CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO MAGNÉTICO NA MICROESTRUTURA DO AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO-ORIENTADO Fe-3,25% Si

Jennifer Nadine Müller

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais

Orientadores:
Cristiane Maria Basto Bacaltchuk
Gilberto Alexandre Castello Branco

Rio de Janeiro
Agosto 2011

INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO MAGNÉTICO NA MICROESTRUTURA DO AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO-ORIENTADO Fe-3,25% Si

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Jennifer Nadine Müller

Aprovada por:

_____
Presidente, Prof. Cristiane Maria Basto Bacaltchuk, Ph.D. (orientador)

_____
Prof. Gilberto Alexandre Castello Branco, Ph.D. (co-orientador)

_____
Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____
Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão, D.Sc. (IME)

Rio de Janeiro
Agosto 2011

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

M958 Müller , Jennifer Nadine
Influência do recozimento magnético na microestrutura do aço elétrico de grão não-orientado Fe-3,25% Si / Jennifer Nadine Müller.—2011.
xiv, 99f. , il.col. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2011.
Bibliografia : f.95-99
Orientadores : Cristiane Maria Basto Bacaltchuk [e]Gilberto Alexandre Castello Branco

1.Engenharia de materiais 2.Engenharia mecânica 3.Aço elétrico – Análise 4.Recozimento magnético I.Bacaltchuk, Cristiane Maria Basto (org.) II.Branco, Gilberto Alexandre Castello (org.) III.Título.

CDD 620.11

AGRADECIMENTO

Eu quero aproveitar essa oportunidade para acradecer as pessoas que me ajudaram durante a o meu mestado. Primeiramente quero agradecer as pessoas que coordenam o curso de mestrado por ter realizado a prova de ingresso ao mestrado no CEFET no Rio de Janeiro. Um agradecimento especial vai para o professor Hector Reynaldo, que me ajudou sempre, que eu tive dúvidas ou precisava de algo. Sem a ajuda e a força dele, eu não estaria onde eu estou hoje, defendendo minha dissertação de mestrado. Quero dar um agradecimento especial para a minha orientadora professora Cristiane Bacaltchuk, primeiro pela orientação de primeira classe durante a minha dissertação e segundo pela atenção, carinho e paciência que ela sempre teve comigo. Quero agradecer também ao professor Gilberto Branco, que me ajudou sempre que eu precisava. Quero agradecer ao professor Luiz Paulo Brandão, pela utilização dos equipamentos de medição do IME e pela ajuda nas dúvidas. Um agradecimento para o Sarjento Lemos e para o Joel, do IME, pela ajuda nas medições de raios-X e MEV e pelo jeito simpático que sempre me receberam. Um agradecimento ao Rodrigo Felix, que me ajudou em muitas fases da minha tese. Um agradecimento para a CAPES, que através da bolsa, me possibiltou realizar esse mestrado. Quero agradecer a todos os outros, não mencionados especificamente, do CEFET e do IME que me ajudaram durante a realização desse trabalho.

Agradeço especialmente ao meu namorado Leandro Vianna, pelo carinho nos momentos felizes e força nos momentos difíceis durante o período do mestrado e todos os dias. Quero agradecer tambem a minha familia e meus amigos pela força e suporte.

Rio de Janeiro
Agosto 2011

RESUMO

INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO MAGNÉTICO NA MICROESTRUTURA DO AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO-ORIENTADO Fe-3,25% Si

Jennifer Nadine Müller

Orientadores:
Cristiane Maria Basto Bacaltchuk
Gilberto Alexandre Castello Branco

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

A microestrutura de um aço elétrico de grão não-orientado usado nos motores elétricos têm uma grande influênca na eficiência deles, por isso é importante a análise. As amostras que foram analisadas nesse trabalho são de aço elétrico de grão não-orientado Fe-3,25%Si e passarem pelos processos de laminação a frio e a quente. Algumas destas amostras foram recozidas convencionalmente a 800°C por 3, 10 e 15 min e outras passarem pelo processo de recozimento magnético a 800°C, também por 3, 10 e 15 min com aplicação de um campo magnético de 17 Tesla. As microestruturas foram analisadas através do método de difração de raio-x, microscopia ótica (MO) e Microscopia eletrônica de varedura (MEV). O objetivo deste trabalho foi decobrir se o campo magnético aplicado durante do recozimento do material tinha ou não uma Influência positiva no desenvolvimento da microestrutra levando a uma melhoria das propriedades magnéticas do material e consequente aumento da eficiência dos motores elétricos. Os resultados encontrados mostraram que a aplicação do campo magnético retardou a recristalização e levou a um tamanho médio de grão menor. A aplicação do campo magnético conseguiu melhorar a textura, aumentando a fibra teta e diminuindo a fibra gama. Após o recozimento magnético, as amostras mostraram maior percentual de contornos de grão com ângulos entre 20° e 45° bem como contornos de baixo CSL.

Palavras-chave:
Aço elétrico; Recozimento magnético; Microestrutura.

