

**UNESP**  
**Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá**

**Guaratinguetá**  
**2012**

MARCUS KOHLRAUSCH ADRIANO

DESENVOLVIMENTO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS VISANDO  
GANHOS MAGNÉTICOS EM AÇOS COM ULTRA BAIXA  
CONCENTRAÇÃO DE CARBONO

Trabalho de graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá

2012

A24  
3d Adriano, Marcus Kohlrausch  
Desenvolvimento de tratamentos térmicos visando ganhos magnéticos em aços com ultra baixa concentração de carbono / Marcus Kohlrausch Adriano – Guaratinguetá : [s.n], 2012.  
60 f. : il.

Bibliografia: f. 57-60

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço I. Título

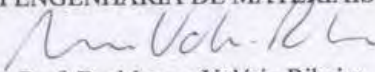
CDU 669.14

DESENVOLVIMENTO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS VISANDO  
GANHOS MAGNÉTICOS EM AÇOS COM ULTRA BAIXA  
CONCENTRAÇÃO DE CARBONO

MARCUS KOHLRAUSCH ADRIANO

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO  
COMO PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA  
DE GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

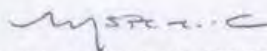
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO  
DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS



Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro

Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**



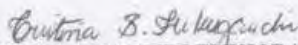
Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA

Orientador/UNESP-FEG



Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO

Docente/UNESP-FEG



Eng. MSc. CRISTINA SAYURI FUKUGAUCHI

Engenheira

Dezembro de 2012



Aos meus pais que deram todo o suporte para que eu chegasse até aqui e amigos que estiveram sempre presente.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira que me orientou e motivou no desenvolvimento para a realização deste trabalho.

Ao Departamento de Materiais que se empenhou muito para fundar e consagrar o curso de Engenharia de Materiais na Unesp Guaratinguetá e ser capaz de oferecer uma ampla estrutura para formação dos alunos ao longo da graduação.

Aos colegas do Laboratório Nacional de Luz Síncrotron em Campinas pela paciência e credibilidade ao trabalho desenvolvido junto à instituição.

Aos moradores da República DV que me apoiaram ao longo da graduação e nos momentos mais difíceis estiveram sempre presentes.

A Carolina Wild Mori companheira que esteve presente na minha vida acadêmica e pessoal, motivando e amparando nas mais diversas situações.

Adriano, M. K. **Desenvolvimento de Tratamentos Térmicos Visando Ganhos Magnéticos em um Aço com Ultra Baixa concentração de Carbono**. 2012. 60f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP, 2012.

## RESUMO

A relação entre a microestrutura e as propriedades magnéticas dos materiais magnéticos moles, vem sendo estudados por diferentes pesquisadores que buscam aperfeiçoar sistemas elétricos, aumentando o seu tempo de vida útil e diminuindo seu consumo energético. Seguindo esta mesma linha o Laboratório Nacional de Luz Síncrotron desenvolve uma nova fonte de luz síncrotron, o Sirius, no qual materiais magnéticos com altos valores de permeabilidade magnética estão sendo estudados para serem utilizados nos dipolos do acelerador. Dentre esses materiais destaca-se o aço de baixo carbono, um material ferromagnético que apresenta uma ótima relação entre custo e permeabilidade magnética. Visando elevar os valores de permeabilidade deste material, foram realizados tratamentos térmicos, e avaliaram-se as propriedades magnéticas, microestruturais e mecânicas a fim de correlacioná-las. Notou-se que os tratamentos térmicos de recozimento foram os mais eficazes, sendo que o recozimento realizado com um pequeno tempo de patamar, no qual se observou apenas o fenômeno de recristalização primária, foi o que mais elevou os valores de permeabilidade magnética do material, devido ao tamanho de grão médio ideal alcançado. Os tratamentos térmicos não orientaram os domínios magnéticos do material e não influenciaram nas propriedades mecânicas do material devido à ausência de carbono na microestrutura. Os tratamentos de recozimento mostraram-se uma alternativa de para elevar os valores de permeabilidade magnética do material e viabilizar a aplicação do aço de ultra baixo carbono nos dipolos do Sírius.

**Palavras-chave:** Aço Baixo Carbono, Permeabilidade Magnética, Sirius



Adriano, M. K. **Developed of Heat Treatments Seeking Increase the Magnetic Properties in a Steel with Ultra Low Carbon Concentration**. 2012. 60f. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP, 2012.

### **ABSTRACT**

The relationship between the microstructure and the magnetic properties of soft magnetic materials, have been studied by different researchers who seek to employ electrical systems, increasing their life span and reduce their energy consumption. Following this same line the Brazilian Synchrotron Light Laboratory developed a new synchrotron light source, the Sirius, where magnetic materials with high magnetic permeability values are being studied for use in accelerator dipoles. The low carbon steel is a ferromagnetic material that has a great relationship between cost and magnetic permeability. Aiming to raise the values of permeability of the material, heat treatments were done and evaluated the magnetic properties, microstructure and mechanical properties to correlate them. It was noted that the thermal annealing were the most effective, and the annealing performed with a small time threshold, which only phenomenon observed was the primary recrystallisation, was the most elevated values of magnetic permeability of the material, due to the average grain size ideal achieved. The heat treatments do not guide the magnetic domains of the material and not influence the mechanical properties of the material due to lack of carbon in the microstructure. The annealing treatments were shown to be an alternative to raising the values of the magnetic permeability of the material and facilitate the implementation of ultra low carbon steel in the dipoles of Sirius.

**Key-words:** Permeability, Ultra Low Carbon Steel, Sirius

## SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO .....	9
1.1.	Considerações Iniciais .....	9
1.2.	Motivação .....	9
1.2.1.	Sirius .....	11
1.3.	Justificativa .....	12
1.4.	Objetivo .....	13
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	14
2.1.	Materiais Magnéticos .....	14
2.1.1.	Magnetismo e Elétrons .....	14
2.1.2.	Propriedade Magnética dos Materiais.....	15
2.1.3.	Materiais Ferromagnéticos .....	16
2.1.4.	Domínios Magnéticos.....	17
2.1.5.	Saturação Magnética .....	19
2.1.6.	Permeabilidade Magnética .....	21
2.1.7.	Aço Ultra Baixo Carbono.....	23
2.1.8.	Aços IF .....	24
2.2.	Tratamentos Térmicos .....	25
2.2.1.	Recozimento .....	26
2.2.1.1.	Recozimento Subcrítico ou Esferoidização .....	27
2.2.1.2.	Recozimento Intercrítico.....	28
2.2.1.3.	Recozimento Pleno.....	29
2.2.2.	Recristalização .....	30
2.2.2.1.	Recristalização Primária.....	30
2.2.2.2.	Recristalização Secundária e Crescimento de Grão.....	31
2.3.	Difração de elétrons Retroespalhados (EBSD) .....	32
3.	MATERIAIS E MÉTODOS .....	34
3.1.	Material .....	34
3.2.	Equipamentos.....	35
3.2.1.	Tratamentos Térmicos .....	35
3.2.2.	Microscopia Óptica.....	36
3.2.3.	EBSD.....	37
3.2.4.	Dureza Superficial .....	38
3.2.5.	Ensaio de Permeabilidade Magnética .....	39
3.3.	Metodologia .....	39
3.3.1.	Tratamentos Térmicos .....	39
3.3.2.	Preparação Metalográfica.....	41
3.3.3.	EBSD.....	42
3.3.4.	Dureza Superficial .....	43
3.3.5.	Ensaio Magnético.....	43
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	44
4.1.	Microestrutura .....	44
4.2.	EBSD.....	49
4.3.	Ensaio Magnético.....	51
5.	CONCLUSÃO.....	56
6.	REFERÊNCIA .....	57

## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1. Considerações Iniciais

Materiais magnéticos têm importância fundamental e crescente na tecnologia do mundo em que vivemos. Desde a descoberta dos fenômenos eletromagnéticos, é através da interação magnética, por conseguinte da utilização de materiais magnéticos, que o homem constrói a grande maioria dos dispositivos que envolvem forças e trabalhos mecânicos.

Máquinas elétricas dependem cada vez mais de materiais com altos valores de capacidade magnética, para apresentarem uma eficiência melhor e de certa forma se tornarem mais sustentáveis ao planeta.

### 1.2. Motivação

Muitos equipamentos elétricos atualmente estão limitados devido às propriedades do material. Descobrir uma forma de aumentar o campo magnético do material é uma das maneiras de elevar os valores de eficiência das máquinas, tornando-as mais econômicas e sustentáveis.

Os carros híbridos, por exemplo, chegam a possuir mais de 100 kg de aços elétricos. A maximização da permeabilidade magnética desses aços é conseqüentemente uma melhora significativa no desempenho do motor elétrico de tal forma que eleva a eficiência desses motores, aumentando, por exemplo, a autonomia do veículo. A Figura 1 ilustra um motor híbrido, que concilia o motor a combustão com o motor elétrico. (ACESITA, 2012)



Figura 1 - Exemplo de um motor híbrido (ACESITA, 2012)

Além dos motores elétricos, existem algumas aplicações específicas que demandam materiais com altos valores de permeabilidade magnética e altos campos de saturação. É o caso de um acelerador de elétrons, no qual para manter os elétrons em órbita nas câmaras de vácuo próximos a velocidade da luz, uma sofisticada rede magnética de dipolos, quadrupolos e sêxtupolos fazem a interação de acordo com a Lei de Ampere, que relaciona o fluxo de corrente com o fluxo magnético. A Figura 2 ilustra o princípio de funcionamento de um acelerador de partículas, destacando-se os equipamentos da rede magnética.

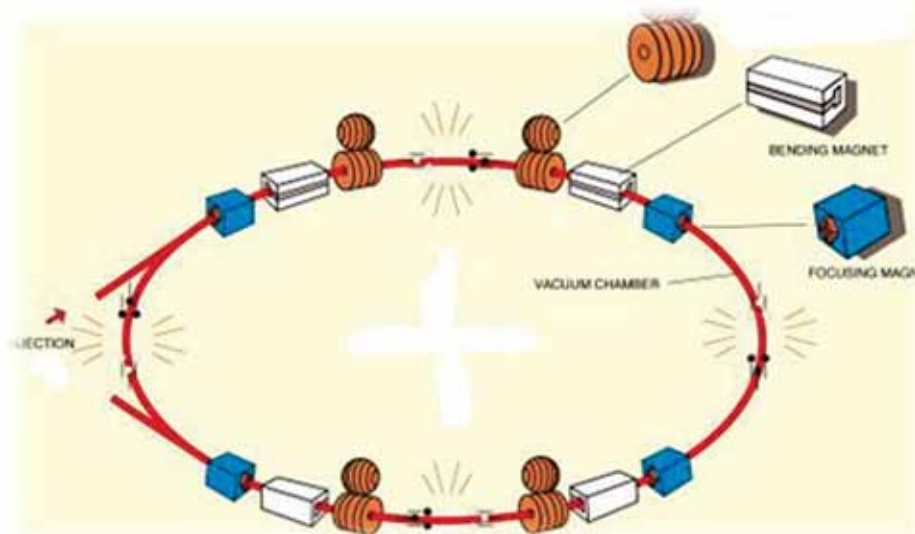


Figura 2 - Rede magnética de um acelerador de elétrons com destaque para os dipolos em branco, os quadrupolos em azul e os sêxtupolos em laranja. (LNLS, 2012)

No Brasil existe um acelerador de elétrons no Laboratório Nacional de Luz Síncrotron em Campinas-SP. A radiação Síncrotron proveniente do acelerador é utilizada pela comunidade científica para o desenvolvimento de diversos tipos de pesquisas científicas, com materiais orgânicos e inorgânicos. Devido à alta energia fornecida pelo acelerador e a instrumentação oferecida nas linhas de luz, é possível alcançar resultados com ótimas resoluções, muito superiores aos resultados obtidos em equipamentos de bancada. A Figura 3 é uma panorâmica do acelerador brasileiro com as suas respectivas linhas (LNLS, 2012).



Figura 3 - Fonte de Luz Síncrotron atual, localizado em Campinas-SP no Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS, 2012)

A fonte de luz Síncrotron atual é denominada uma fonte de 2<sup>a</sup> geração e que apesar da alta confiabilidade oferecida aos cientistas, possui algumas limitações que inviabilizam sua utilização em um grande número de aplicações relevantes para futuros projetos de ciência e tecnologia. Devido a isso está em construção uma nova fonte de luz Síncrotron de 3<sup>a</sup> geração, instituída Sirius, que substituirá em 2016 a fonte atual operada pelo Laboratório.

### 1.2.1. Sirius

Sirius será capaz de gerar raios X altamente energéticos e terá parâmetros semelhantes ou superiores às modernas instalações do mundo, abrindo novas oportunidades para a pesquisa brasileira. A Figura 4 ilustra a estrutura externa do Sirius (CNPEM, 2012).

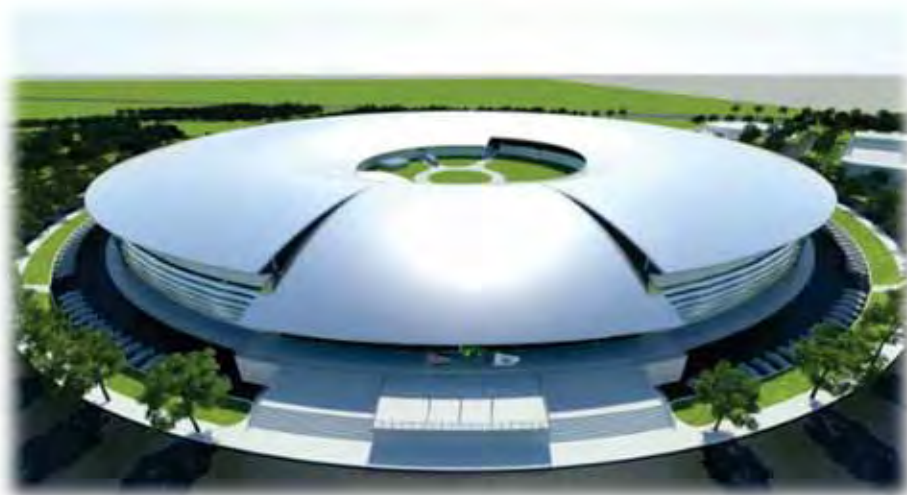


Figura 4 - Futuras instalações do acelerador de elétrons Sirius (CNPEM, 2012)

Para o desenvolvimento do Sirius, novos conceitos e tecnologias estão sendo abordados. Dentre eles destaca-se o conceito de sustentabilidade, no qual o novo acelerador apresentará uma demanda energética bem inferior ao atual. Para que isso ocorra algumas mudanças nos

magnetos foram sugeridas. Uma delas é substituir os dipolos eletromagnéticos que foram utilizados na construção do 1º acelerador, por ímãs permanentes de Neodímio – Ferro - Boro (NdFeB). Dessa forma o campo magnético aplicado sobre o acelerador será constante e não dependerá de bobinas elétricas.

Os dipolos em questão já estão em fase de montagem. A Figura 5 ilustra um protótipo do mesmo com os respectivos materiais utilizados. Para a confecção deste equipamento, além do ímã permanente de NdFeB, necessita-se de um material com elevada permeabilidade magnética e alto campo de saturação, capaz de fornecer no gap de aproximadamente 25 mm um campo equivalente a 2 Tesla (CNPEM, 2012).



Figura 5 - Protótipo de um Dipolo Magnético construído com Imãs Permanentes (ADRIANO, 2012)

Sabendo-se que o aço com ultra baixa concentração de carbono é um material com reconhecidas propriedades magnéticas, estudou-se a sua viabilização na confecção dos dipolos. Porém alguns valores de permeabilidade magnética medidos não foram satisfatórios, sendo necessário o desenvolvimento de algum método que elevasse esses valores.

### 1.3. Justificativa

O controle da microestrutura do material influencia diretamente nas suas propriedades magnéticas (SHOKROLLAHI, 2009). Os contornos de grão funcionam como

fronteiras de domínios magnéticos, dificultando a magnetização do material, ou seja, materiais magnéticos com microestruturas refinadas não apresentam valores ideais de permeabilidade magnética. Entretanto, dependendo da aplicação, certos tamanhos de grãos são considerados ótimos. É o caso de lâminas de Ferro Silício, as quais apresentam um diâmetro de grão médio ideal de 100  $\mu\text{m}$  para aplicação em propriedades magnéticas, como motores elétricos (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1992).

Uma das formas de alterar a microestrutura de um aço, é a realização de tratamentos térmicos. LI *et al* (2007) estudou o comportamento microestrutural e magnético de aço silício após diferentes tratamentos térmicos e notou que o seu desempenho magnético após o recozimento foi muito superior quando comparado com os outros tratamentos.

Perante a isso se estuda o desenvolvimento de um tratamento térmico para um Aço de Ultra Baixo Carbono que eleve as propriedades magnéticas do material e se torne uma alternativa eficiente para a confecção de dipolos do Sirius.

#### **1.4. Objetivo**

Desenvolver um tratamento térmico para o Aço de Ultra Baixo Carbono que seja capaz de elevar as propriedades magnéticas do material, viabilizando-o como uma alternativa para os dipolos magnéticos do novo acelerador de elétrons do Brasil, Sirius.

Para tanto serão realizados tratamentos térmicos de recozimentos plenos, têmperas e normalização em um aço com baixo teor de carbono e em seguida serão realizados ensaios magnéticos, análises microestruturais e mecânicas do material, para avaliação do ganho em propriedades magnéticas do material, a correlação dessa variação com a microestrutura e a respectiva influencia sobre as propriedades mecânicas do material.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Materiais Magnéticos

A história do magnetismo começou com um mineral conhecido como magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ), o primeiro material magnético conhecido pelo homem. Devido a sua capacidade de “atrair” alguns metais ele era referenciado nos períodos antes de Cristo como o “atrativo de ferro”.

