-97-148, 1997.
- JENKO, M., Korousic, B., Mandrino, D., Presern, V., HRAES study of oxide scale formation by decarburization of non-oriented electrical steel sheets, *Vacuum*, vol.57, p.295-305, 2000.
- KAWALLA, R., SCHNEIDER, J.: Innovative Technology for Non Oriented Electrical Steel. *SMM 16- Dusseldorf*, sept/2003.

- KAWASAKI Steel Corporation, RM7 Highest Grade Non-Oriented Electrical Steel Sheets, Technical Background, Jul/1983.
- LANDGRAF, F.J.G., EMURA, M., TEIXEIRA, J.C., CAMPOS, M.F. "Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels" J.Mag.Mag.Mat. vol. 215 p. 97-99, 2000.
- LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R.; CHAGAS, F. C.; CAMPOS, M. F. de; FALLEIROS, I. G. S. The origin of grain size inhomogeneity in semi-processed electrical steels. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 215-216, p. 92-93, 2000.
- LANDGRAF, F. J. G. Propriedades magnéticas dos aços para fins elétricos, IPT, p. 1 – 20, 2001.
- LANDGRAF, F.J.G., YONAMINE, T., TAKANOHASHI, R. et al. "Propriedades magnéticas de aço silício simulando textura de lingotamento contínuo de tiras" In: 56. CONGRESSO ANUAL DA ABM, Belo Horizonte. Anais do 56. Congresso Anual da ABM. São Paulo: ABM, 2001. vol. 1, p. 1687-1698, 2001.
- LANDGRAF, F. J. G., TAKANOHASHI, R., CAMPOS, M. F. Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado. In: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO: Deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. São Paulo: EPUSP, 2001.
- LANDGRAF, F. J. G. Propriedades de aços para fins elétricos. Rede Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, p.109-128, 2002.
- LANDGRAF, F. J. G. Propriedades Magnéticas de aços para fins elétricos. In: Ivani Bott; Paulo Rios; Ronaldo Paranhos. Aços: perspectivas para os próximos 10 anos, 1a ed., Rio de Janeiro, pp. 109-128. 2002.
- LANDGRAF, F. J. G.; YONAMINE, T.; TAKANOHASHI, R. et al. Magnetic properties of silicon steel with as-cast columnar structure. In: Elsevier: Journal of magnetism and magnetic materials, v. 254-255, p. 364-366. 2003.
- LANDGRAF, F.J.G., Barkhausen noise and high induction losses in non-oriented electrical steel, JMMM, vol. 272–276, p.e561–e562. 2004.
- LANDGRAF, F.J.G., Nonoriented Electrical Steel, JOM, NEW YORK, vol. 64, n. 7, supl. 6, Part 1, p. 764-771, Jul. 2012.
- LESLIE, W.C., FISHER, R.M., SEN, N., Morphology and Crystal Structure of Carbides Precipitated from Solid Solution in Alpha Iron, Acta Metallurgica, Vol. 7, Sept. 1959.

- LESLIE, W.C. and RAUCH, G.C., Precipitation of Carbides in Low-Carbon Fe-Al-C Alloys, Metallurgical Transactions, vol. 9A, Marc. 1978.
- LESLIE, W. C.; STEVENS, D. W. The magnetic aging of low carbon steels and silicon irons. Transactions of the ASM, v. 57, p. 261-283, 1964.
- MANNION, F.J., FREUHAN, R.J., Decarburization Kinetics of Liquid Fe-C_{sat} Alloys by CO₂ Metallurgical Transactions, vol. 20, p.853. 1989.
- MARRA, Kleiner Marques, Cinética de Descarbonetação de um Aço GNO Semiprocessado e sua Influência nas Propriedades Magnéticas e na Susceptibilidade ao Envelhecimento Magnético. 2002. 279 folhas. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica). UFMG/2002.
- MARRA, K. M., ALVARENGA, E. de A., BUONO, V. T. L., Decarburization kinetics during annealing of a semi-processed electrical steel. ISIJ International, vol. 44, n. 3, p. 618 – 622, 2004.
- MARRA, K., ALVARENGA, E. and BUONO, V., Magnetic aging anisotropy of a semi-processed non-oriented electrical steel, Materials Science and Engineering A, vol. 390, no. 1-2, pp. 423-426, Jan. 2005.
- MARRA, K. M., BUONO, V. T., Variação das perdas magnéticas durante envelhecimento de um aço elétrico, vol. 3, pp. 36-39, 2006
- MARRA, K., LANDGRAF, F., and BUONO, V., Magnetic losses evolution of a semi-processed steel during forced aging treatments, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 320, no. 20, p. e631-e634, Oct. 2008.
- MARDON, C., SMAILL, J. and SELL, L., Decarburization behavior of high silicon spring steels, Proceedings IPENZ Annual Conference, vol. 2, pp 269-271.1997.
- MARDON, Cris. The Austenitisation and Decarburization of High Silicon Spring Steel. 1998. 592 folhas. Tese (PhD em Engenharia). Universidade de Canterbury/1998.
- MICHAL, G.M., SLANE, J.A., The Kinetics of Carbide Precipitation in Silicon-Aluminum Steels, Metallurgical Transactions, vol. 17A, Agosto 1986.
- MÜNSTER, P., GRABKE, H.I., Kinetics of the steam reforming of methane with iron, nickel, and iron-nickel alloys as catalysts, Journal of Catalysis, vol.72, p.279. 1981.
- NÉEL, L., Nouvelle théorie du champ coercitif, Physica vol.15 n.1–2 p. 225.1949.
- OLIVEIRA, José Rogério, Estudo do Envelhecimento Magnético em Aços Silício de Grão Não Orientado 2% Si. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica), UFMG, 2014.