Rio de Janeiro
Agosto 2011

ABSTRACT

INFLUENCE OF MAGNETIC ANNEALING ON THE MICROSTRUCTURE OF NON-ORIENTED ELECTRICAL STEEL Fe-3,25% Si

Jennifer Nadine Müller

Advisors:
Cristiane Maria Basto Bacaltchuk
Gilberto Alexandre Castello Branco

Abstract of Thesis submitted to the Program of Pós-graduation in mechanical engineering and technology of materials – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the Master degree in mechanical engineering and technology of materials.

The microstructure of non-oriented electrical steel, used in electrical motors has a large influence on their efficiency. Therefore it is important to investigate them. The samples used within this work are of non-oriented electrical steel Fe-3,25%Si, hot and cold rolled. A set of samples went through a conventional annealing process at 800°C for 3, 10 and 15 min while another set of the samples went through a magnetic annealing at 800°C, also for 3, 10 and 15 min, inside a 17 Tesla magnetic field. The microstructures of these samples were analyzed by means of x-ray diffraction, optical microscopy (OM) and scanning electron microscope (SEM). The objective of this work was to investigate whether or not magnetic field applied during annealing process had a positive influence on the development of microstructure leading to an improvement on magnetic properties of the material with consequent enhancing on the efficiency of the electrical motors. The results found in this work showed that the application of the magnetic field retarded the recrytalization and led to a smaller grain size.The magnetic field caused an improvement of texture, increasing the intensity of theta fibre and decreasing the intensity of gamma fibre. Magnetic annealing increased the percentage of grains with boundarie misorientation between 20° and 45° as well as boundaries having low CSL.

Keywords:
Electrical steels; Magnetic annealing; Microstructure.

Rio de Janeiro
Agosto 2011

Sumário

Introdução.....1
I. **Revisão bibliográfica**.....3
I.1 Aço elétrico.....3
I.1.1 Aço elétrico de grão orientado (GO).....3
I.1.2 Aço elétrico de grão não-orientado (GNO).....3
I.2 Composição química.....4
I.3 Propriedades magnéticas.....7
I.3.1 Material ferromagnético.....7
I.3.2 Magnetizar material ferromagnético.....7
I.4 Processo de fabricação.....10
I.4.1 Recozimento convencional.....10
I.4.2 Recozimento magnético.....11
I.5 Textura.....14
I.5.1 Textura ideal.....15
I.5.2 Influência da laminação a quente na textura final.....16
I.5.3 Textura de deformação.....17
I.5.4 Textura de recristalização.....18
I.5.5 Raio-X.....18
I.5.6 Projeção estereográfica.....21
I.5.7 Figura de Pólo.....23
I.5.8 Função de distribuição de orientação (FDOC).....24
I.6 Contorno de grão.....27
I.6.1 Misorientação.....27
I.6.2 Coincident Site Lattice (CSL).....28
I.7 Tamanho de grão.....30
II. **Procedimento Experimental**.....31
II.1 Amostras.....31
II.2 Experimentos.....33
II.2.1 Microscópia ótica.....35
II.2.2 Raios-X.....36
II.2.3 MEV.....36
III. **Resultados experimentais**.....37
III.1 Microscopia ótica.....37
III.1.1 Amostras laminadas a quente.....37
III.1.2 Amostras recozidas convencionalmente.....38

III.1.3 Amostras recozidas no campo magnético 39
III.2 Textura 41
III.2.1 Amostras laminadas a quente 41
III.2.2 Amostras laminadas a frio 41
III.2.3 Amostras recozidas convencionalmente 42
III.2.4 Amostras recozidas no campo magnético 46
III.3 Microscopia Eletronica de Varredura 51
III.3.1 Amostras recozidas convencionalmente 51
III.3.2 Amostras recozidas no campo magnético 59
IV. **Discussão** 65
IV.1 Microscopia ótica 65
IV.1.1 Amostras recozidas por 3 min 65
IV.1.2 Amostras recozidas por 10 min 66
IV.1.3 Amostras recozidas por 15 min 67
IV.1.4 Amostras recozidas por 30 min 68
IV.2 Textura 70
IV.2.1 Amostras laminadas a quente e a frio 70
IV.2.2 Amostras recozidas por 3 minutos 71
IV.2.3 Amostras recozidas por 10 minutos 74
IV.2.4 Amostras recozidas por 15 minutos 77
IV.2.5 Amostras recozidas por 30 minutos 80
IV.3 Microscopia Eletrônica de Varredura 82
IV.3.1 Amostras recozidas por 3 minutos 82
IV.3.2 Amostras recozidas por 10 minutos 86
IV.3.3 Amostras recozidas por 15 minutos 89
Conclusão 94