Os gregos foram os primeiros a utilizarem os materiais magnéticos, após notarem que a Terra é um ímã permanente com orientação do campo magnético para o polo Norte. Dessa forma eles criaram a bússola, instrumento de navegação muito precisa que consiste em um ímã preso em um eixo de livre movimento que sempre aponta para o Norte, devido às linhas de campos magnéticos do planeta (CULLITY, 1992).

#### 2.1.1. Magnetismo e Elétrons

Os materiais magnéticos ao longo dos anos passaram a ser estudados com maiores atenções, e notou-se que para explicar o fenômeno do magnetismo era preciso entender a estrutura eletrônica de cada material. Os materiais magnéticos são magnéticos por causa dos elétrons que contêm. Os elétrons podem produzir campos magnéticos através de mecanismos relacionados a momentos dipolares magnéticos, como o momento dipolar magnético de *Spin* e o momento dipolar magnético de orbital. (HALLIDAY, 2008; CULLITY, 1992; HAYT e BUCK, 2010)

- Momento dipolar magnético de Spin: Quando um elétron é submetido a um campo magnético externo  $B$ , uma energia potencial  $U$  pode ser associada à orientação do momento dipolar magnético de Spin  $\mu$  do elétron. Com isso a energia potencial do elétron quando submetido a um campo magnético será:

$$U = - \mu \cdot B \quad (1)$$

- Momento dipolar magnético de Orbital: Quando faz parte de um átomo um elétron possui um momento angular adicional que recebe o nome de momento angular orbital. Na presença de um campo magnético externo, os elétrons do átomo possuem uma energia potencial que depende da orientação do momento dipolar magnético orbital em relação ao campo.



### 2.1.2. Propriedade Magnética dos Materiais

Cada elétron de um átomo possui um momento dipolar magnético orbital e um momento dipolar magnético de spin, que se combinam vetorialmente. A resultante dessas duas grandezas vetoriais se combina vetorialmente com as resultantes dos outros elétrons do átomo, e a resultante de cada átomo se combina vetorialmente com as resultantes dos outros átomos de um mesmo material. As propriedades magnéticas dos materiais são o resultado da combinação de todos esses momentos dipolares. Com isso os materiais podem ser classificados da seguinte forma: (HALLIDAY, 2008; HAYT e BUCK, 2010; CULLITY, 1992; JILES, 1998)

- **Materiais Diamagnéticos**: Os momentos dipolares magnéticos só são produzidos nos átomos desse material quando ele é submetido a um campo magnético externo. A combinação desses momentos dipolares induzidos resulta em um campo de baixa intensidade no sentido contrário ao do campo externo aplicado. Quando o campo magnético externo é removido, o campo produzido desaparece. Encontram-se nessa classificação materiais como o Zinco, Cádmiio, Cobre, Prata e Estanho.
- **Materiais Paramagnéticos**: São os materiais que contêm elementos da família dos metais de transição, das terras raras e dos actinídeos. Os átomos desses elementos possuem um momento dipolar magnético diferente de zero, mas como os momentos dos átomos estão orientados aleatoriamente o campo magnético resultante é zero. Entretanto, um campo magnético externo pode alinhar parcialmente os momentos dipolares magnéticos atômicos, fazendo com que o material apresente um campo magnético resultante fraco no mesmo sentido que o campo externo. Quando o campo magnético externo é removido o campo resultante no material desaparece.
- **Materiais Ferromagnéticos**: Fazem parte deste grupo materiais como o Ferro, Níquel, Cobalto e alguns outros elementos (compostos e ligas destes elementos). Nesses materiais os momentos dipolares magnéticos de átomos vizinhos se alinham, produzindo regiões com intensos momentos magnéticos. Um campo magnético externo pode alinhar os momentos magnéticos das regiões, fazendo com que uma amostra do material produza um forte campo magnético no mesmo sentido que o campo externo, que permanece quando o campo externo é removido. Os materiais ferromagnéticos são os materiais de reconhecido magnetismo e serão abordados com maiores detalhes no próximo tópico.

- **Materiais Antiferromagnéticos**: Nesses materiais os momentos dipolares magnéticos alinham-se antiparalelamente. Desta forma mesmo com o campo magnético externo aplicado, o campo resultante é um valor muito baixo. Outra propriedade interessante deste tipo de material é a variação da susceptibilidade magnética de acordo com a temperatura, de tal forma que existe uma temperatura em que ele é mais susceptível a um campo magnético externo e outras em que essa resposta é próxima de zero. Materiais principalmente formados por Cromo e Manganês pertencem a essa classe.
- **Materiais Ferrimagnéticos**: são materiais que apresentam uma magnetização espontânea, apresentam dipolos magnéticos de intensidade diferentes, de tal forma que sempre existe um momento resultante. A sua magnetização espontânea desaparece a partir de certa temperatura, conhecida como temperatura de Curie. Após esta temperatura, tornam-se paramagnéticos. São exemplos destes materiais as ferritas, magnetitas e em geral óxidos metálicos.

### 2.1.3. Materiais Ferromagnéticos

O ferromagnetismo, como já abordado, é o resultado da estrutura eletrônica de cada átomo. Para os átomos que apresentam subníveis internos não totalmente preenchidos, o número de elétrons com *spin* em um sentido é diferente do número de elétrons com *spin* em outro sentido. Dessa forma esses elementos tem um momento magnético não nulo (JILES, 1998).

No ferro esses momentos magnéticos são suficientemente fortes e os átomos estão adequadamente próximos uns aos outros de forma a haver um alinhamento magnético espontâneo dos átomos adjacentes. O resultado deste alinhamento proporciona ao ferro um magnetismo permanente (LANDGARF, 1999).

Entretanto, o magnetismo deste material está limitado a certa temperatura. Com o aumento da temperatura, a agitação térmica dos átomos prevalece sobre o alinhamento, fazendo com que a resultante do momento dipolar magnético, seja igual a zero. Essa temperatura é conhecida como temperatura de Curie. Para o ferro ela é de aproximadamente 770 °C. Acima desta temperatura o ferro torna-se paramagnético (CULLITY, 1992).

Os materiais ferromagnéticos em temperaturas inferiores a temperatura de Curie, apesar de apresentarem um momento de dipolo magnético resultante, não alcançam a sua capacidade

máxima de saturação magnética, ou seja, não funcionam como ímãs permanentes. Isso se deve a presença dos domínios magnéticos do material.

#### 2.1.4. Domínios Magnéticos

Os domínios magnéticos são regiões em que o alinhamento dos dipolos atômicos é praticamente perfeito. Entretanto um material possui diversos domínios magnéticos que não estão todos alinhados entre si. Dessa forma a orientação de cada um é tão anisotrópica que eles se cancelam, fazendo com que o momento magnético do material seja igual à zero.

Cada domínio tem dimensão de microns ( $10^{-6}$   $\mu\text{m}$ ) ou mais, e contém muitos átomos magnéticos ordenados e separados por uma distância conhecida como parâmetro de rede. A Figura 6 ilustra a desorganização dos domínios magnéticos em uma amostra, que resulta em uma magnetização total da amostra como zero.

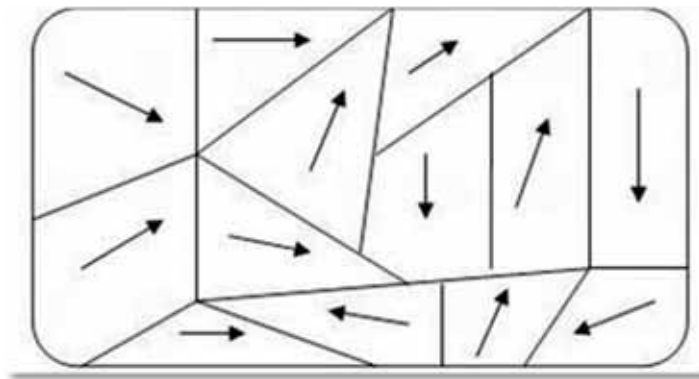


Figura 6 – Ilustração de Domínios magnéticos desorientados, de tal forma que o momento resultante é zero e a amostra permanece desmagnetizada (JILES, 1998)

Na presença de um campo aplicado, os domínios ferromagnéticos tendem a se orientar na direção do campo aplicado produzindo uma magnetização resultante. O processo de orientação de domínios se dá basicamente através de dois mecanismos: o movimento das paredes que separam os domínios e a rotação da magnetização dentro dos domínios. A Figura 7 ilustra o processo, em que  $B$  significa o campo magnético externo aplicado,  $M$  é a magnetização da amostra e  $M_s$  a magnetização de saturação da amostra (JILES, 1998).

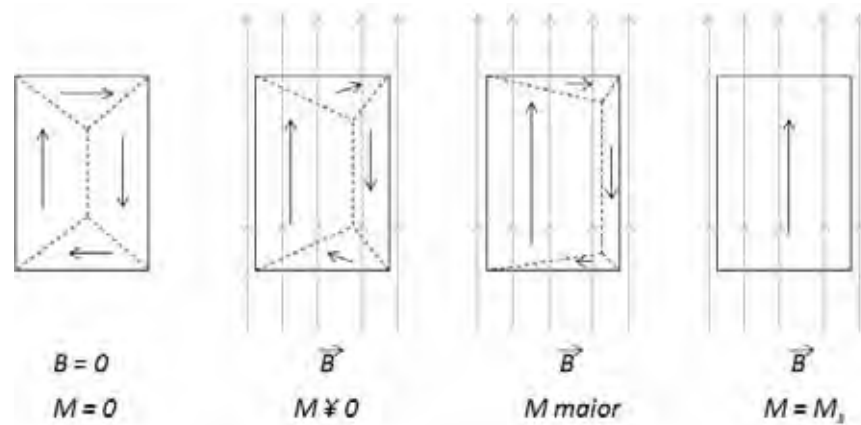


Figura 7 - Esquema de Magnetização dos Domínios Magnéticos. (CARDOSO, BRANDAO e CUNHA, 2008)

Com o aumento de  $B$ , o domínio da esquerda cresce devido à orientação do campo e o domínio da esquerda vai diminuindo por conta dos movimentos das paredes. Nos domínios das extremidades observa-se também a rotação de magnetização no próprio domínio. Ao final o material atinge a saturação magnética, quando todos os domínios estão orientados em um único sentido.

O movimento das paredes entre domínios é sempre “viscoso” o que torna a curva de magnetização histerética. A Figura 8 ilustra a magnetização inicial da amostra com as variações dos domínios magnéticos, até o ponto de saturação magnética, quando todos os domínios já estão orientados (HAYT e BUCK, 2010).

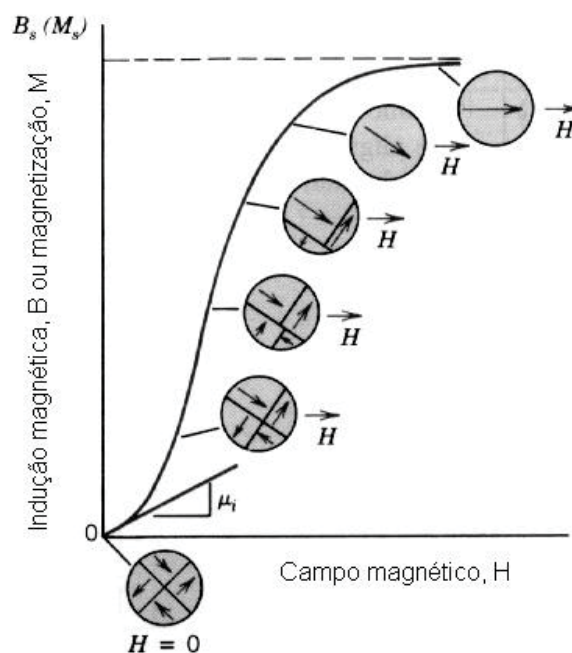


Figura 8 - Magnetização inicial de uma amostra (HAYT e BUCK, 2010)

A curva de histerese é uma espécie de resumo das propriedades magnéticas de um material ferromagnético, e é o que melhor caracteriza o material. É importante ressaltar que a curva de histerese completa, conforme a Figura 9 representa a saturação magnética do material em ambos os sentidos do campo aplicado.

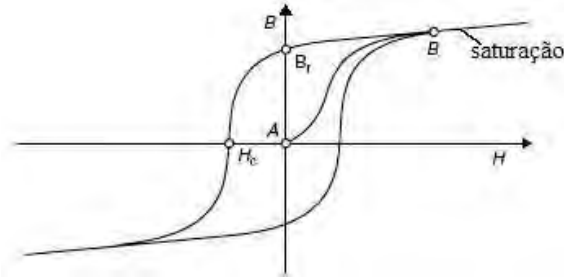


Figura 9 - Curva de Histerese Completa para um material qualquer (CULLITY, 1992)

A histerese pode ser compreendida a partir do conceito de domínios magnéticos. O movimento das paredes dos domínios e a reorientação da direção dos domínios não são fenômenos totalmente reversíveis, de tal forma que quando o campo magnético  $H$  aplicado é aumentado e em seguida reduzido e aumentado no sentido oposto, os domínios não voltam à configuração original, e guardam uma certa “memória” do alinhamento que possuíam após o aumento inicial. A memória dos materiais magnéticos é essencial para o armazenamento de informações em meios magnéticos como fitas de vídeo e discos rígidos de computador (HALLIDAY, 2008; LANDGARF, 1999).

### 2.1.5. Saturação Magnética

A saturação magnética dos materiais ferromagnéticos pode ser compreendida como o estado alcançado quando um aumento na aplicação de um campo magnético externo  $H$ , não é capaz de elevar o valor de magnetização do material, de modo que campo magnético total  $B$  se limita. Esta é uma propriedade de cada material e depende da distribuição eletrônica. Para o Ferro, que possui na camada atômica 3d quatro elétrons desemparelhados, significa que a princípio o momento magnético é maior do que  $4 \mu$ . A proximidade dos átomos na estrutura do ferro metálico, não só faz que os momentos magnéticos se alinhem paralelamente, como também afeta a estrutura eletrônica de maneira a reduzir o momento magnético ( $\mu$ ) para  $2,2 \mu$ . A distribuição eletrônica do átomo de ferro contendo 26 elétrons é mostrada na Figura 10. Na subcamada 3d existem cinco elétrons girando no sentido horário (+) e somente um no sentido anti-horário(-), ou seja, os quatro elétrons desemparelhados (JILES, 1998).

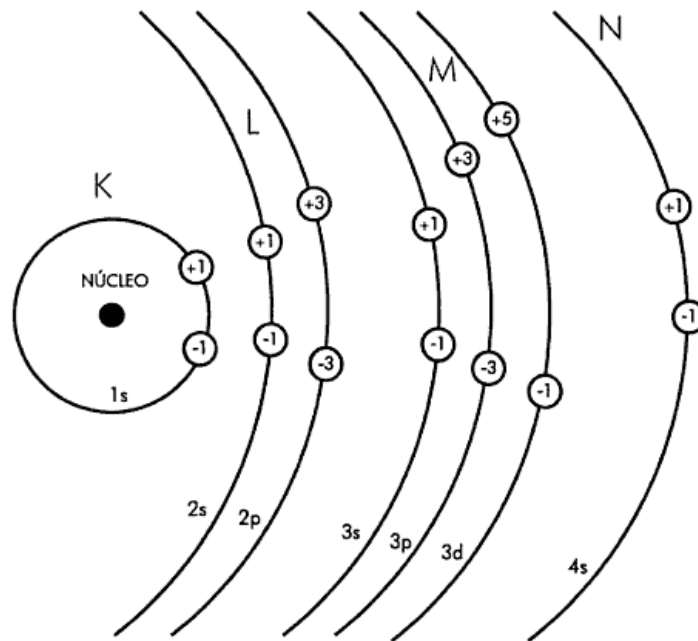


Figura 10 - Distribuição Eletrônica no ferro (VAN VLACK, 2000)

Para um perfeito alinhamento dos momentos atômicos pode-se calcular, conhecendo-se a estrutura cristalina, a magnetização do material. O parâmetro de rede do ferro à temperatura ambiente é 2,86 Angstrom (VAN VLACK, 2000). A intensidade de magnetização é definida como o momento magnético por unidade de volume e como existem dois átomos de ferro por célula unitária, a magnetização de saturação do ferro é dada de acordo com as Equações 1 e 2:

$$M_s = \frac{(2\text{átomo/célula})(2,2\text{ magnetons})\mu_B}{d^3} = \frac{(2)(2,2)(9,27 \times 10^{-24})}{(2,86 \times 10^{-10})^3} = 1,73 \times 10^6 \text{ Am}^{-1} \quad (1)$$

A densidade do fluxo magnético de saturação correspondente a esta magnetização do ferro é de acordo com Jiles (1998):

$$B_s = \mu_o M_s = (4\pi \times 10^{-7}) 1,73 \times 10^6 = \mathbf{2,18 \text{ T}} \quad (2)$$

A Tabela 1 lista outros materiais ferromagnéticos e seus respectivos valores de saturação magnética (SHOKROLLAHI, 2009).

Tabela 1 - Campo de saturação magnético de alguns materiais ferromagnéticos (HAYT e BUCK, 2010)

<b>Material (Composição)</b>	<b>Saturação Magnética (T)</b>
<b>Permendur 49% Co – 49% Fe</b>	2,3 – 2,4
<b>3% Si-steel (low carbon)</b>	2,01
<b>3% Si-steel Orientado (low carbon)</b>	2,01
<b>45 Permalloy Fe-45% Ni</b>	1,58
<b>Supermalloy Ni-16% Fe-5% - Mo</b>	0,7 – 0,9

Nota-se a partir da Tabela 1 que o Aço Silício orientado e o Aço Silício sem estar orientado apresentam os mesmos valores de saturação magnética. Isso porque a orientação no material tem apenas influência nos valores de permeabilidade magnética.