- OLDANI, R.C., Decarburization and Grain Growth Kinetics during the annealing of electrical steels, *Scripta Materialia*, vol.35, n.11, p.1253-1257, 1996.
- PAOLINELLI, Sebastião da Costa., Estudo da influência da temperatura de laminação a quente de acabamento sobre a estrutura e propriedades magnéticas de aços GNO com 2,0 e 3,0% Si. 2008. 156 folhas. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais), UFOP, Ouro Preto, 2008.
- PAOLINELLI, S. C.; FERNANDES, W. M. A. Envelhecimento magnético em aços GNO. Relatório Técnico Aperam South America– IQM-Si-074. Timóteo, p. 11. 1987.
- PEREIRA, J.F.P., Cinética de Envelhecimento após Deformação de Aço Baixo Carbono com Pequenas Adições de Fosforo, Silício e Manganês. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica), UFMG, Belo Horizonte, 1986.
- RASMUSSEN, B. C., Iron Losses and Properties of soft Magnetic Materials. Tese (PhD), Universidade Aalborg, Dinamarca, ISBN, 1996
- RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. In: *International Materials Reviews*, vol. 39, n. 4, p. 129-172.1994.
- RAY, R. K, MOHANTY, O.N., On Predicting the Extent of Magnetic Aging in Electrical Steels, *JMMM*, vol.78, p.255-262, 1989.
- RAY, R. K, MOHANTY, O.N., Magnetic Aging characteristics of low silicon Electrical Steels, *JMMM*, vol.28, p.44-50, 1982.
- REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R. *Physical metallurgy principles*. 4. ed. Stamford: Cengage Learning, 2010.
- RODRIGUES, Jean Carlos. Estudo da Textura Cristalográfica em um Aço de Grão Não Orientado com 3,3%Si via EBSD. 2011. 130 folhas. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas). UFMG/2011.
- SAKUMA, WATANABE, N., NISHIZAWA, T., The Effect of Alloying Element on the Coarsening Behavior of Cementite Particles in Ferrite, *Transaction Jpn, Inst. Met.*, vol.21, nº3, 1980.
- SIDOR, Y., KOVAC, F. Effect of heat treatment conditions on the internal oxidation processes in non-oriented electrical steels. *Materials and Design*, vol. 26, p. 297 – 304, 2005.

- SILVA, Eduardo Cavalcante da. A Influência do Recozimento Descarboxante nas Propriedades Magnéticas de Aços para Fins Elétricos. 2011. 92 folhas. Dissertação (Mestrado em Engenharia). USP/2011.
- SHIMANAKA, H.; IRIE, T.; MATSUMARA, K. and NAKAMURA, H.: “New Non-Oriented Si-steel with Texture $\{100\} \langle 0vw \rangle$ ”, JMMM, vol.19, p.63-64, 1980.
- SOENEN, B., JACOBS, S., De WULF, M., Modelling Decarburization in Electrical Steels. Steel Research International, vol.76, n.6, p.425-428, 2005.
- URE, C.R., Computer prediction of the Fe-C phase diagram: the ferrite/austenite equilibrium and the solubility of graphite in the ferrite and austenite, Tese (PhD em Engenharia), Universidade de Canterbury, 1987.
- VILLEGAS, E. A., Cinética dos Processos de Adsorção de Fluidos em Superfícies Metálicas, Apostila do Curso de Cinética de Reações Químicas, UFMG, Belo Horizonte (Brasil), 2000.
- YAMAZAKI, T., On the decarburisation of silicon steel sheet, Nippon Tekko Kyokai Transactions, vol. 9, pp 66-75, 1969.
- YONAMINE, T., LANDGRAF, F. J. G., CASTRO, N. A. Approaching $(100)[0vw]$ by rolling directionally solidified silicon steels. In: Steel Research, Alemanha, v. 76, n. 6, p. 461-463. 2005.
- YONAMINE, T., LANDGRAF, F.J.G., Estudo da evolução da textura durante a deformação plástica e recristalização de aço 3,1%Si produzido por solidificação direcional, In: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, 2001, São Paulo. Workshop sobre Textura e Relações de orientação. São Paulo: EPUSP, 2001. vol.1, p. B1-B7, 2001.
- ZHU, A., NEIFE, I., PINK, E., Characterization of medium and low temperature carbides in a low carbon steel by internal friction. Steel Res., vol. 67, p. 507, 1996.