Lista de Figuras

Figura I.1: Microestrutura dos aços de GNO (esquerda) e GO (direita). 4
Figura I.2: Diagrama de fases de um liga ferro-silício [Bozorth, 1993]. 5
Figura I.3: Influência dos elementos de liga nas perdas por histerese [Bozorth, 1993]. 6
Figura I.4: Material antes (esquerda) e depois (direita) do processo de magnetização [NTD, 2010]. 8
Figura I.5: Ciclo de histerese B-H [NTD, 2010]. 9
Figura I.6: Permeabilidade máxima [NTD, 2010]. 10
Figura I.7: Influência do campo magnético durante o recozimento na permeabilidade máxima [Bozorth, 1993]. 12
Figura I.8: Influência da textura a magnetização [McCurrie, 1994]. 15
Figura I.9: Textura de Goss (esquerda) e textura de cubo (direita) [Tumanski, 2010]. 16
Figura I.10: Permeabilidade e perda magnética dependendo da redução a frio 18
Figura I.11: Difração de raios-x [Reed-Hill, 1973]. 19
Figura I.12: Projeção estereográfica [Cullity, 1972]. 21
Figura I.13: Processo de projeção [Cullity, 1972]. 22
Figura I.14: Projeção standard dos planos (001) (esquerda) e (011) (direita) com as projeções dos planos mais importantes de um cristal [Cullity, 1972]. 22
Figura I.15: Figura de pólo direta do plano (100) para uma amostra: (a) com distribuição randomica de grãos e (b) com distribuição preferencial de grãos [Cullity, 1972]. 23
Figura I.16: Figura de polo indireita [Cullity, 1972]. 24
Figura I.17: Rotação dos ângulos de Euler, notação de Bunge [TSL OIM, 1998]. 25
Figura I.18: Rotação dos ângulos de Euler, notação de Roe [Cardoso, 2010]. 25
Figura I.20: Figura FDOC na seção ρ=0° (a) mostrando a fibra η, e seção ρ =45° (b) mostrando as fibras α, fibra γ e fibra θ, notação de Roe [Davies, 1971]. 27
Figura I.19: FDOC na seção ρ2 =45°,notação de Bunge, mostrando fibra α, fibra γ e fibra θ [Kestens, 2008]. 26
Figura I.21: Sitio de coincidencia da rede cristalina [Morhenn, 2010]. 29
Figura I.22: Influência do tamanho de grão nas perdas totais [Shimanaka, 1982]. 31
Figura II.1: Contagens de componentes da composição química 32
Figura II.2: Forno de recozimento com magneto [Bacaltchuk, 2004]. 33
Figura II.3: Organograma do procedimento experimental. 34
Figura II.4: Equipamento Raios-x [Bacaltchuk, 2004]. 36
Figura III.1: Micrografias da amostra laminada a quente feitas por microscopia ótica. 37
Figura III.2: Micrografias das amostras recozidas convencionalmente feitas por microscopia ótica. 39

Figura III.3: Micrografias das amostras recozidas no campo magnético feitas por microscopia ótica. 40
Figura III.4: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para a amostra HHR. 41
Figura III.5: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para a amostra HCR. 42
Figura III.6: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho83, (b) Ho810, (c) Ho815, (d) Ho830. 43
Figura III.8: Fibras teta das amostras que foram recozidas convencionalmente. 45
Figura III.7: Fibras eta das amostras recozidas convencionalmente. 44
Figura III.9: Fibras gama das amostras recozidas convencionalmente. 45
Figura III.10: Relação entre componentes de textura e tempo de recozimento para o recozimento convecional. 46
Figura III.11: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Hm83, (b) Hm810, (c) Hm815, (d) Hm830. 48
Figura III.12: Fibra eta das amostras recozidas no campo magnético. 49
Figura III.13: Fibras teta das amostras recozidas no campo magnético. 49
Figura III.14: Fibras gama das amostras recozidas no campo magnético. 50
Figura III.15: Relação entre componentes de textura e tempo de recozimento magnético. 51
Figura III.16: Distribuição de tamanho de grão da amostra Ho83. 52
Figura III.17: Distribuição de tamanho de grão da amostra Ho810. 53
Figura III.18: Distribuição de tamanho de grão da amostra Ho815. 54
Figura III.19: Distribuição de misorientação de contorno de grão para um policristal randomico [Mackenzie, 1958]. 55
Figura III.20: Distribuição de misorientação da amostra Ho83. 56
Figura III.21: Distribuição de misorientação da amostra Ho810. 56
Figura III.22: Distribuição de misorientação na amostra Ho815. 57
Figura III.23: Distribuição de misorientação das amostras recozidas convencionalmente. 58
Figura III.24: CSL Boundaries das amostras recozidas convencionalmente. 59
Figura III.25: Distribuição de tamanho de grão da amostra Hm83. 60
Figura III.26: Distribuição de tamanho de grão da amostra Hm810. 61
Figura III.27: Distribuição de tamanho de grão da amostra Hm815. 61
Figura III.28: Distribuição de misorientação da amostra Hm83. 63
Figura III.29: Distribuição de misorientação da amostra Hm810. 63
Figura III.30: Distribuição de misorientação da amostra Hm815. 64
Figura III.31: Distribuição de mistorientação das amostras recozidas no campo magnético. 64
Figura III.32: CSL das amostras recozidas no campo magnético. 65