#### 2.1.6. Permeabilidade Magnética

A palavra permeabilidade magnética é proveniente da idéia que os engenheiros tinham do fenômeno observado nos materiais ferromagnéticos induzidos a um campo magnético, no qual se observava a facilidade com que o fluxo magnético atravessava o material. Essa facilidade representa a capacidade de ampliação do campo magnético induzido em milhares de vezes. Por exemplo, dizer que um aço tem permeabilidade de 5000 significa dizer que ele amplifica o campo magnético nele aplicado em 5000 vezes (LANDGARF, 1999).

A permeabilidade magnética é uma grandeza adimensional definida como a relação entre o valor de indução magnética B e a intensidade do campo magnético que a criou H, conforme a Equação 3.

$$\mu = \frac{B}{H} \quad (3)$$

O controle da microestrutura do material influencia diretamente nas suas propriedades magnéticas (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1992). Os contornos de grão funcionam como fronteiras de domínios magnéticos, dificultando a magnetização do material, ou seja, materiais magnéticos com microestruturas refinadas não apresentam valores ideais de permeabilidade magnéticas. Entretanto, dependendo da aplicação, certos tamanhos de grãos são considerados ótimos. É o caso de lâminas de Ferro Silício, as quais apresentam um

tamanho de grão médio ideal de 100  $\mu\text{m}$  para aplicação em propriedades magnéticas, como motores elétricos (LI *et al.*, 2007).

Além da relação entre tamanho de grão e permeabilidade magnética, as propriedades magnéticas estão diretamente relacionadas com a composição química do material, a orientação cristalina e a densidade de discordâncias (LANDGARF, 1999).

Existem orientações cristalográficas preferenciais para a magnetização, que aumentam os valores de permeabilidade magnética do material, pois os domínios magnéticos do material são alinhados com mais facilidade. Dependendo da estrutura cúbica do material ferromagnético, certas orientações quando colocadas no mesmo sentido do campo magnético, fazem com que o material se magnetize facilmente, o que evidencia um valor maior de permeabilidade magnética. Materiais isotrópicos não apresentam este tipo de variação, porém qualquer presença de uma orientação preferencial, já é capaz de gerar certa anisotropia, responsável pela preferência de magnetização do material.

Para o caso do Ferro que possui uma estrutura cúbica de corpo centrado na sua fase mais estável, a sua orientação preferencial, ou a orientação de mais fácil magnetização é a  $\langle 100 \rangle$ . Seguido pela direção  $\langle 110 \rangle$  e a orientação de magnetização mais difícil é a  $\langle 111 \rangle$ . A Figura 11 ilustra uma célula unitária com as respectivas orientações no monocristal e suas curvas de magnetização respectivamente (CULLITY, 1992).

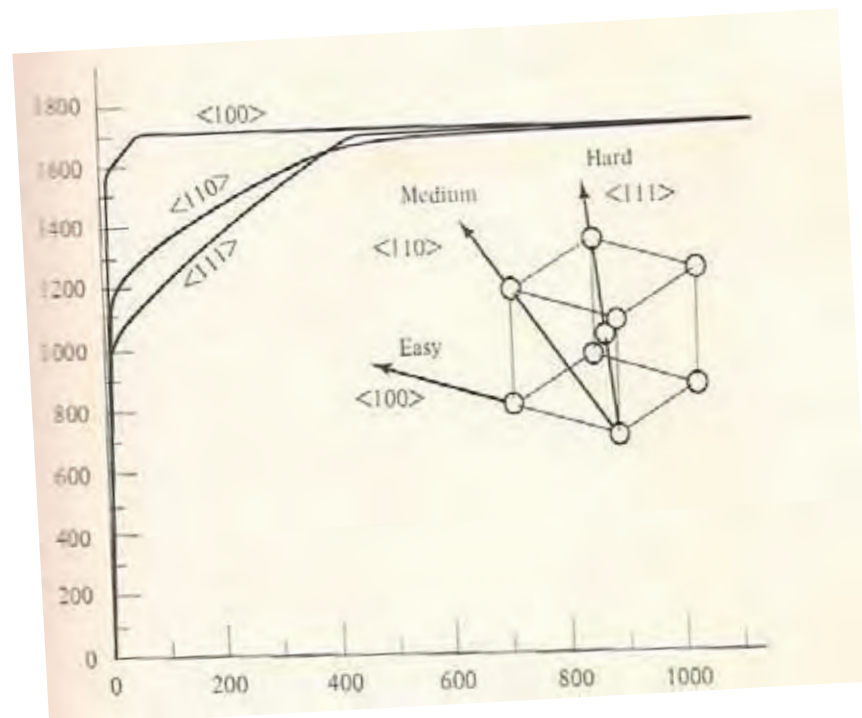


Figura 11 - Orientação de Magnetização preferencial em uma monocristal (CULLITY, 1992)



Neste caso nota-se pelo gráfico que campos de baixos valores de campo aplicados ao material na orientação  $\langle 100 \rangle$  já é capaz de atingir a saturação magnética máxima do material. Essa orientação é conhecida como componente de Gauss e representa a orientação de mais fácil magnetização (LANDGARF, 1999).

### **2.1.7. Aço Ultra Baixo Carbono**

Aços com concentrações de carbono abaixo de 10 ppm têm sido nomeados atualmente como Aços de Ultra Baixo Carbono.

Nos últimos anos o emprego deste material tem crescido nas indústrias de materiais elétricos, principalmente devido a sua relação custo/ benefício. O aço com baixas concentrações de carbono é um material de baixo custo e que apresenta propriedades magnéticas, tais como permeabilidade e perdas histeréticas baixas.

O teor de carbono influencia diretamente as propriedades magnéticas principalmente na sua forma de carboneto, que é pior do que em solução sólida, como indica a preocupação dos fabricantes de motores elétricos com o fenômeno conhecido como “envelhecimento magnético”. A piora das propriedades com o uso que advém da precipitação de carbonetos se o teor final de carbono estiver acima de 0,003% (MARRA, MELO e VIEIRA, 2001).

Em termos microestruturais, a baixa concentração de carbono não permite a formação de uma fase distinta que não a ferrita. A fase ferrítica é uma fase de reconhecida magnetização. Em função dos processamentos adotados, diferentes microestruturas podem ser formadas neste tipo de material. Por exemplo, a laminação a frio que induz deformações plásticas no material alterando a microestrutura do mesmo, num fenômeno conhecido como encruamento. A Figura 12 ilustra o caso (SMITH, 1996).

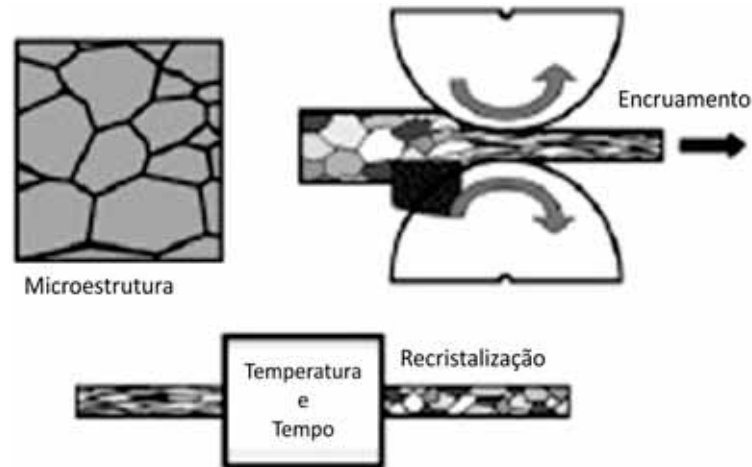


Figura 12 - Efeito da laminação a frio e do tratamento térmico na microestrutura do material, com destaque para os fenômenos de encruamento e recristalização. (CALLISTER, 2008)

No caso da Figura 12 o material é tratado termicamente a fim de se eliminar as variações microestruturais proveniente do processo de laminação. Este fenômeno é conhecido como recristalização e será abordado no tópico 2.2.2.

O controle microestrutural destes aços pode aumentar a capacidade magnética deste material. De acordo com Takashi *et al*, defeitos da rede cristalina como deslocamento de planos, contornos de grão, impurezas atômicas e precipitados, são fatores que afetam diretamente nas propriedades magnéticas do material. Com um aço de baixo carbono Takashi *et al* estabeleceu relações entre as propriedades magnéticas e mecânicas do material através de diferentes laminações à frio. Acompanhando a variação microestrutural e a variação nas propriedades magnéticas do material, ele comprovou a relação entre elas, que no caso para taxas de reduções de 70% ao longo da laminação foram as mais efetivas nos ganhos magnéticos (TAKAHASI *et al*, 2006).

Seguindo a mesma linha, Mojtaba e Longhmanian (2011) realizaram ensaios magnéticos após deformações plásticas, seguidos ou não de recozimentos, em um aço com baixa concentração de carbono. Notou-se que o encruamento fornecido após o esforço mecânico de forjamento refinou a estrutura do material fazendo com que a sua permeabilidade magnética fosse baixa. Entretanto após o recozimento e a recristalização da microestrutura, os valores de permeabilidade magnética obtiveram um ganho significativo, de aproximadamente 100%.

#### 2.1.8. Aços IF

Os aços IF (*Interstitial free*) são aços conhecidos pela sua excelente ductilidade com alto alongamento total, de tal forma que são capazes de produzir peças de alto grau de

conformabilidade. Para isso a rede cristalina de átomos de ferro deve estar livre de elementos intersticiais e a sua estrutura deve apresentar alta anisotropia plástica. Essas condições somente são atendidas quando elementos intersticiais, como o carbono e o nitrogênio, são reduzidos da solução sólida no ferro, atingindo valores inferiores a 30 ppm, e quando o aço apresenta uma forte textura de recristalização (CAUL e RANDLE, 1997).

Para a formação de elementos estáveis com os elementos intersticiais remanescentes na rede cristalina, são adicionados pequenos teores de titânio e/ou nióbio que se combina com os estes elementos e precipitam-se como partículas insolúveis e estáveis, como os carbonitretos.

Este aço encontra grande aplicação na indústria automobilística em função da sua excelente conformabilidade, aliada à característica de não envelhecimento a temperatura ambiente. Atualmente busca-se elevar os valores de resistência mecânica dos aços IF a fim de aumentar a confiabilidade deste material e viabilizar aplicações mais nobres. Para isso alguns pesquisadores têm desenvolvidos trabalhos que sugerem diferentes processamentos termomecânicos que refinam os grãos ferríticos da microestrutura e conseqüentemente elevam os valores de resistência mecânica do material. Além desse método tem se empregado o endurecimento por solução sólida substitucional através de elementos como fósforo, manganês e silício, intencionalmente adicionados ao aço. (CARVALHO, 2004; CAUL e RANDLE, 1997; PAULA, 2002)

## **2.2. Tratamentos Térmicos**

Os tratamentos térmicos são práticas muito adotadas na melhora de propriedades magnéticas. Um tratamento muito comum, porém de difícil instrumentação é o recozimento na presença de um campo magnético. Mozetic (2008) através de um tratamento térmico deste tipo conseguiu alcançar altíssimos valores de permeabilidade magnética para uma liga especial de Ferro – Cobalto – Vanádio. A Figura 13 ilustra o equipamento montado para a realização do tratamento térmico. Entretanto este tipo de tratamento térmico origina uma anisotropia no material, fazendo com que a permeabilidade magnética ao longo do sentido de indução seja altíssima, porém no sentido transversal a permeabilidade do material seja baixíssima.



Figura 13 - Forno de Recozimento com Indução Magnética (MOZETEIC, 2008)

Tratamentos térmicos sem a presença de um campo magnético também são muito efetivos no ganho de propriedades magnéticas do material. Estudaram-se diversos parâmetros de recozimento em atmosfera controlada de Nitrogênio verificando que existem parâmetros que incrementam consideravelmente as propriedades magnéticas do material mantendo a anisotropia do mesmo. O tempo e a temperatura de recozimento são fatores essenciais para o ganho magnético do material, porém existe um tempo máximo que limita o recozimento, a fim de se evitar o crescimento excessivo dos grãos o que poderia causar perdas magnéticas.

### **2.2.1. Recozimento**

O recozimento é um tratamento térmico que visa reduzir a dureza do aço, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio ou atingir a microestrutura ou as propriedades mecânicas desejadas. Consiste na austenitização do aço, seguido de resfriamento lento, que geralmente é realizado mantendo-se a peça dentro do forno (BAE, WOO e KIM, 2003).

O recozimento é dividido de acordo com a temperatura de patamar, podendo ser chamado de: recozimento subcrítico, recozimento intercrítico ou esferoidização e recozimento pleno. De acordo com a temperatura e o tempo de patamar é possível obter-se diferentes microestruturas, o gráfico da Figura 14 ilustra diferentes microestruturas de acordo com as variáveis de tempo e temperatura (CALLISTER, 2008).

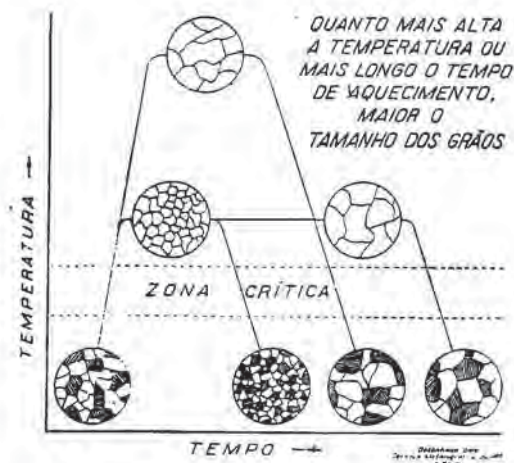


Figura 14 - Variação da microestrutura de acordo com o tempo e microestruturura de de recozimento (CALLISTER, 2008)

### 2.2.1.1. Recozimento Subcrítico ou Esferoidização

Os recozimentos subcríticos são realizados em temperaturas abaixo da temperatura eutetóide do diagrama de fases do Ferro – Carbono, conforme o gráfico da Figura 15. É um tratamento térmico utilizado para aliviar as tensões após o processo de têmpera. Em alguns casos, o recozimento subcrítico é realizado por longos períodos (mais do que 15 horas) para a esferoidização da cementita. Esta microestrutura é indicada para aumentar a ductilidade do material e facilitar a usinagem do mesmo (VAN VLACK, 2000).

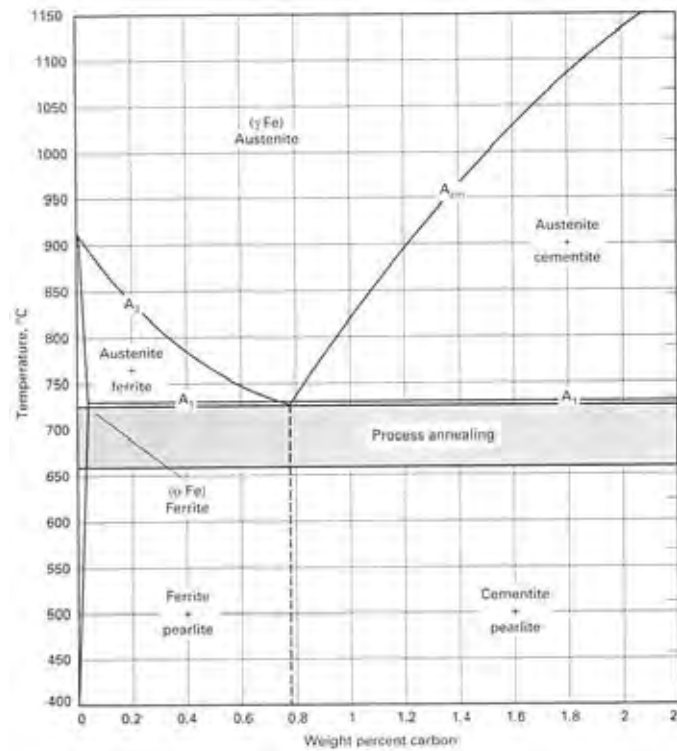


Figura 15 - Faixa de temperatura para a realização do recozimento subcrítico em aços (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1991)

Este tipo de recozimento é muito utilizado para materiais ferromagnéticos, pois é realizada em uma temperatura inferior a temperatura de Curie. No caso de tratamentos térmicos na presença de campos magnéticos a temperatura de patamar se encontra nessa faixa (BAGRII, 2002).

### 2.2.1.2. Recozimento Intercrítico

O recozimento intercrítico é realizado a temperaturas próximas a linha A1 representada no gráfico da Figura 16.

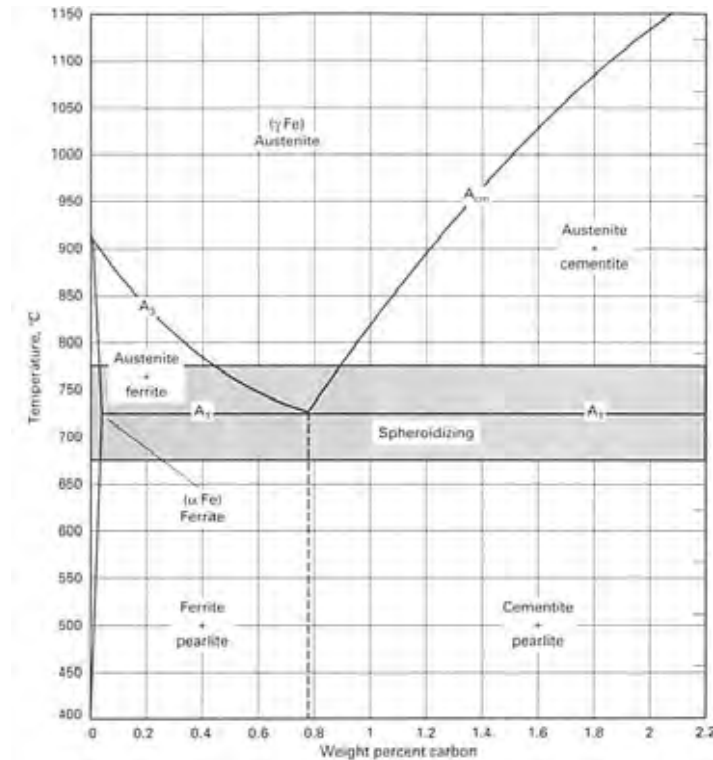


Figura 16 - Diagram Fe-C com destaque para a faixa de temperatura de recozimento intercrítico. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1991)

O Recozimento intercrítico é aplicado quando se deseja obter a esfeirodização da cementita em um intervalo de tempo menor do que o recozimento subcrítico.

### 2.2.1.3. Recozimento Pleno

O recozimento pleno é realizado em temperaturas acima da linha A<sub>3</sub> e A<sub>1</sub>, representada no gráfico da Figura 17. Para aços hipoeutetóides, a temperatura de patamar deve estar acima da linha A<sub>3</sub>. Já para aços hipereutetóides o recozimento pleno é realizado em temperaturas acima da linha A<sub>1</sub> (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1991).

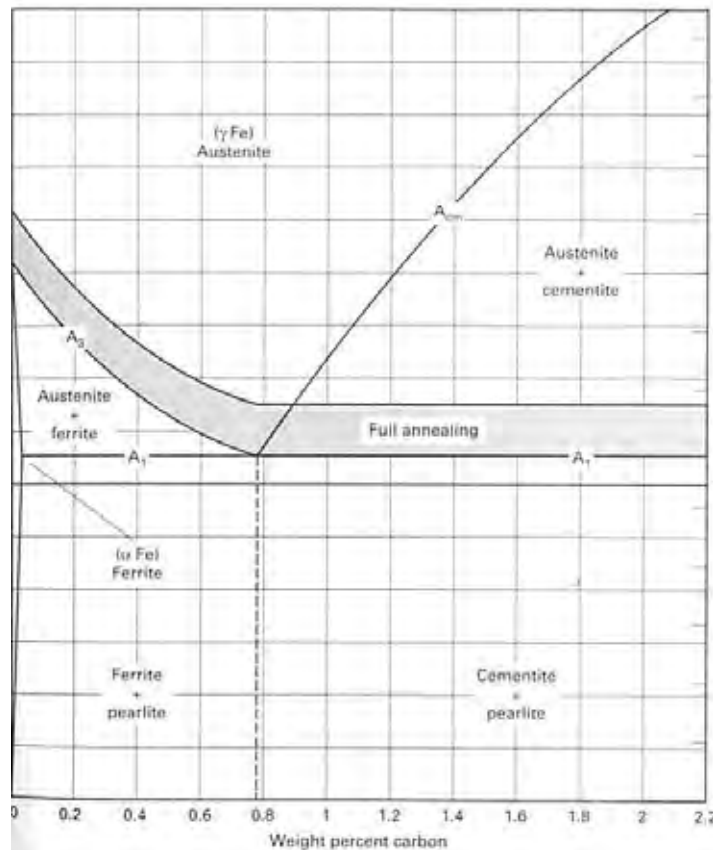


Figura 17 - Diagrama Fe-C com destaque para a faixa de temperatura de recozimento pleno (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1991)

O recozimento pleno tem um grande efeito, principalmente em metais encruados. A partir dele é possível diminuir a energia armazenada na deformação, com um arranjo da estrutura e a eliminação dos defeitos cristalinos. Este fenômeno é conhecido como recristalização (CARDOSO, BRANDAO e CUNHA, 2008).

### 2.2.2. Recristalização

A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos cristalinos por meio da migração de contornos de alto ângulo. O principal potencial termodinâmico para que a recristalização ocorra é a energia armazenada na deformação (PADILHA, 2005).

A recristalização pode ser dividida em dois segmentos: A recristalização primária e a recristalização secundária ou crescimento de grão.

#### 2.2.2.1. Recristalização Primária

A recristalização primária começa quando há a formação de uma região livre de defeitos circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por crescimento desse



núcleo sobre a matriz encruada. O crescimento das regiões recristalizadas pela migração de contornos de alto ângulo continua até que os grãos recristalizados se toquem mutuamente, como mostrado esquematicamente na Figura 18. A recristalização primária termina quando as frentes de reação se encontram. No esquema da Figura 18 observa-se que a distribuição é bem homogênea, entretanto é mais comum se observar uma distribuição das regiões recristalizadas uma heterogeneidade maior (PADILHA, 2005).

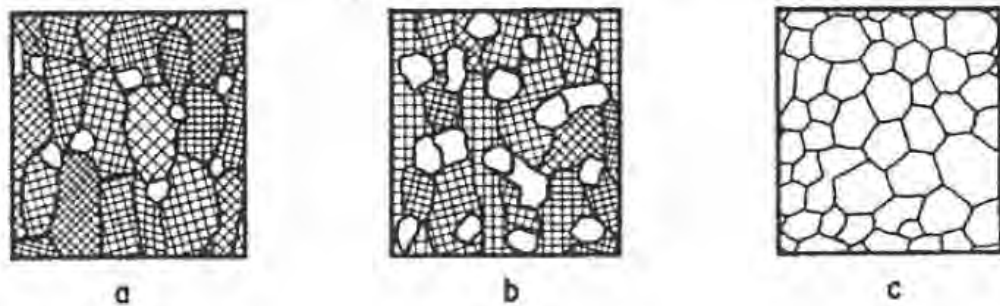


Figura 18 - Esquema representa a recristalização Primária (PADILHA, 2005)

#### 2.2.2.2. Recristalização Secundária e Crescimento de Grão

Quando a recristalização se completa, a microestrutura de grãos recristalizados ainda não é a mais estável. A energia dos contornos passa atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de grão de modo a diminuir o número de grãos por unidade de volume, ou seja, diminuir a área total desses contornos. Esta redução no número de grãos pode ocorrer de duas maneiras. A primeira, de forma contínua, com o aumento no tamanho médio dos grãos, denominada como crescimento de grão. A segunda, de forma descontínua, com o crescimento acentuado de apenas alguns grãos, denominada como recristalização secundária.

O crescimento de grão é termicamente ativado e ocorre apenas em temperaturas superiores a temperatura de austenitização do aço por longos períodos. Ele é definido como o crescimento de determinados grãos às custas de outros de modo a diminuir a área total de contornos. No crescimento de grão os grãos crescem de forma uniforme de tal forma que a grande maioria dos grãos possui um diâmetro próximo (PADILHA, 2005).

Quando o crescimento é preferencial para alguns grãos, se observa a recristalização secundária, no qual determinados grãos mais energéticos “incorporam” os grãos vizinhos criando grãos exageradamente grandes. A Figura 19 ilustra uma microestrutura típica de um aço elétrico após o fenômeno de recristalização secundária (MURAK, HAYAKAWA e SZPUNAR, 2009).

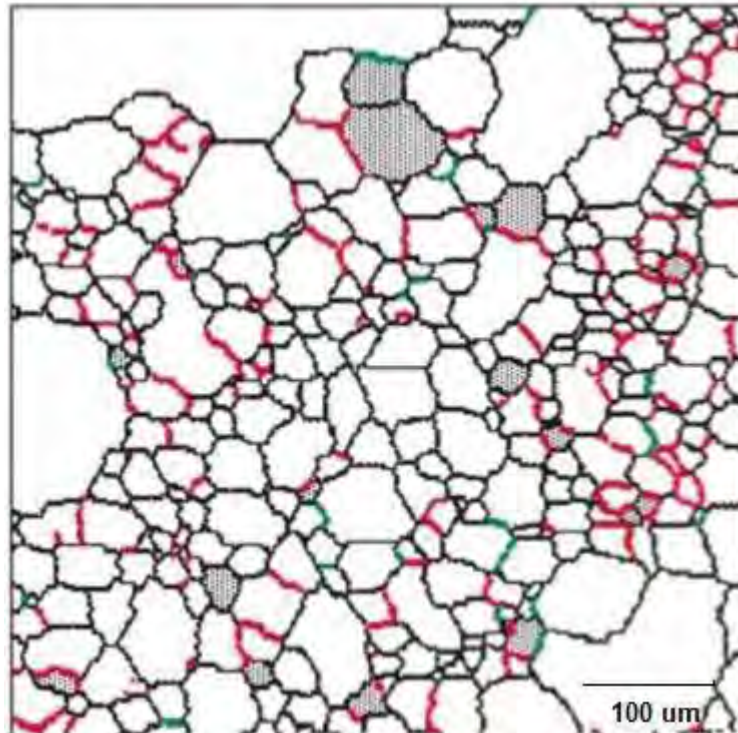


Figura 19 - Microestrutura de um aço elétrico com aumento de 100x após limpeza de dados em software. (MURTY, TORIZUKA e NAGAI, 2005)

### 2.3. Difração de elétrons Retroespalhados (EBSD)

Os elétrons retroespalhados são elétrons de alta energia resultantes da interação do feixe com a amostra, suficiente para causar luminescência numa tela de fósforo e efetivamente contribuir na formação da figura de difração. A emissão de elétrons retroespalhados depende basicamente de três fatores: Número atômico da amostra, do ângulo entre a amostra e o feixe incidente e a energia dos elétrons do feixe incidente.

Muitos elétrons do feixe incidente ao colidirem com átomos da amostra sofrem espalhamento e produzem um feixe divergente logo abaixo da superfície. Este feixe divergente de elétrons, por sua vez, incide nos planos cristalinos do cristal em todas as direções e sofre espalhamento elástico. Quando a Lei de Bragg é satisfeita, cones de difração são formados, e linhas são visualizadas na tela de fósforo. Essas linhas de difração são conhecidas como linhas de Kikuchi e representam as projeções dos planos cristalinos do cristal. A Figura 20 ilustra um exemplo de linhas de Kikuchi projetadas na tela de fósforo (PAULA, 2002).

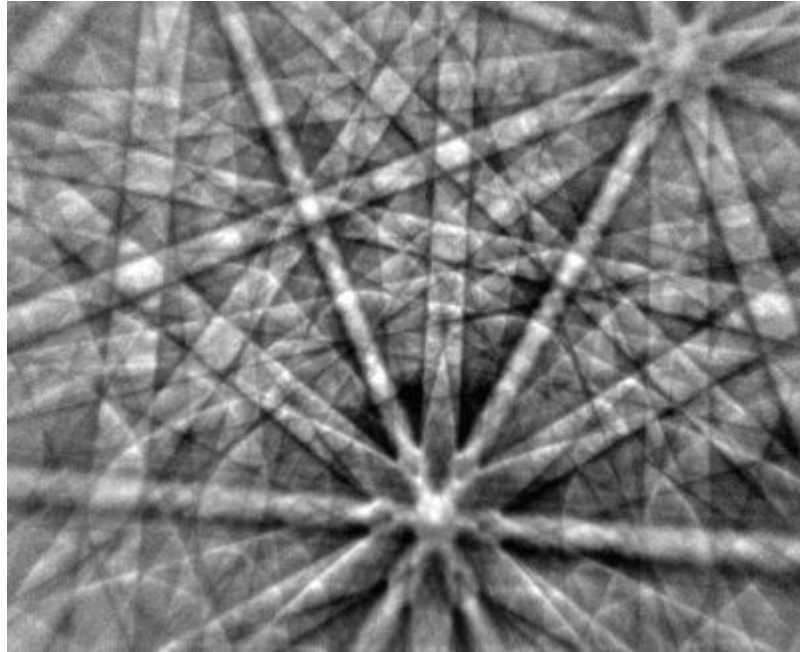


Figura 20 - Linhas de Kikuchi (PADILHA, 2005)

A imagem processada é indexada através de um software. A identificação via computador das linhas de Kikuchi e a indexação da figura de difração exige o conhecimento prévio da estrutura cristalina da fase que está sendo analisada. Ao longo da varredura inúmeras imagens das linhas de Kikuchi são obtidas de acordo com a resolução pretendida. Cada análise de imagem identifica uma orientação preferencial do cristal. Dessa forma é possível obter-se um mapa de difração com a orientação de cada grão do material. (PADILHA, 2005)

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. Material

O material estudado é um aço com baixíssima concentração de carbono e será identificado como ULC (Ultra Low Carbon). O aço foi processado pela siderúrgica Usiminas e será utilizado na confecção dos dipolos magnéticos do novo acelerador de elétrons da América Latina, Sirius. A sua respectiva composição foi fornecida pela siderúrgica e está de acordo com a Tabela 2.

Tabela 2 - Composição Química do material fornecido

Composição Química (%)								
C	Si	Mn	P	S	Al	V	Nb	Ti
0,0014	0,009	0,12	0,015	0,0053	0,040	0,003	0,001	0,045

Foram cortadas e usinados sete corpos de prova para os ensaios magnéticos de acordo com a norma ASTM A773 e próximo de cada corpo de prova magnético foram retiradas sete amostras para caracterização microestrutural. As amostras para ensaio magnético possuíam 10 x 10 x 90 [mm] e as amostras para o ensaio metalográfico 10 x 10 x 20 [mm]. A Figura 21 ilustra as dimensões dos corpos de prova analisados.



Figura 21 - (a) Amostra para metalografia, com destaque em vermelho para a face analisada (b) Amostra para ensaio magnético. (ADRIANO, 2012)

Foram realizados diferentes tratamentos térmicos, variando-se as atmosferas e as formas de resfriamento, em seis amostras, uma delas manteve-se sem tratamento térmico para comparação com as demais. Em seguida, foram analisadas as microestruturas de cada amostra

em um microscópio óptico, realizadas medidas de durezas superficiais e ensaiados os corpos de prova magnéticos. Para as amostras recozidas em mufla, em vácuo e para a amostra sem tratamento térmico foi realizado um ensaio de *Electron Beam Scan Diffraction* a fim de se verificar alguma orientação cristalográfica preferencial.

A Tabela 3 resume a identificação de cada amostra, os tratamentos térmicos realizados e os ensaios de caracterização realizados.

Tabela 3 - Resumo da identificação das amostras e os respectivos ensaios e tratamentos térmicos realizados

IDENTIFICAÇÃO	TRATAMENTO TÉRMICO	METALOGRAFIA	DUREZA SUPERFICIAL (HRS)	ENSAIO MAGNÉTICO	EBS
<b>SEM TT</b>	-	Sim	Sim	Sim	Sim
<b>RAMB</b>	Recozimento em atmosfera oxidante	Sim	Sim	Sim	Sim
<b>RN2</b>	Recozimento em Nitrogênio	Sim	Sim	Sim	-
<b>RVAC</b>	Recozimento em Vácuo	Sim	Sim	Sim	Sim
<b>NORM</b>	Normalização	Sim	Sim	Sim	-
<b>TEMH2O</b>	Tempera em Água	Sim	Sim	Sim	-
<b>TEMOLEO</b>	Tempera em Óleo	Sim	Sim	Sim	-

## 3.2. Equipamentos

### 3.2.1. Tratamentos Térmicos

Para os tratamentos térmicos foram utilizados três fornos diferentes. O primeiro deles foi um forno tipo mufla da fabricante Quimis®, sem controle de atmosfera, ilustrado na Figura 22 (a). Os tratamentos térmicos realizados neste tipo de forno foram realizados em atmosfera oxidante. O segundo deles foi um forno de alto vácuo com pressão ambiente de aproximadamente  $1 \times 10^{-5}$  mbar, ilustrado na Figura 22 (c). E finalmente o terceiro deles foi um forno tubular com atmosfera controlada de Nitrogênio da fabricante EDG<sub>equipamentos</sub> modelo EDGCON5P ilustrado na Figura 22 (b). Todos os fornos se encontravam no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) em Campinas-SP.

Foram utilizados esses três diferentes fornos, pois para a realização das têmperas e normalização é inviável em fornos com atmosferas controladas, sendo necessário um forno tipo mufla. Os outros fornos foram utilizados para evitarem a oxidação do material ao longo do recozimento.