Figura IV.1: Micrografias das amostras recozidas por 3 minutos. 66
Figura IV.2: Micrografias das amostras recozidas por 10 minutos. 67
Figura IV.3: Micrografias das amostras recozidas por 15 minutos. 68
Figura IV.4: Micrografias das amostras recozidas por 30 minutos. 69
Figura IV.5: Variação de tamanho médio de grão das amostras recozidas convencionalmente e das amostras recozidas no campo magnético. 70
Figura IV.6: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras HHR (a) e HCR (b)..... 71
Figura IV.7: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho83, (b) Hm83. 72
Figura IV.9: Fibra teta das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético..... 73
Figura IV.8: Fibras eta das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético..... 73
Figura IV.10: Fibra gama das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético..... 74
Figura IV.11: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho810, (b) Hm810. 75
Figura IV.12: Fibra eta das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético..... 76
Figura IV.13: Fibra teta das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético..... 76
Figura IV.14: Fibra gama das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético..... 77
Figura IV.15: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho815, (b) Hm815. 78
Figura IV.16: Fibra eta das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético..... 78
Figura IV.17: Fibras teta das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético..... 79
Figura IV.18: Fibra gama das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético..... 79
Figura IV.19: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho830, (b) Hm830. 80
Figura IV.20: Fibra eta das amostras recozidas por 30 minutos fora e dentro do campo magnético..... 81

Figura IV.21: Fibras teta das amostras recozidas por 30 minutos fora e dentro do campo magnético..... 81
Figura IV.22: Fibra gama das amostras recozidas por 30 minutos fora e dentro do campo magnético..... 82
Figura IV.23: Distribuição de tamanho de grão com distribuição de orientação especificas para as amostras recozidas por 3 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético. 83
Figura IV.24: Distribuição de misorientações das amostras recozidas por 3 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético. 84
Figura IV.25: Comparação entre as misorientação das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético. 85
Figura IV.26: CSL das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético..... 85
Figura IV.27: Distribuição de tamanho de grão com distribuição de orientação das amostras recozidas por 10 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético. 87
Figura IV.28: Distribuição de misorientações das amostras recozidas por 10 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético. 87
Figura IV.29: Comparação entre as misorientação das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético. 88
Figura IV.30: CSL das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnetico SL das amostras recozidas por 10 minutos. 89
Figura IV.31: Distribuição de tamanho de grão com distribuição de orientação das amostras recozidas por 15 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético. 90
Figura IV.32: Distribuição de misorientação das amostras recozidas por 15 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético. 91
Figura IV.33: Comparação entre as misorientação das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético. 91
Figura IV.34: CSL das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético..... 92

Lista de Tabelas

Tabela I.1: Elementos de liga e seus teores típicos nos aços elétricos..... 4
Tabela II.1: Composição química 31
Tabela II.2: Composição química através do método de MEV..... 32
Tabela II.3: Nomenclatura das amostras. 34
Tabela III.1: Áreas analisadas pelo MEV das amostras recozidas convencionalmente..... 52
Tabela III.2: Áreas analisadas das amostras recozidas no campo magnético. 59
Tabela IV.1: Áreas analisadas no MEV das amostras recozidas por 3 minutos. 82
Tabela IV.2: Áreas analisadas no MEV das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético. 86
Tabela IV.3: Áreas analisadas no MEV das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético. 89
Tabela IV.4: Resultados mais importantes de todas as amostras. 93

Lista de Equações

Equação I.1: Fator de Taylor 17
Equação I.2: Equação de Bragg 20
Equação I.3: Equação de espaço plano de um cristal cúbico 20
Equação I.4: Equação de Bragg para um espaço plano de um cristal cúbico 20
Equação I.5: Equação de bragg para o plano 110 de um cristal cúbico 20
Equação I.6: Parâmetro de rede do material usada nesta tese 20
Equação I.7: Equações de conversão dos ângulo de Euler, notação de Bunge para ângulo de Euler, notação de Roe 25
Equação I.8: Cálculo de Σ 29
Equação I.9: Exemplo para cálculo de Σ 29
Equação II.1: Equação de método da interseção linear 35

Introdução

Quase todos os dias surgem artigos nos jornais ou reportagens na televisão sobre os problemas climáticos causadas pelo ser humano por seu modo de viver e de usar as riquezas naturais dadas pela terra. Durante muito tempo as pessoas ignoravam esses problemas e continuava tirando os produtos naturais e poluindo o meio ambiente sem tomar o devido cuidado. Essa atitude mudou nos últimos anos. Com as últimas catástrofes causadas pelo mal cuidado, nós, seres humanos, recuperamos os nossos sentidos e aprendemos que algumas mudanças no nosso dia-dia são necessárias se nós quisermos garantir que as próximas gerações terão uma casa saudável na terra. Esta concientização tem levado as pessoas a pensarem mais em formas de energia alternativa. Especialmente na indústria de automóveis, as preocupações com a terra e as discussões sobre um possível “peak-oil”, levam as atenções para um forte desenvolvimento de carros híbridos e elétricos. No entanto, para garantir que um carro elétrico ajude a melhorar o meio ambiente é importante levar em conta aonde essa energia elétrica é produzida, bem como garantir que o motor elétrico tenha a eficiência adequada.