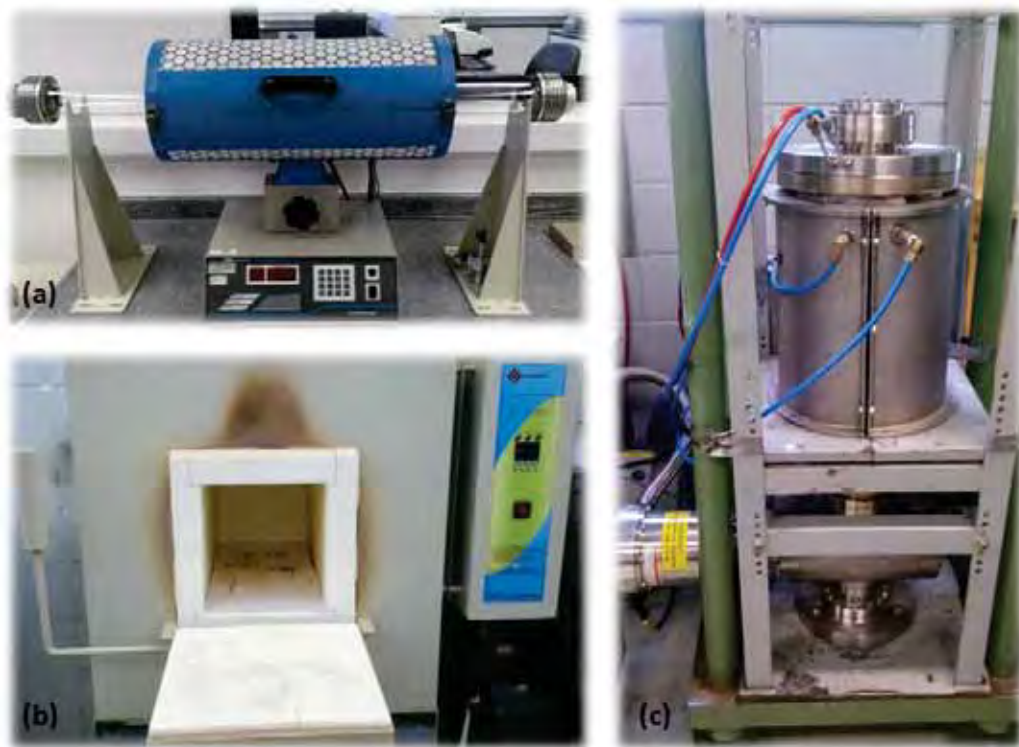


Figura 22 - Fornos utilizados nos tratamentos térmicos (a) Forno tubular com fluxo de nitrogênio (b) Forno tipo mufla (c) Forno de alto vácuo (ADRIANO, 2012)

### 3.2.2. Microscopia Óptica

Para a análise microscópica, foi utilizado um microscópio óptico modelo Axio Observer da fabricante Carl Zeiss, com capacidade de aumento de até 1000x, localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) em Campinas – SP. A Figura 23 ilustra o equipamento.

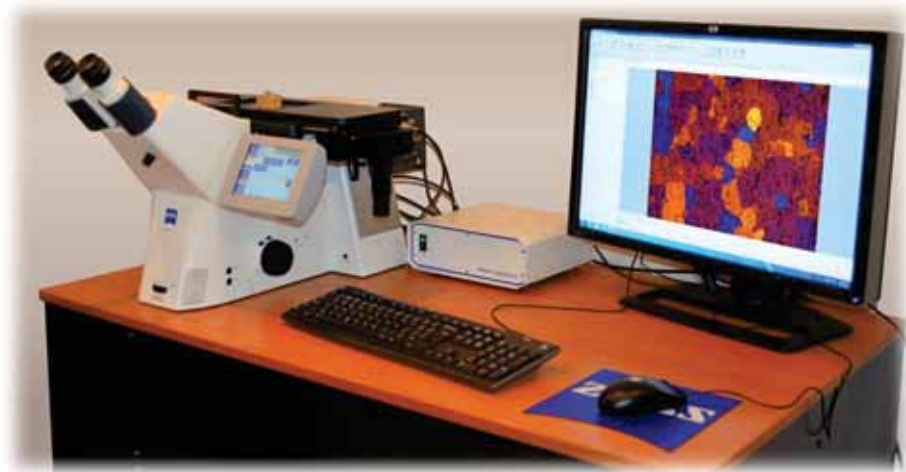


Figura 23 - Microscópio Carl Zeiss Axio Observer, utilizado para o registro e análise de imagens. (ADRIANO, 2012)

As análises de tamanho de grão foram realizadas no software da própria Carl Zeiss, AXion Vision. As imagens foram realizadas a partir da câmera acoplada ao microscópio.

### 3.2.3. Electron Beam Scan Diffraction (EBSD)

O ensaio de EBSD foi realizado em um Microscópio Eletrônico de Varredura modelo Quanta 650 FEG da fabricante FEI, localizado no Laboratório de Nanotecnologia em Campinas – SP. A Figura 24 ilustra o equipamento.

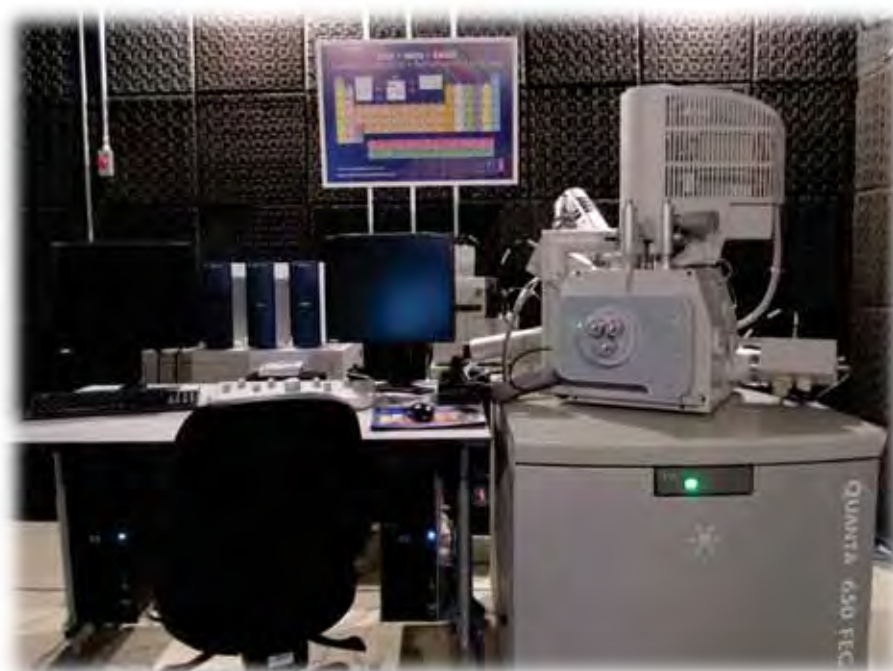


Figura 24 - Microscópio Eletrônico de Varredura, equipado com a ferramenta de EBSD (ADRIANO, 2012)

Para a análise do EBSD, é essencial que as amostras estejam extremamente polidas. Para isso foi utilizado uma politriz automática com controle de carga da fabricante Buehler, modelo AutoMEt 250, conforme ilustra a Figura 25.



Figura 25 - Politriz automática utilizada na preparação das amostras para ensaio de EBSD (ADRIANO, 2012)

#### 3.2.4. Dureza

Para a realização da medida de dureza das amostras foi utilizado um durômetro da fabricante Pantec modelo RBS, ilustrado na Figura 26, localizado no LnlS em Campinas.



Figura 26 - Durômetro PANTEC Ltda. Utilizado nas medidas de dureza (ADRIANO, 2012)



### 3.2.5. Ensaio de Permeabilidade Magnética

O ensaio de caracterização magnética foi realizado em um permeâmetro da Remargraph, localizado no grupo de Imãs do Laboratório Nacional de Luz Síncrotron em Campinas – SP. A Figura 27 ilustra o equipamento e o sentido do campo magnético aplicado no corpo de prova.

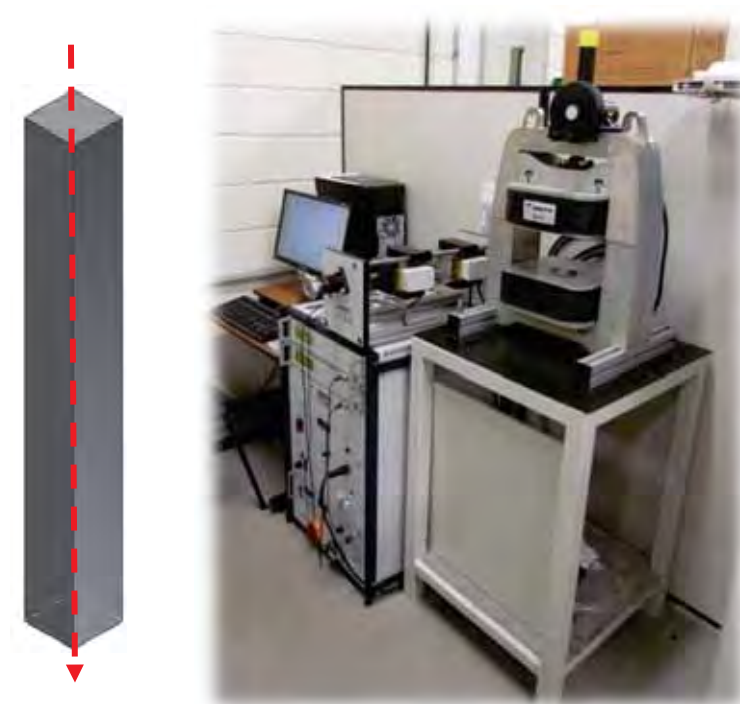


Figura 27 - Permeametro utilizado no ensaio de caracterização magnética e o corpo de prova com o sentido de campo aplicado (ADRIANO, 2012)

## 3.3. Metodologia

### 3.3.1. Tratamentos Térmicos

As amostras identificadas com RVAC e RECN2 foram recozidas nos fornos de ambiente controlado ilustrados na Figura 22. As curvas dos tratamentos térmicos foram realizadas com taxa de aquecimento máxima e tempo de patamar de 150 minutos seguido de um resfriamento inercial (CASTAÑEDA e RODRÍGUEZ, 2011). Entretanto para a amostra RVAC, o forno após 50 minutos de patamar apresentou uma falha na sua resistência, e o fornecimento de energia foi interrompido. Devido a isso o material permaneceu em patamar por apenas 50 minutos. Para a realização de novos ensaios seria necessário à troca das

resistências do forno, o que ficou inviável para os prazos do trabalho de graduação. Esse também foi um dos motivos para a realização dos tratamentos térmicos em outros fornos.

As amostras identificadas como RAMB, TEMH20, TEMOLEO e NORM foram tratadas no forno tipo mufla. Para isso foram aquecidas até a temperatura de 980°C e mantidas em patamar por 4 horas. Esse tempo de patamar foi estipulado a partir dos resultados dos outros ensaios (RVAC, RN2), nos quais não foi possível notar um crescimento de grão. Visando, então, aumentar o tamanho de grão do material aumentou-se o tempo de patamar do material.

Os tratamentos térmicos realizados em condições fora do sugerido pela literatura (têmpera e normalização) para ganhos magnéticos foram realizados para verificação do efeito da velocidade de resfriamento do material na microestrutura e nas propriedades magnéticas.

A amostra identificada como TEMH2O foi retirada da mufla e colocada imediatamente em um galão de água, no qual a temperatura da água era de 20 °C. Manteve-se a amostra em constante agitação, imersa no fluido e após verificar-se que a temperatura da peça, com o auxílio de um termopar, era inferior a 50 °C, retirou-se a amostra da água.

A amostra identificada como TEMOLEO foi retirada da mufla e imediatamente foi imersa em óleo que estava na temperatura de 35 °C. A peça foi agitada constantemente imersa no fluido, até verificar-se que a temperatura da peça era inferior a 80 °C. Após esta verificação retirou-se a amostra do óleo.

A amostra identificada como NORM foi retirada do forno e reservada em uma superfície cerâmica de forma que se manteve em contato com o ar. Acompanhou-se a sua variação de temperatura até que ela atingisse 100 °C.

A amostra identificada como RAMB permaneceu no forno até que ele resfriasse naturalmente até a temperatura ambiente. Acompanhou-se este resfriamento até a temperatura de aproximadamente 400 °C.

Os gráficos da Figura 28 ilustram as curvas de aquecimento, patamar e resfriamento de cada amostra. É possível notar que as taxas de aquecimento foram muito parecidas, variando-se apenas o tempo de patamar e a taxa de resfriamento. Nota-se que a taxa de resfriamento no recozimento em forno de N<sub>2</sub> foi maior do que os outros recozimentos. Isso se deve ao fluxo de Nitrogênio que era incidido sobre a amostra ao longo do ensaio.

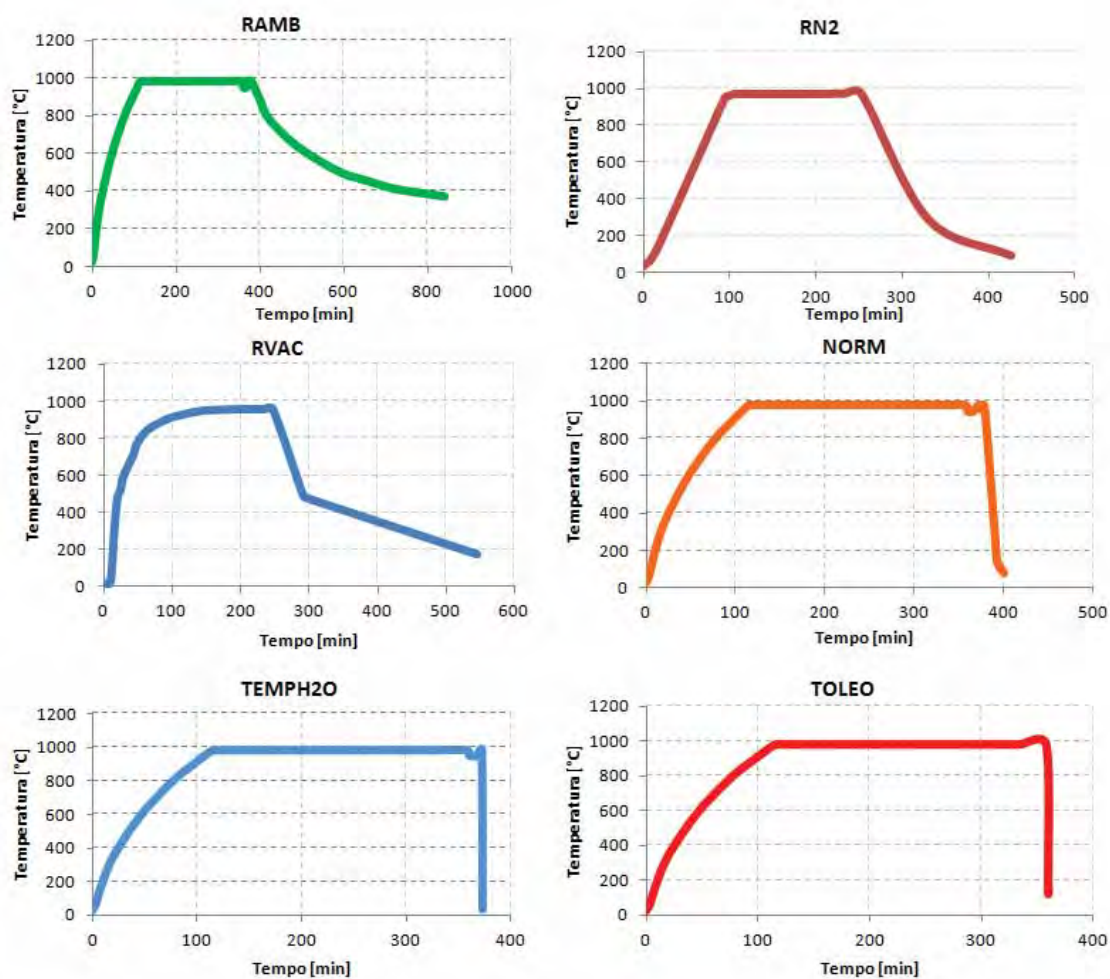


Figura 28 - Curvas dos tratamentos térmicos (a) Recozimento em atmosfera oxidante (b) Recozimento em atmosfera de Nitrogênio (c) Recozimento em vácuo (d) Normalização (e) Têmpera em água (f) Têmpera em óleo (ADRIANO, 2012)

### 3.3.2. Preparação Metalográfica

Para a análise microestrutural dos materiais, as amostras foram submetidas ao equipamento de polimento com controle de carga, da fabricante Buehler, já ilustrado na Figura 25. O polimento foi realizado de acordo com o procedimento sugerido pela fabricante, que se resume na Tabela 4.

Tabela 4 – Preparação metalográfica

ETAPA	TECIDO DE POLIMENTO	ABRASIVO	TEMPO [min]	CARGA [N]
1	Lixa Diamantada	240 mesh	10	120
2	Lixa Diamantada	600 mesh	5	120
3	Tecido UltraCloth	Suspensão de diamante 9 $\mu$ m	5	120
4	Tecido Satyn	Suspensão de diamante 3 $\mu$ m	4	120
5	Tecido Chemia	Suspensão de diamante 1 $\mu$ m	3	120
6	Tecido Chemia	Silica Coloidal 0,06 $\mu$ m	2	120

Após o polimento as amostras foram submetidas a um ataque químico para visualização dos contornos de grãos em uma solução de Nital 2% (Ácido Nítrico 2% + Etanol 98%).

Em seguida, as amostras foram fotografadas no microscópio óptico e as imagens foram processadas para a realização da contagem de tamanho de grão médio. Para isso foi utilizada a ferramenta *Grain Analysis* do software AxionVision, que identifica automaticamente os contornos de grão da amostra e calcula o tamanho médio de grão de acordo com a norma ASTM E112.

Para um resultado convincente, para cada amostra foram realizadas oito fotografias e o tamanho de grão médio foi calculado para cada uma delas. A média do tamanho de grão das fotografias corresponde ao tamanho de grão calculado. Este método utilizado segue a metodologia proposta pelo programa Axion Vision da fabricante Zeiss.

### 3.3.3. EBSD

O EBSD foi realizado partindo-se do princípio que as amostras analisadas apresentavam estrutura cúbica de corpo centrado. A amostra foi acoplada ao microscópio eletrônico, de tal forma que manteve um ângulo de 70° entre o feixe incidido e superfície da amostra. A energia do feixe foi de 20 Kev e o resultado da difração dos elétrons foram observados a partir da indexação da imagem observada na tela de fósforo. O software utilizado era capaz de identificar a partir das linhas de Kikuchi, qual era a orientação de cada ponto de incidência. As análises foram realizadas com passos de 3  $\mu$ m em uma área de aproximadamente 1,4 mm<sup>2</sup>. Essa área foi estipulada a partir do tamanho de grão médio das amostras. O resultado da orientação de cada grão foi representado por diferentes cores de tal forma que se formaram mapas cristalográficos.

### **3.3.4. Dureza Superficial**

A medida de dureza Rockwell Superficial realizada seguiu as instruções da norma ASTM E140. Para isso foi aplicado uma pré carga de 3 kgf, seguida de uma carga de 15 kgf, utilizando como indentador uma esfera de aço com 1/16". As medidas realizadas não tinham o objetivo de fornecer um dado qualitativo do material, mas sim fornecer valores comparativos para cada tratamento térmico realizado.

### **3.3.5. Ensaio Magnético**

O ensaio magnético foi realizado de acordo com a Norma ASTM A773. O ensaio de magnetização consistiu em magnetizar o material a partir de um campo magnético gerado na presença de uma corrente através de uma bobina. Com isso, conhecia-se o campo magnético aplicado e registravam-se através de sensores as respostas do material. A partir destes dados foi possível traçar a curva de histerese e a curva de permeabilidade magnética de cada amostra.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. Microestrutura

A partir da microestrutura do material é possível observar que a amostra sem tratamento térmico apresentava certa homogeneidade, sem muitas variações no tamanho de grão ao longo da sua microestrutura como é possível notar na Figura 29 (a). Na Figura 29 (b) nota-se os grãos identificados pelo programa de análise grão, que apesar de ser bem coerente na identificação o software tem alguma dificuldade em identificar alguns contornos devido à falta de contraste. Esse erro é minimizado, de acordo com a quantidade de fotos analisadas. Para as oito imagens analisadas o tamanho de grão médio para a amostra sem tratamento térmico foi de 2,12 ASTM.

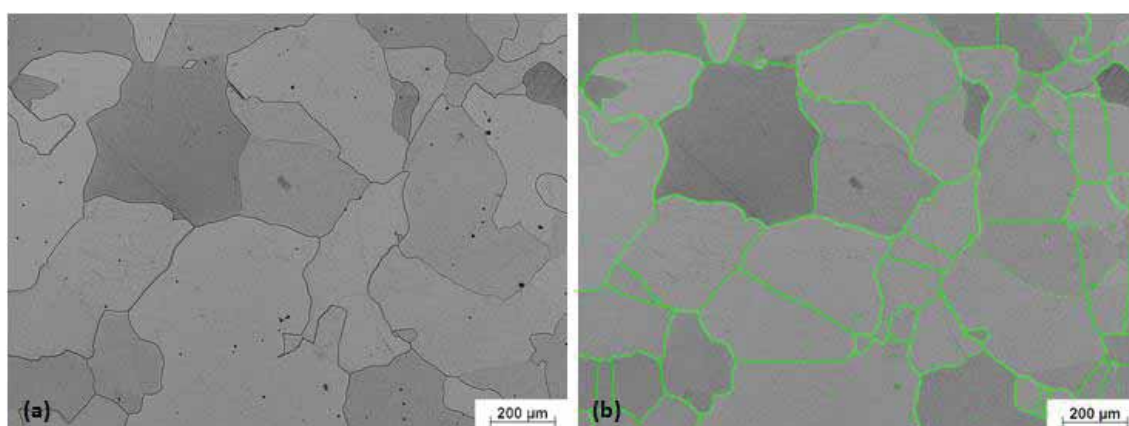


Figura 29 – (a) Microestrutura do material sem nenhum tratamento térmico, aumento de 50x (b) Resultado da interação do programa com os contornos de grão 50x

A amostra que foi recozida em vácuo apresentou um refino de grão na sua microestrutura, conforme ilustra a Figura 30 (a). Para esta amostra foram realizadas imagens com um aumento maior, de 100x de acordo com a Figura 30 (c), devido a microestrutura ser mais refinada. O tamanho de grão médio calculado para essa amostra foi de 4,75 ASTM. Este refinamento na microestrutura foi observado devido à recristalização primária do material, no qual as regiões livres de defeitos expandiram-se sobre a matriz que foi encruada de alguma forma ao longo do processamento do material. O fenômeno de crescimento de grão esperado para o resultado deste tratamento térmico não foi observado devido ao pouco tempo de patamar que a amostra foi submetida.

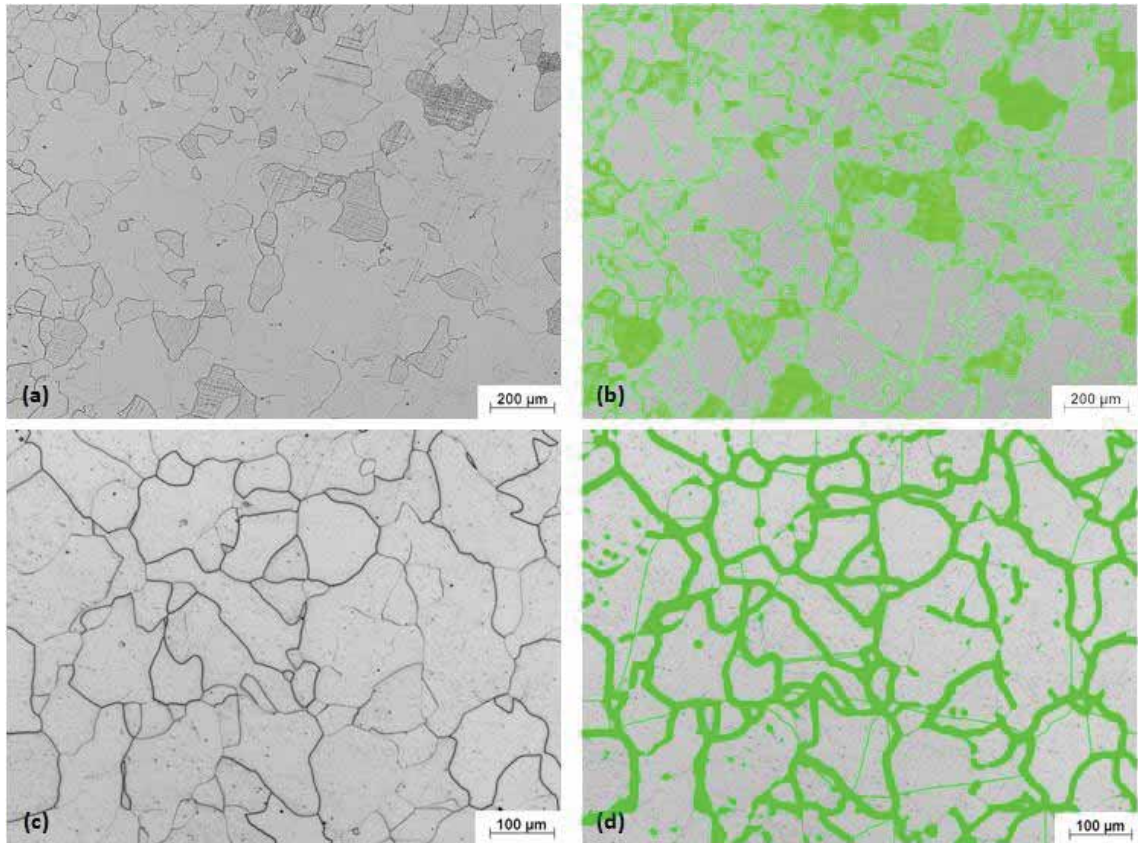


Figura 30 - Microestrutura da amostra recozida à vácuo (a) Aumento de 50x (b) Imagem tratada para análise de tamanho de grão (c) Aumento de 100x (d) Imagem tratada para a análise de tamanho de grão.

A amostra que sofreu recozimento em atmosfera oxidante por 4h, apresentou um tamanho de grão muito maior do que a amostra sem tratamento térmico, comprovando que o fenômeno observado no material ao longo do patamar na curva de recozimento foi o de crescimento de grão. As Figuras 31 (a) e (b) ilustram a microestrutura obtida. O tamanho de grão médio da amostra foi de 1,31 ASTM.

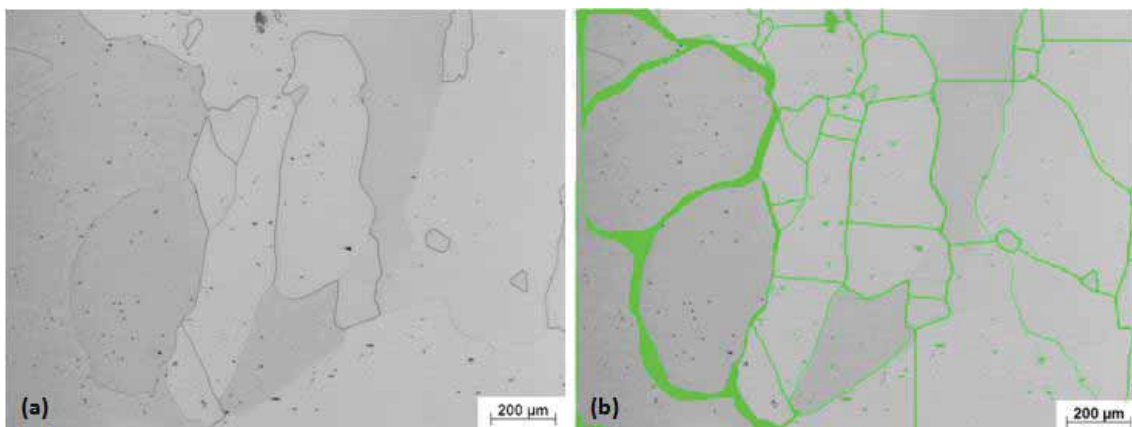


Figura 31 - Microestrutura do material após o recozimento em Mufla com patamar de 4 horas (a) Imagem com aumento de 50x (b) Imagem tratada para análise do tamanho de grão

A amostra que foi recozida em um forno com fluxo de nitrogênio apresentou uma variação microestrutural ao longo do corpo de prova. Para a região da borda que tinha um contato direto com o fluxo de Nitrogênio a microestrutura estava bem mais refinada, com tamanho de grão médio de 4,92 ASTM. As imagens da Figura 32 (a) e (b), ilustram a microestrutura observada nesta região. O refino da microestrutura desta região, diferentemente da amostra recozida em vácuo, ocorreu devido ao fluxo de nitrogênio que incidia sobre a amostra e que foi constante ao longo do tratamento térmico. Com este fluxo a região das bordas, que tinham contato direto com o fluxo de  $N_2$ , sofreram variações na taxa de resfriamento e originaram este tipo de microestrutura.

As regiões mais internas da peça, e também mais distante do contato direto com o fluxo de nitrogênio, observou-se uma microestrutura mais grosseira, com tamanho de grão maior conforme a Figura 32 (c). Nestas regiões o tamanho de grão médio observado foi de aproximadamente 1,90 ASTM. Com isso nota-se que o tempo de recozimento foi efetivo para o crescimento de grão, entretanto o fluxo de Nitrogênio, fez com que uma região do material sofresse uma variação microestrutural de tal forma que a microestrutura não foi homogênea ao longo da peça.



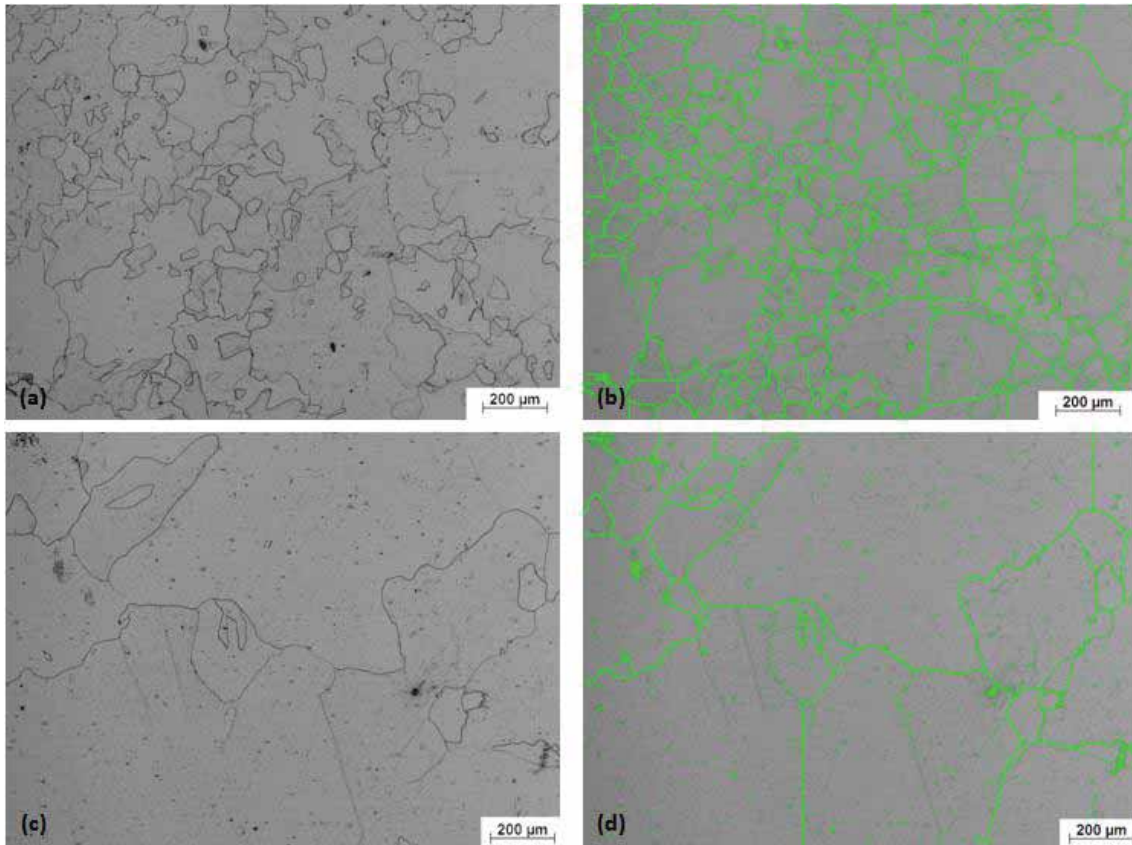


Figura 32 - Microestruturas do material após recozimento em N2 (a) Região da borda aumento de 50x (b) Região da borda com tratamento de imagem para análise de grão (c) Região central, aumento de 50x (d) Região central com tratamento de imagem para análise de tamanho de grão

A amostra que foi normalizada apresentou uma heterogeneidade grande, com grãos pequenos e grandes, conforme se observa na Figura 33. Isto se deve à velocidade de resfriamento do material, a qual não permitiu que a microestrutura final fosse a mais estável. O tamanho de grão médio calculado para esta amostra foi de 3,20 ASTM.

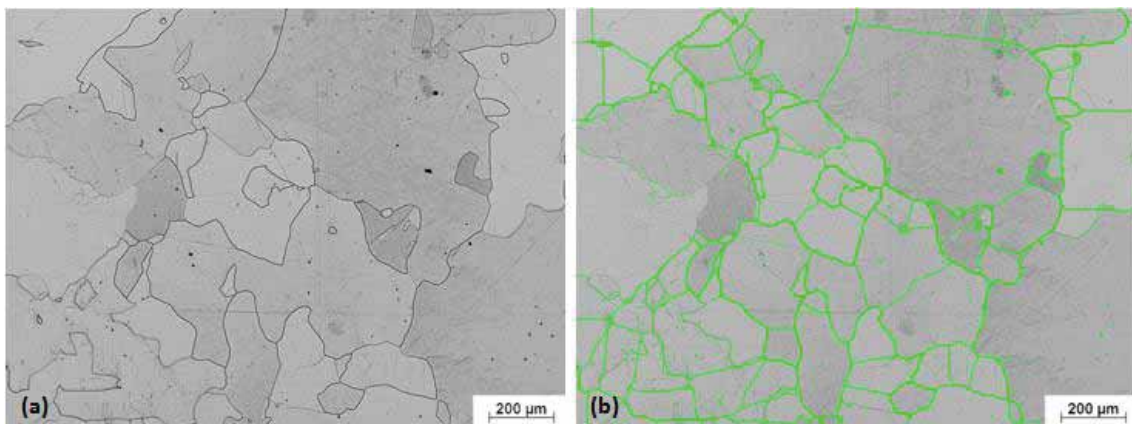


Figura 33 - Amostra Normalizada (a) Microestrutura Original (b) Imagem tratada para contagem de grão

A amostra temperada em óleo apresentou microestrutura heterogênea, porém com uma homogeneidade maior quando comparada com a amostra resfriada em água. A Figura 34 ilustra a microestrutura observada, na qual o tamanho de grão médio calculado foi de 3,59 ASTM.

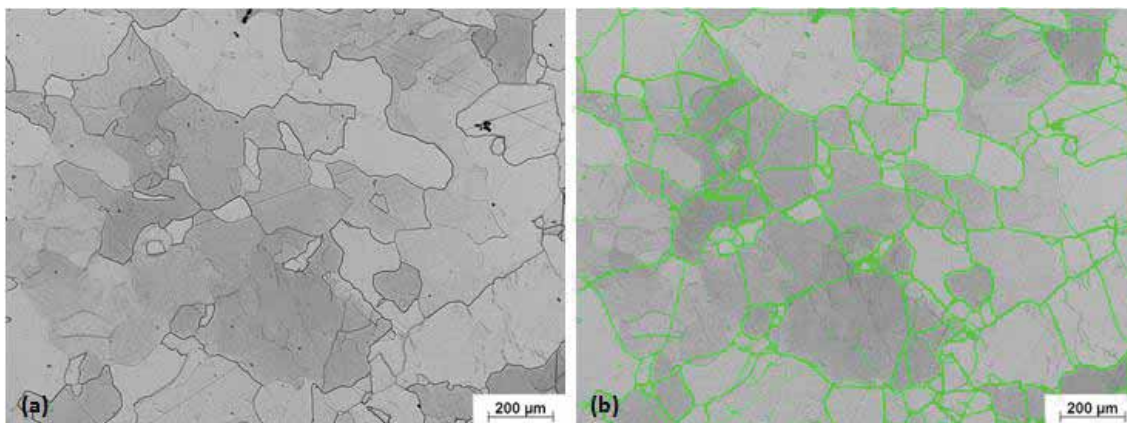


Figura 34 – Microestrutura da Amostra Temperada em Óleo (a) Aumento de 50x (b) Imagem tratada para a análise de tamanho de grão

A têmpera em água originou um fenômeno parecido com a têmpera em óleo. O resfriamento rápido do material resultou em uma microestrutura de granulometria fina e heterogênea. A Figura 35 ilustra a microestrutura do material observada. O tamanho de grão médio calculado foi de 3,96 ASTM.