O material do qual o núcleo do motor é feito tem grande influência na eficiência do motor elétrico. Este material é na grande maioria o aço elétrico.

Um fabricante de aço elétrico, Thyssen Krupp, conseguiu descobrir através de uma pesquisa que para um quilowatt de potência de um motor elétrico de um carro híbrido são necessários, levando-se em conta a perda do material durante a estampagem, 280 a 560 gramas de aço elétrico. Se todos os carros existentes fossem trocados por carros elétricos seriam necessários de 7 a 14 quilos de aço elétrico por motor elétrico e cerca de 7 a 14 milhões toneladas de aço elétrico no total.

Mais importante do que a indústria automobilística é a indústria de eletrodomésticos e transformadores. Melhorando a eficiência do aço elétrico usado nos eletrodomésticos e transformadores, melhoramos o desempenho das máquinas e economizamos energia. Dessa forma, a tentativa de melhorar as propriedades de um aço elétrico é fundamental.

Pesquisas sobre aço elétrico já existem há muitos anos. Em 1913 Pender e Jones [Chikazumi, 1969] observaram pela primeira vez que um campo magnético tinha um grande efeito na permeabilidade de um aço elétrico com 4% de silício durante o resfriamento de 800ºC até a temperatura ambiente. Mais de 20 anos depois, em 1934 [Bozorth, 1993], observou que o recozimento magnético tinha influência nas propriedades magnéticas de uma liga Ni-Fe.

Mesmo após muitos anos de pesquisa o processo de recozimento magnético ainda é um grande tema nas pesquisas envolvendo materiais ferrosos e não ferrosos [Dorner, 2009], não fazendo parte ainda do processo de fabricação destes materiais.

O objetivo dessa tese é investigar a influência do recozimento magnético na microestrutura de um aço elétrico de grão não-orientado Fe 3,25% Si.

I. Revisão bibliográfica

I.1 Aço elétrico

Sobre um aço elétrico entende-se uma liga ferro-silício com teor de silício até 3,5% [Bozorth,1993]. Ele se encaixa na categoria de materiais magnéticos macios. O aço elétrico é caracterizado por suas excelentes propriedades magnéticas. Ele tem uma perda de magnetização pequena e uma boa polarização magnética e permeabilidade se comparado com os outros aços. Existem dois tipos de aço elétrico, o aço elétrico de grão orientado (GO) e aço elétrico de grão não-orientado (GNO) [Dorner, 2009].

I.1.1 Aço elétrico de grão orientado (GO)

O aço elétrico de GO é caracterizado por uma forte textura de Goss, ou em outras palavras, um forte alinhamento da direção <001> dos grãos em relação a direção de laminação. Esta característica, marcante neste tipo de aço, leva a uma alta anisotropia no seu comportamento magnético. O alinhamento da direção <001>, direção de fácil magnetização, com a direção de laminação da chapa torna este aço o material mais eficiente para aplicação em transformadores aonde a direção de fluxo magnético é constante. O aço elétrico de GO tem grãos de grande tamanho variando de milímetros até centímetros (figura I.1).

I.1.2 Aço elétrico de grão não-orientado (GNO)

O aço elétrico de GNO tem comportamento magnético mais isotrópico do que o GO, o que significa propriedades magnéticas quase uniformes em todas as direções do material. Por isso esta categoria de aços elétricos é usada em máquinas rotativas aonde a direção do fluxo magnético muda constantemente. O aço elétrico de GNO tem, em geral, grãos de tamanho entre 20 e 200 μm [Dorner, 2009]. A figura I.1 mostra a diferença de microestrutura entre os aços de GO e GNO [Dorner, 2009].