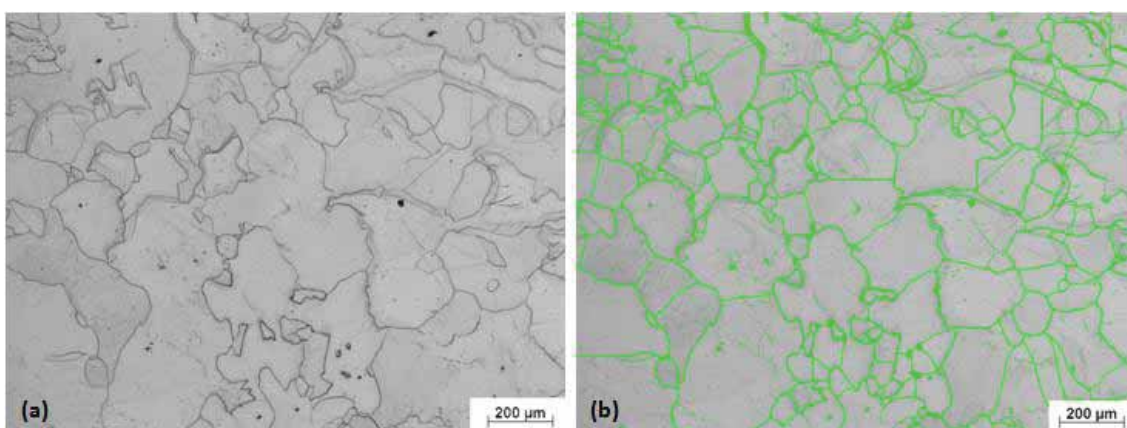


Figura 35 – Microestrutura da amostra temperada em água (a) Aumento de 50x (b) Imagem tratada para análise de tamanho de grão

## 4.2. EBSD

A partir do ensaio de EBSD foi possível analisar se o material possuía algum tipo de orientação cristalográfica preferencial, o que poderia justificar o acréscimo nas propriedades de permeabilidade magnética do material.

Para a amostra sem tratamento térmico o resultado do EBSD é ilustrado na Figura 36. Nota-se que o material não apresentava nenhum tipo de orientação preferencial, garantindo a isotropia do material.

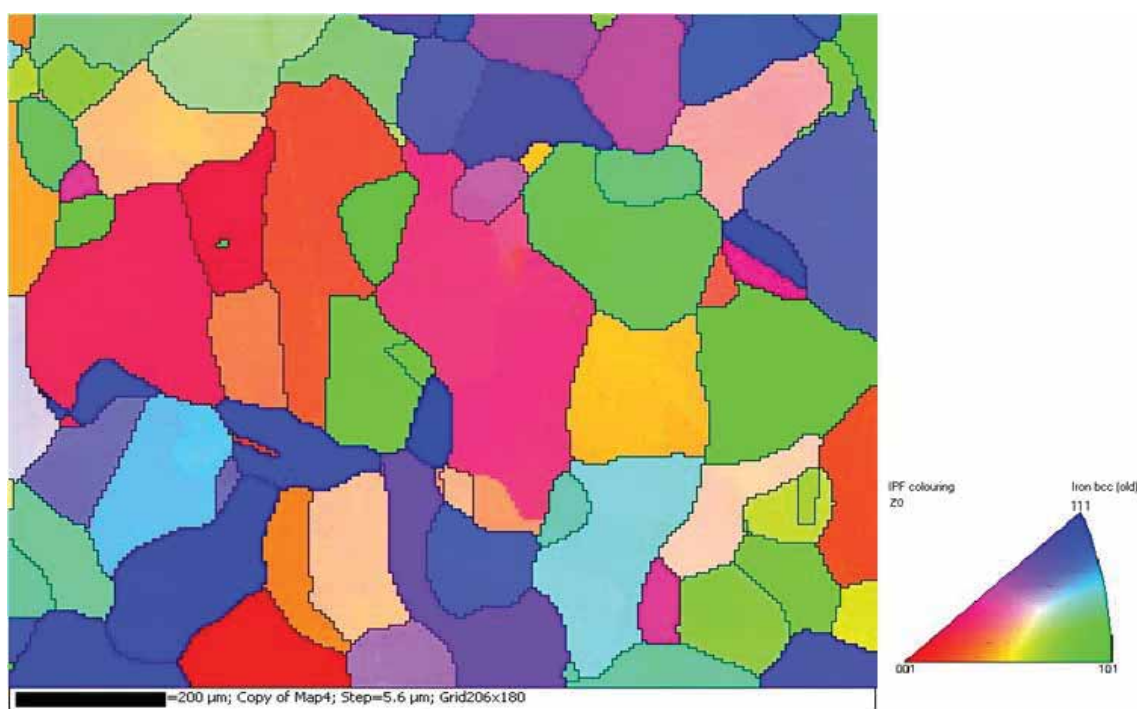


Figura 36 – Mapa de EBSD da amostra sem tratamento térmico

Já amostra que foi recozida a vácuo a partir do mapa de EBSD observado na Figura 37 nota-se que ocorreu certa orientação cristalográfica, pois a quantidade de grãos na cor verde, que representa a orientação  $\langle 101 \rangle$  foi maior. A partir do mapa de EBSD também é possível notar o fenômeno de recristalização, visto que a microestrutura está muito mais refinada.

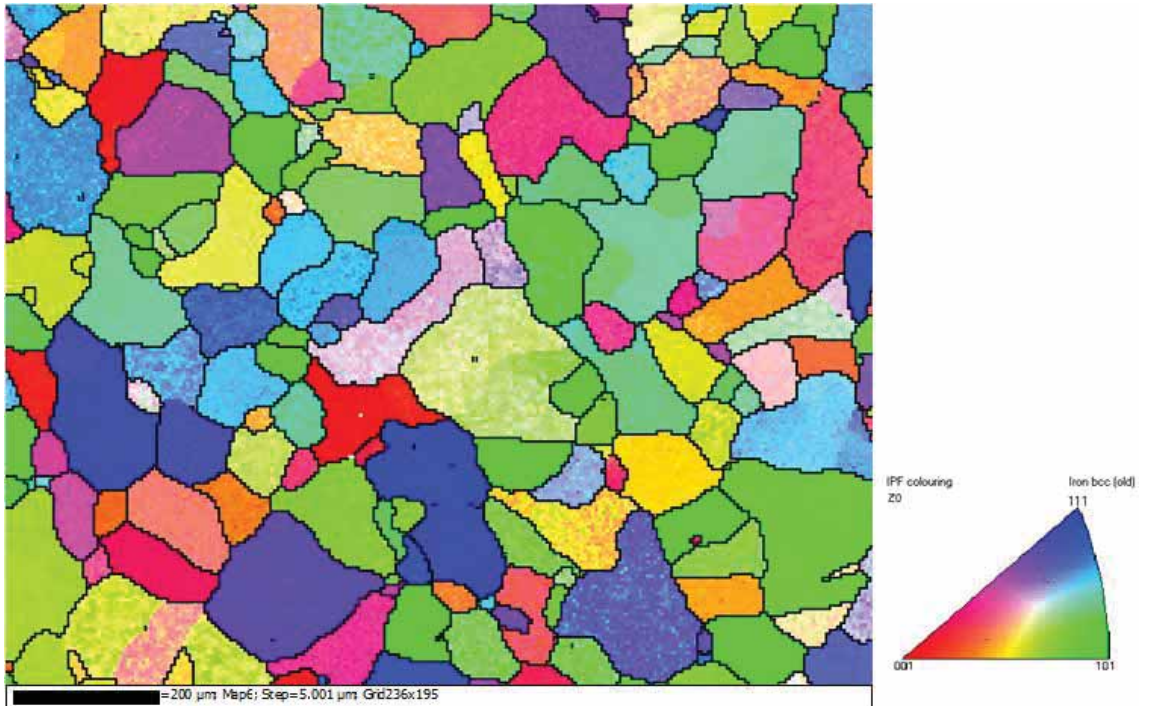


Figura 37 – Mapa de EBSD da amostra recozida à vácuo.

A imagem da Figura 38 representa o mapa cristalográfico da amostra recozido em atmosfera oxidante por 4 h. Nota-se que o tratamento térmico foi efetivo no crescimento dos grãos do material, porém os grãos não sofreram nenhum tipo de orientação preferencial.

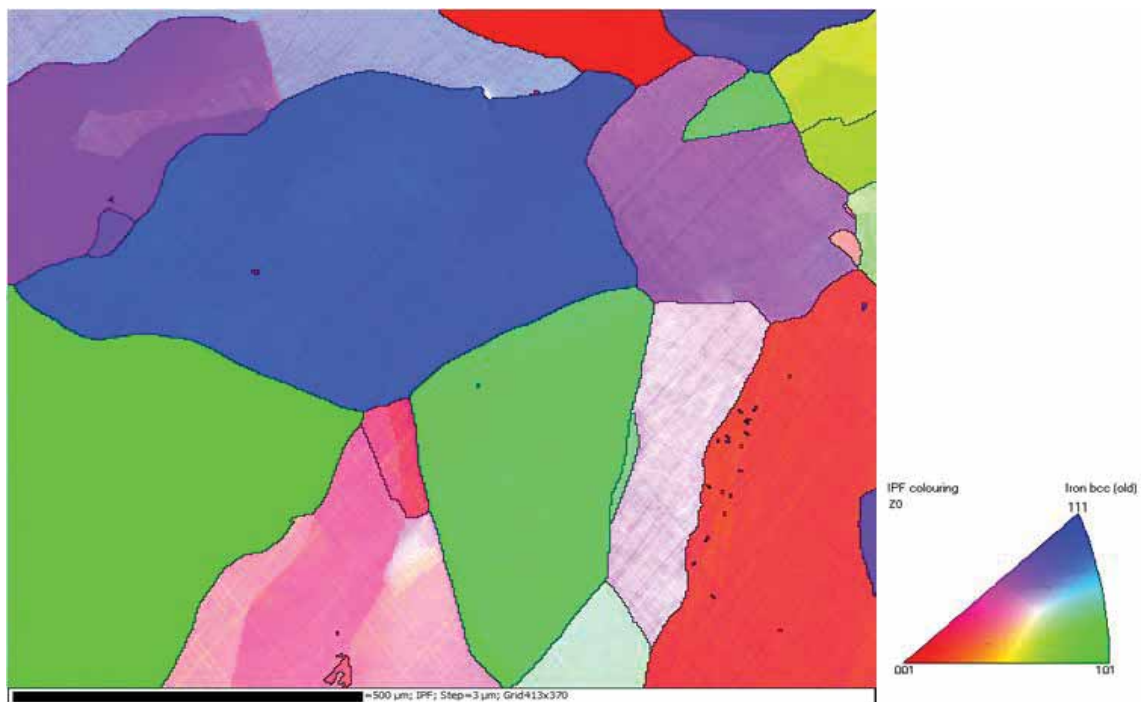


Figura 38 - EBSD Amostra Recozida em Mufla

Os resultados observados no EBSD indicam que, mesmo após os recozimentos, as amostras não passaram a apresentar uma orientação preferencial, o que não justificaria a elevação nos valores de permeabilidade magnética. Entretanto, a amostra que foi recozida a vácuo apresentou uma redução nos grãos orientados no sentido de maior dificuldade de magnetização  $\langle 111 \rangle$ , quando comparada com a amostra sem tratamento térmico. Essa redução pode significar uma capacidade de alinhamento dos momentos magnéticos, com maior facilidade, o que justifica a elevação da permeabilidade magnética do material. O gráfico da Figura 39 ilustra a variação da porcentagem de grão orientado nas três principais direções  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 101 \rangle$  e  $\langle 001 \rangle$ .

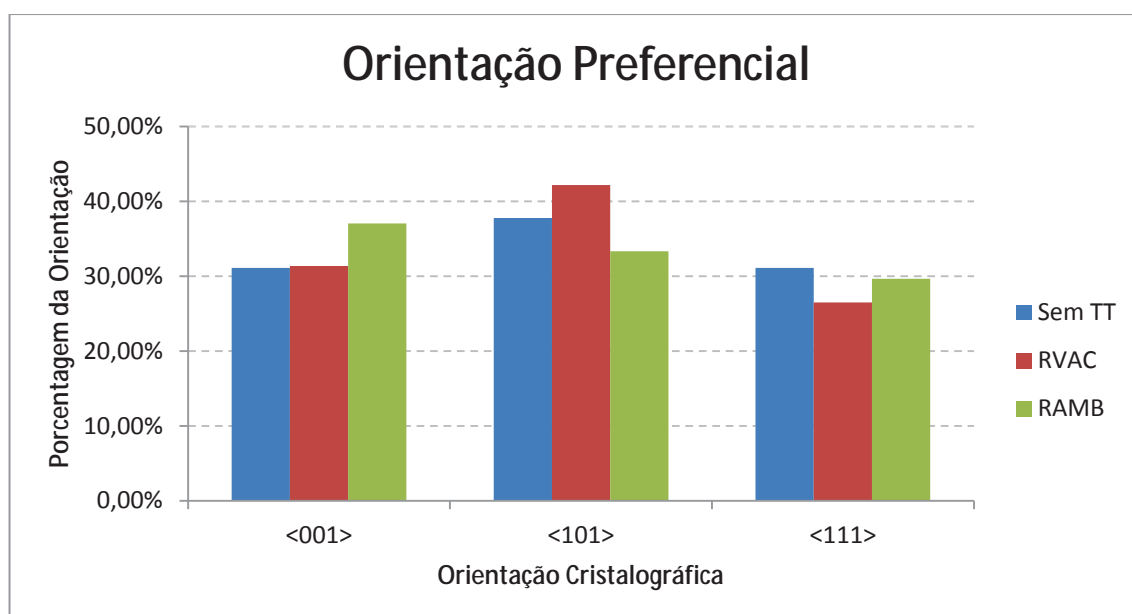


Figura 39 - Gráfico de comparação da porcentagem de grãos orientados nas amostras sem tratamento térmico, recozidas à vácuo e recozidas em mufla

Nota-se que a única amostra que sofreu uma leve orientação foi a amostra recozida em vácuo, com aproximadamente 40 % dos grãos orientados na direção  $\langle 101 \rangle$ .

### 4.3. Ensaio Magnético

Os resultados dos ensaios magnéticos são observados nos gráficos da Figura 40 e 41, e são fornecidos diretamente pelo software do equipamento. O gráfico da Figura 40 representa as histereses de todas as amostras, sendo que o retângulo em destaque representa uma ampliação de uma região específica da curva. O eixo y representa o campo de saturação magnética (B [T]) e o eixo x representa o campo magnético aplicado (H [kOe]) pelo equipamento.

A partir da imagem ampliada é possível observar que as amostras que sofreram o processo de tempera apresentaram maiores dificuldades em atingir o campo de saturação magnética do material. Isso ocorre devido a microestrutura mais refinada e ao encruamento do material resultante do resfriamento rápido. Essas propriedades dificultam o alinhamento dos domínios magnéticos, que acabam necessitando de um campo de aplicação maior para total alinhamento e alcance da saturação magnética.

Entretanto apesar dessa dificuldade de saturação todas as amostras alcançaram os níveis de saturação magnética esperada, que de acordo com a literatura, devem ficar em torno de 2,18 T, conforme comprovado na Equação 2. Além disso, o campo desmagnetizante representada pela letra J no gráfico se manteve o mesmo para o material, independente do tratamento térmico aplicado.

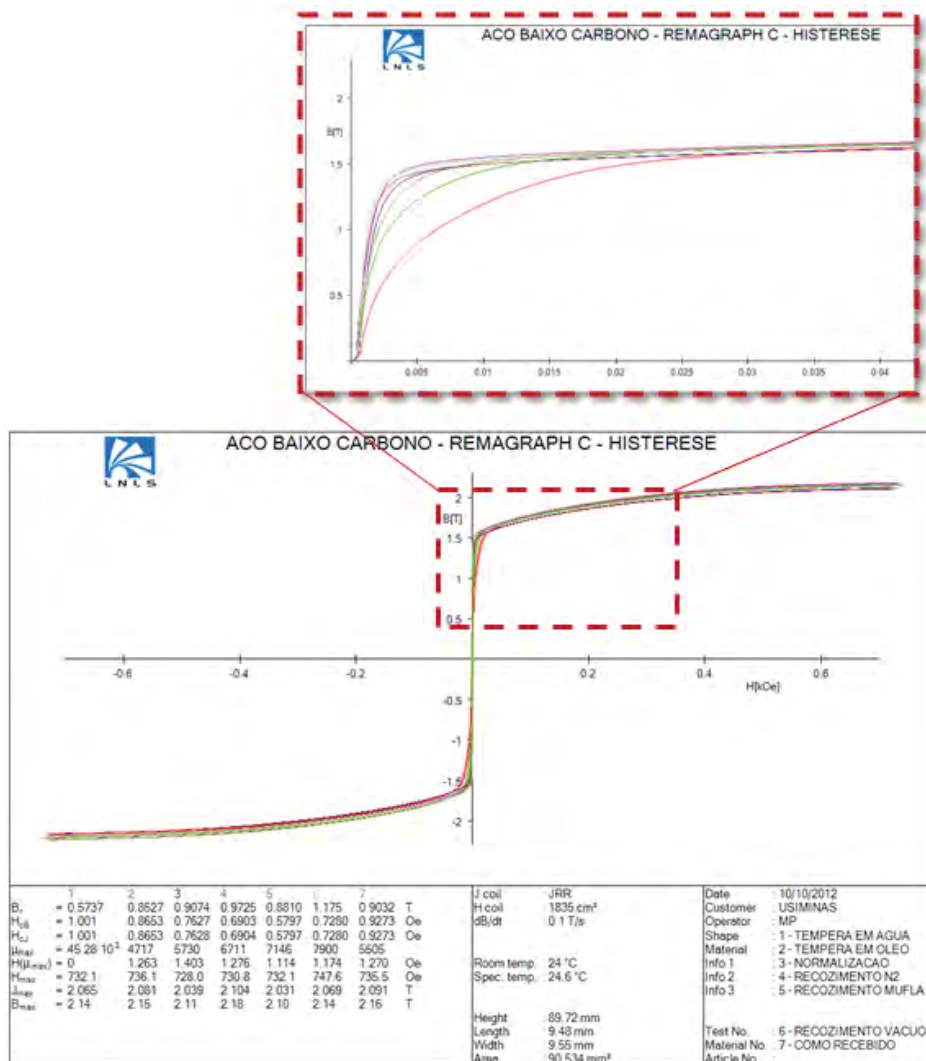


Figura 40 - Curvas de Histerese para as diferentes amostras do aço ULC

O gráfico da Figura 41 representa a curva de permeabilidade magnética ( $\mu$ ) vs o campo de magnético (H [kOe]) aplicado, no qual o pico de cada curva representa o valor de permeabilidade magnética máxima para cada amostra.

Nota-se que as amostras que sofreram os processos de têmpera foram as únicas que apresentaram uma redução no valor da permeabilidade magnética máxima com relação a amostra sem tratamento térmico. Todos os outros tratamentos térmicos elevaram o valor de permeabilidade do material.

Os tratamentos térmicos de recozimentos foram os mais efetivos, sendo que a amostra que foi recozida em vácuo foi a que apresentou o melhor resultado alcançando ganhos na permeabilidade magnética de aproximadamente 43 %. Em seguida as amostras que apresentaram melhores porcentagens de ganhos magnéticos foram: a amostra recozida em mufla por 4 horas com uma elevação de 29,8 %, a amostra recozida em forno com atmosfera de Nitrogênio por 2 horas e meia com uma elevação de 21,9 % e a amostra normalizada com uma elevação de apenas 4,08 %.

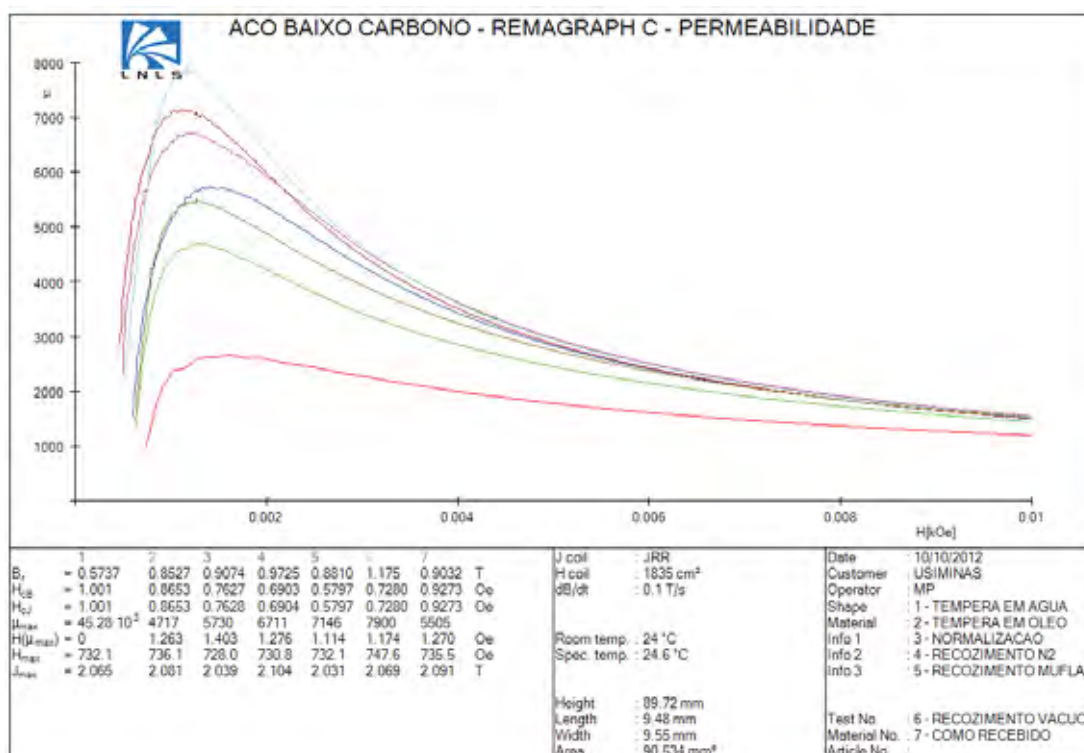


Figura 41 - Curvas de Permeabilidade Magnética para as diferentes amostras do aço ULC

A Tabela 5 resume as propriedades magnéticas das diferentes amostras e relacionam as mesmas com os resultados da metalografia e do EBSD.

Tabela 5 - Resumo das propriedades observadas nas amostras

	TAMANHO DE GRÃO MÉDIO ASTM	DIÂMETRO MÉDIO DO GRÃO [ $\mu\text{m}$ ]	PERMEABILIDADE MAGNÉTICA	SATURAÇÃO MAGNÉTICA [T]	DUREZA (HRS)
<b>Sem TT</b>	2,1	172	5000	2,076	61
<b>RAMB</b>	1,9	185	7150	2,031	57
<b>RN2</b>	Borda	5,0	6622	2,097	60
	Centro	2,3			58
<b>RVAC</b>	4,7	69	7900	2,069	71
<b>NORM</b>	3,2	119	5730	2,039	63
<b>TEMH2O</b>	4,0	91	2600	2,065	70
<b>TEMOLEO</b>	3,6	104	4717	2,081	70

Nota-se a partir da Tabela 5 que não é possível afirmar que quanto maior o tamanho de grão, melhores são as propriedades magnéticas do material. Isto confirma a situação que existe um tamanho de grão ideal para aplicações magnéticas na microestrutura de aços com ultra baixa concentração de carbono.

A amostra que foi recozida em atmosfera de nitrogênio não alcançou valores mais elevados de permeabilidade máxima, devido ao fluxo de nitrogênio sobre o material. Essa variação microestrutural do material e conseqüentemente uma grande heterogeneidade ao longo da peça, afeta diretamente as propriedades magnéticas do material. Amostras que apresentavam microestruturas mais homogêneas foram as que tiveram melhores resultados magnéticos.

Não é possível a partir do ensaio de dureza estabelecer uma relação direta das propriedades mecânicas com os tratamentos térmicos, principalmente devido a baixa concentração de carbono, o que impossibilita a formação de fases mais duras. Porém nota-se que as amostras que foram resfriadas rapidamente e que conseqüentemente apresentaram um índice mais elevado de defeitos, sofreram um aumento nos valores de dureza e uma redução nos valores de permeabilidade magnética. Isto se deve devido a maior dificuldade de orientação dos domínios magnéticos que ficam bloqueados nos defeitos do material.

Para a amostra que foi recozida à vácuo, a redução no tamanho de grão resultante da recristalização primária, foi suficiente para elevar os valores de dureza do material. Entretanto o resfriamento lento do recozimento fez com que fossem eliminadas as discordâncias estruturais do material, elevando assim os valores de permeabilidade magnética do material.



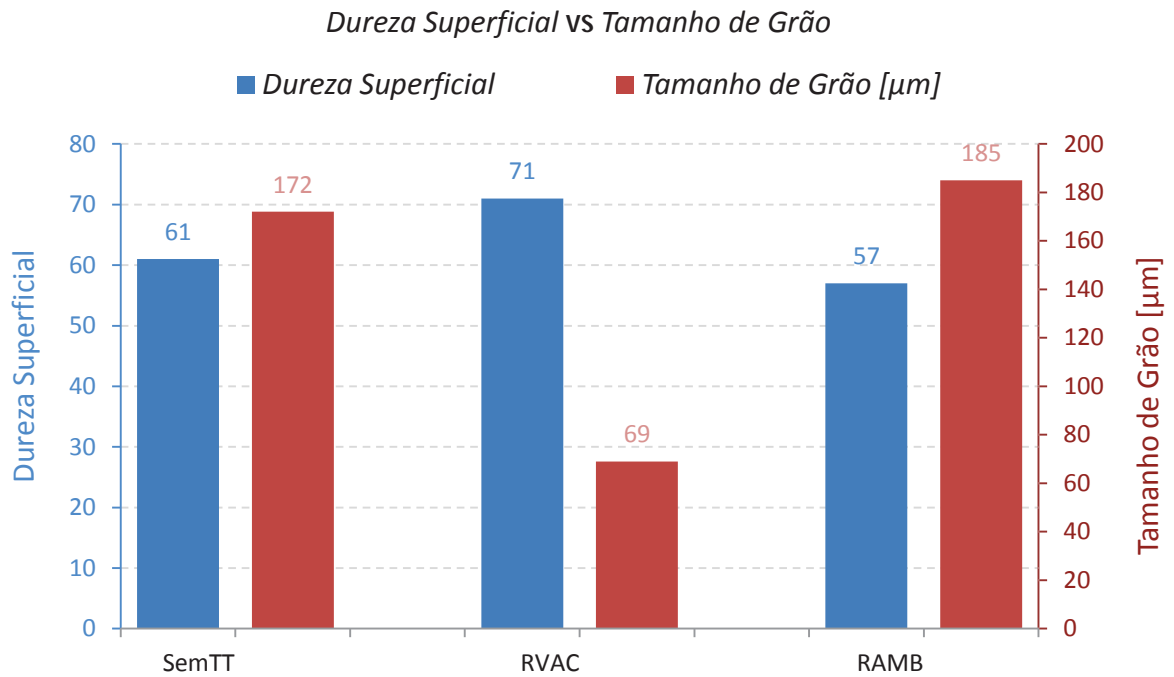


Figura 42 - Gráfico de Tamanho de grão vs Dureza Superficial das amostras que foram recozidas.

A partir do gráfico da Figura 42 comprova-se que a redução do tamanho de grão aumenta a dureza do material. Isso se deve ao aumento dos contornos de grãos que dificultam os deslizamentos dos planos cristalinos do material e conseqüentemente aumentam as propriedades mecânicas do material.

## 5. CONCLUSÃO

O tratamento térmico mais efetivo a ponto de elevar as propriedades magnéticas de um Aço Ultra Baixo Carbono foi o recozimento em vácuo a uma temperatura de 960 °C por 50 minutos. Com esse tratamento o material apresentou um ganho de 43 % na sua permeabilidade magnética, o que permite que o material seja utilizado nos dipolos magnéticos do novo acelerador de elétrons do Brasil, Sirius.

O fenômeno da recristalização primária do material se mostrou mais efetivo a ponto de elevar as propriedades magnéticas do material do que o fenômeno de crescimento de grão, que demanda tempos de patamares maiores. Com isso conclui-se que existe um tamanho de grão médio ideal para o aço ultra baixo carbono quando visa-se apenas aplicações magnéticas.

Os tratamentos térmicos não foram efetivos a ponto de originar a anisotropia no material. Porém após a realização do recozimento de 50 minutos de patamar, notou-se que a porcentagem de grãos na orientação cristalográfica  $\langle 101 \rangle$ , que representa uma orientação de mais fácil magnetização, foi maior.

A partir do ensaio de dureza superficial conclui-se que, mesmo sem uma quantidade suficiente de carbono para originar diferentes microestruturas, após a têmpera o material endureceu. Este fato é relacionado com a redução no tamanho de grão de material e o aumento do número de discordâncias na microestrutura.

## 6. REFERÊNCIA

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112 - 10**. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E140 - 10**. Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A773 - 01**. Standard Test Method for dc Magnetic Properties of Materials Using Ring and Permeameter Procedures with dc Electronic Hysteresigraphs, 2009.

ACESITA. Revista Espaço, 2012. Disponível em: <[http://www.acesita.com.br/port/empresa/revista\\_espaco/66/introducao4.htm](http://www.acesita.com.br/port/empresa/revista_espaco/66/introducao4.htm)>. Acesso em: Setembro 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM HandBook - Heat Treating**. [S.l.]: ASM International Handbook Committee, v. 4, 1991.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals - Metallography and Microstructures**. 9<sup>a</sup> Edição. ed. [S.l.]: ASM Handbook, v. 9, 1992. 1072 p.

BAE, B. K.; WOO, J. S.; KIM, J. K. Effect of Heating rate on properties of non-oriented Electrical Steel containing 0.4% Si. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, n. 254, p. 373-375, 2003.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering an Introduction**. 7<sup>a</sup> Edição. ed. [S.l.]: Soft, 2008.

CARDOSO, R. F.; BRANDAO, L.; CUNHA, M. A. Influence of Grain Size and Additions of Al And Mn on The Magnetic Properties of Non-Oriented Electrical Steel With 3 wt (%) Si. **Materials Research**, v. 11, n. 1, p. 51-55, 2008.

CARVALHO, C. R. G. **Estudo da Cinética de Recristalização num Aço IF Estabilizado ao Titânio com Adição de Silício**. Faculdade de Engenharia Química de Lorena - FAENQUIL. Lorena, p. 98. 2004.

CASTAÑEDA, E. J.; RODRÍGUEZ, A. S. Effect of annealing prior to cold rolling on Magnetic and Mechanical Properties of Low Carbon non-oriented electrical steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, n. 323, p. 2524-2530, 2011.

CAUL, M.; RANDLE, V. Microtexture Analysis of Interstitial-Free Steel. **Materials Characterization**, v. 38, p. 155-163, 1997.

CNPEM. **CNPEM**, 2012. Disponível em: <<http://www.cnpem.org.br/blog/tag/reuniao/>>. Acesso em: 19 jun. 2012.

CULLITY, D. B. **Introduction to Magnetic Materials**. [S.l.]: [s.n.], v. I, 1992.

HALLIDAY, R. **Fundamentos da Física - Eletromagnetismo**. 8ª Edição. ed. [S.l.]: [s.n.], v. 3, 2008.

HAYT, H. W.; BUCK, J. A. **Eletromagnetismo**. 7ª Edição. ed. [S.l.]: Mc Graw Hill, 2010.

JILES, D. **Introduction to Magnetism and Magnetic Materials**. 2ª Edição. ed. [S.l.]: [s.n.], 1998.

LANDGARF, F. J. G. Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos. **Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 55, p. 624-634, 1999.

LI, M. et al. Effect of Annealing Parameter on Microstructure and Magnetic Properties of cold rolled non-oriented Electrical Steel. **Nonferrous Metals Society of China**, p. 74-78, 2007.

LNLS. LNLS, 2012. Disponível em: <<http://lnls.cnpem.br/>>. Acesso em: 18 ago. 2012.

MARRA, K. G.; MELO, E. G.; VIEIRA, S. I. Influência das Condições de Descarbonetação nas Propriedades Magnéticas do aço USICORE 260. **56º Congresso da ABM**, p. 1602-1611, 2001.

MOJITABA, G.; LONGHMANIAN, S. M. R. Effect of Forging on Ferromagnetic Properties of Low-Carbon Steel. **IEEE**, p. 112-120, 2011.

MOZETEIC, H. **Seleção de Materiais e Processos com Aplicação de Campo Magnético em Núcleos de Alto-Falantes**. UFRGS. Porto Alegre. 2008.

MURAK, M.; HAYAKAWA, Y.; SZPUNAR, A. The Changes of Grain Boundary Character Distribution During the secondary Recrystallization of Electrical Steel. **Magnetic Materials**, p. 1063-1073, 2009.

MURTY, S. V. et al. Dynamic Recrystallization of Ferrite during Warm Deformation of Ultrafine mGrained Ultra-Low Carbon Steel. **Scripta Materialia**, v. 53, p. 763-768, 2005.

MURTY, S. V.; TORIZUKA, S.; NAGAI, K. Microstructural evolution During simple Heavy warm Compression of a Low carbon Steel: Development of a processing map. **Materials Science and Engineering**, n. 410, p. 319-323, 2005.

PADILHA, F. A. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª Edição. ed. [S.l.]: [s.n.], 2005.

PAULA, A. S. **Comaparação entre as texturas de Recristalização de um Aço Extrabaixo Carbono ao Boro em um Aço Livre de Intersticiais**. IME. Rio de Janeiro. 2002.

SHOKROLLAHI, H. The Magnetic and Structural Properties of the most Important alloys of iron Produced by Mechanical alloying. **Materials and Design**, n. 30, p. 3374-3387, 2009.

SMITH, W. F. **Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais**. 3ª Edição. ed. [S.l.]: Mc Graw Hill, 1996.

TAKAHASHI, S. et al. Relationship between mechanical and Magnetic Properties in Cold Rolled Low Carbon Steel. **Applied Physics**, n. 100, p. 321-338, 2006.

VAN VLACK, L. H. **Princípio da Ciência dos Materiais**. 13ª Edição. ed. [S.l.]: [s.n.], 2000.