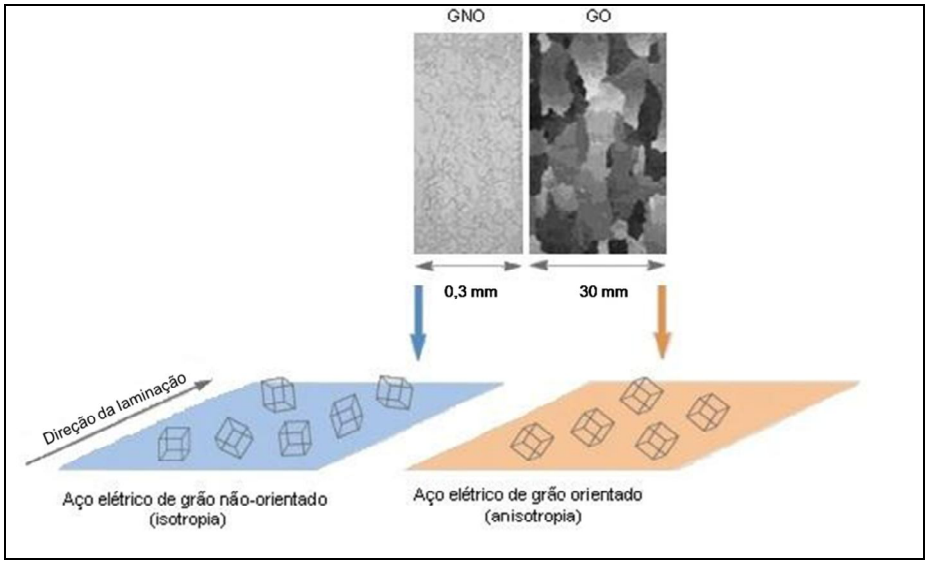


Figura I.1: Microestrutura dos aços de GNO (esquerda) e GO (direita).

I.2 Composição química

O aço elétrico é uma liga ferro-silício. Os elementos de liga mais comumente encontrados neste material constam na tabela I.1, abaixo, que mostra também seus respectivos teores típicos.

Tabela I.1: Elementos de liga e seus teores típicos nos aços elétricos

Material	Teor típicos em % [Bozorth, 1993; Beckley, 2002; Cullity, 1972]
Silício (Si)	até 3,5
Alumínio (Al)	até 0,5
Fósforo (P)	até 0,08
Manganês (Mn)	0,1-0,5
Carbono (C)	0,001(GO); 0,003 (GNO)
Enxofre (S)	Até 0,05

O percentual de silício tem uma grande influência nas propriedades magnéticas de um aço elétrico. Ele limita as perdas de corrente do tipo “eddy current” com o aumento da

resistividade e portando, quanto maior o teor de silício maior a resistividade do aço. O valor máximo de silício possível num aço elétrico é limitado pelo fato de que com o aumento do teor de silício, o aço fica mais duro e mais difícil para ser trabalhado [Beckley, 2002]. A figura I.2 [ASM, 1992] mostra o diagrama de fases de uma liga ferro-silício até 30% silício.

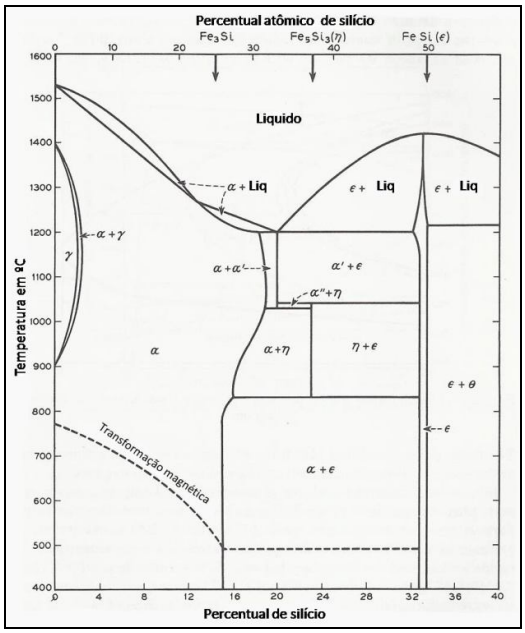


Figura I.2: Diagrama de fases de um liga ferro-silício [Bozorth, 1993].

Além do silício existem outros elementos que têm efeito na permeabilidade de um aço elétrico, conforme mostrado na figura I.3 [Bozorth, 1993]. Isso foi verificado por Yensen a partir do ano de 1910, através de vários trabalhos usando aço elétrico Fe-4%Si. [Yensen,1914; Yensen, 1924; Yensen, 1936].

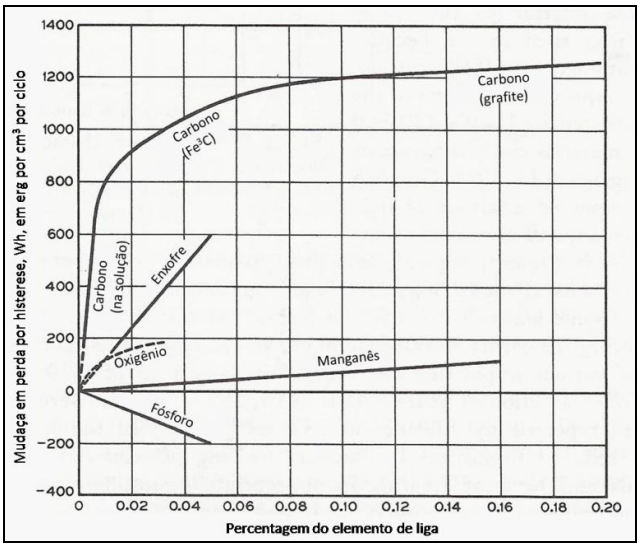


Figura I.3: Influência dos elementos de liga nas perdas por histerese [Bozorth, 1993].

O alumínio, assim como o slício, também aumenta a resistividade elétrica do aço elétrico. O elemento de liga manganês aumenta a ductilidade do aço elétrico aumentando a sua conformabilidade durante a fabricação. Ele é conhecido pelo fato de formar carbonetos estáveis. O fósforo reduz as perdas de histerese. Acredita-se que essa redução é causada pela forte afinidade desse elemento com o oxigênio. Mas esse efeito aparece somente quando os demais elementos de liga estão presentes em teores normais. No aço elétrico, o teor de carbono deve ser relativamente pequeno, entre 20 e 50 ppm (isso é igual a 0,002 e 0,005%) para garantir a proteção contra o envelhecimento magnético, que significa a alteração das propriedades magnéticas durante o funcionamento do aço elétrico [Dorner, 2009]. Existem tratamentos para retirar o carbono do material que podem ser efetuados durante a fabricação do aço, durante o processo de recozimento ou em um recozimento apois a operação de estampagem. Com esse tratamento sendo realizado durante a fabricação do aço, chamado “vácuo de desgazeificação” o teor de carbono pode ser reduzido até um valor muito pequeno (0,003%). Nesse processo, o aço, em estado líquido, está exposto ao vácuo e a agitação.

O tratamento, quando realizado durante o processo de recozimento, é feito pela aplicação de uma atmosfera de hidrogênio de 800ºC dentro do forno de recozimento por um ou dois minutos. O carbono difunde até a superfície e lá reage com o gás da atmosfera formando hidrocarbonetos, monóxido de carbono e dióxido de carbono. Esse tratamento necessita de uma espessura de material de no maximo 0,5mm para garantir que o carbono possa se difundir até a superfície. No caso dos materiais que passam por um recozimento depois da estampagem é possível reduzir o teor de carbono durante essa etapa do processo de fabricação. O tratamento nessa etapa, necessita de um tempo maior dentro da atmosfera de

hidrogênio de 800ºC para garantir que o gás consiga penetrar em todas as partes da peça e o carbono tenha tempo suficiente para se difundir [Beckley, 2002]. De acordo com Beckley [Beckley, 2002], aços com teores de carbono muito baixos têm um desempenho magnético excelente.

I.3 Propriedades magnéticas

I.3.1 Material ferromagnético

Materiais ferromagnéticos são fortemente atraídos por uma força magnética. Os elementos ferro (Fe), níquel (Ni) e cobalto (Co) são exemplos de materiais ferromagneticos. A força de um imã ferromagnético é cerca de um milhão de vezes maior do que a de um ímã feito com um material paramagnético e milhões de vezes maior do que as forças entre ímãs dos materiais diamagnéticos mais fracos. Estes metais são tão fortemente atraídos porque seus átomos têm um grau de magnetismo ligeiramente mais elevado devido à configuração de seus elétrons. Esta configuração faz com que seus átomos, domínios magnéticos ou grupos de átomos se alinhem facilmente na mesma direção do campo aplicado. Materiais ferromagnéticos como o níquel ou o aço tem as suas propriedades magnéticas alteradas quando estão aquecidos a uma temperatura crítica, chamada de temperatura de Curie ou temperatura de transformação magnética [www.ndt-ed.org, 2010]. Nesta temperatura a energia térmica chega a um ponto aonde a magnetização espontânea é destruída. Acima dessa temperatura o material volta a ser paramagnético [Chen, 1986]. Esta temperatura varia de acordo com o material e com sua composição química. Um material ferromagnético que não passou por um processo de magnetização consiste de vários domínios magnéticos distribuídos de tal maneira que o material como um todo tem magnetização nula. A distribuição dos domínios varia em cada amostra. Entre os domínios existe uma área chamada de parede de domínios. Nessa área a orientação da magnetização de um domínio se aproxima da orientação do domínio que esta localizada ao lado. Essas paredes são classificadas em paredes de 180° e de não-180°, que identifica o ângulo entre os vetores da orientação de magnetização dos domínios [Bohn, 2004; Bozorth; Chen, 1986; NTD , 2010].

I.3.2 Magnetizar material ferromagnético

Um material ferromagnético se torna magnetizado quando os domínios magnéticos dentro do material são alinhados. Isso pode ser feito colocando o material em um forte campo

magnético externo ou passando uma corrente elétrica através do material. Alguns ou todos os domínios podem tornar-se alinhados. Quanto mais alinhados os domínios, mais forte será o campo magnético do material. Quando todos os domínios estão alinhados, o material é dito ser magneticamente saturado. A figura I.4 ilustra a orientação dos domínios magnéticos de um material antes e depois do processo de magnetização [NTD, 2010]. Quando um material está magneticamente saturado, nenhuma força externa suplementar a magnetização irá causar um aumento no seu nível interno de magnetização.

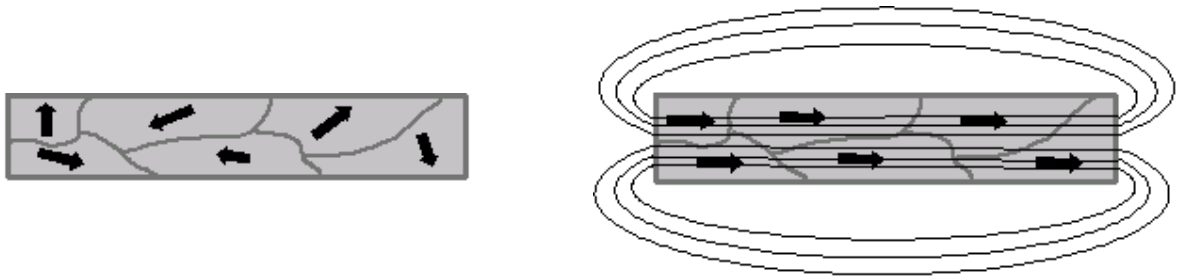


Figura I.4: Material antes (esquerda) e depois (direita) do processo de magnetização [NTD, 2010].

Uma grande quantidade de informações sobre as propriedades magnéticas de um material pode ser retirada do estudo de seu ciclo de histerese. O ciclo de histerese, ou curva de histerese, mostra a relação entre a densidade do fluxo magnético induzido (B) e a força magnetizante (H). Esta curva é tambem conhecida como o ciclo B-H.

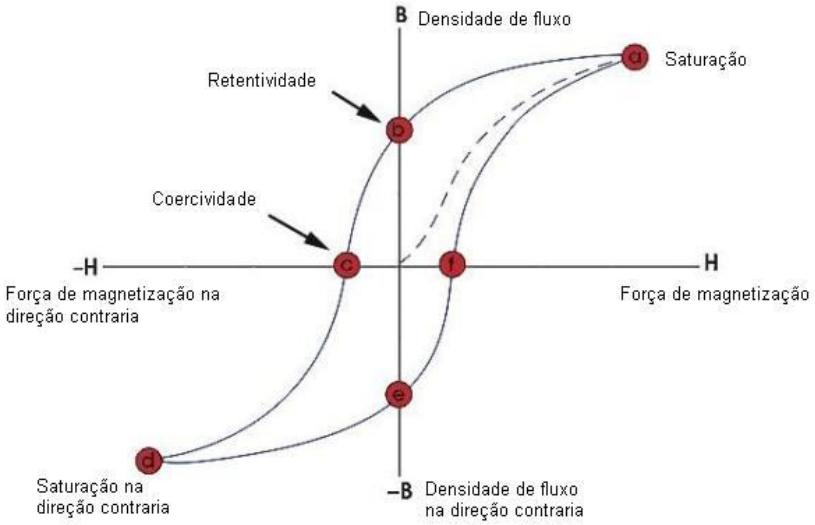


Figura I.5: Ciclo de histerese B-H [NTD, 2010].

A figura I.5 [NTD, 2010] mostra o ciclo de histerese, o qual é gerado através da medição do fluxo magnético de um material ferromagnético, enquanto a força magnetizante é alterada. Um material ferromagnético que nunca tenha sido anteriormente magnetizado ou tenha sido completamente desmagnetizado seguirá a linha tracejada conforme H é aumentado. De acordo com a figura I.5, quanto maior a quantidade de corrente aplicada (H +), mais forte será o campo magnético do componente (B +). No ponto "a", quase todos os domínios magnéticos estão alinhados e um aumento adicional na força magnetizante vai produzir muito pouco aumento do fluxo magnético. Neste momento considera-se que o material tenha chegado ao ponto de saturação magnética. Quando H é reduzido a zero, a curva passa do ponto "a" ao ponto "b". Neste ponto, pode se considerar que algum fluxo magnético permanecerá no material, mesmo que a força magnetizante seja zero. Isso é conhecido como o ponto da retentividade e indica o magnetismo residual ou nível de magnetismo residual no material. Alguns dos domínios magnéticos permanecem alinhados, mas outros perdem o seu alinhamento. Quando a força magnetizante é invertida, a curva move para o ponto "c", aonde o fluxo foi reduzido a zero. Este ponto é chamado de ponto de coercividade da curva. A força necessária para remover o magnetismo residual do material é chamada, força coerciva ou coercividade do material.

Como a força magnetizante é aumentada no sentido negativo, o material será novamente magnetizado se tornando magneticamente saturado, porém na direção oposta (ponto "d"). Reduzir H para zero traz a curva para o ponto "e", aonde o nível de magnetismo residual é igual ao que se verifica a na outra direção. A partir deste ponto, H aumenta e o fluxo magnético induzido B retorna para zero. Observe que a curva não retornou à origem do gráfico porque alguma força é necessária para remover o magnetismo residual. A curva terá um caminho diferente do ponto "f" ao ponto de saturação aonde ele completa o círculo.

Com ajuda do ciclo de B-H pode-se calcular a permeabilidade do material através da relação entre a densidade do fluxo (B) e a força de magnetização (H): $\mu = B/H$. Ela descreve a facilidade com que um fluxo magnético é estabelecido em um componente. Com isso a permeabilidade máxima significa o ponto mais íngreme da curva, como pode ser visto na figura I.6 abaixo [NTD, 2010].

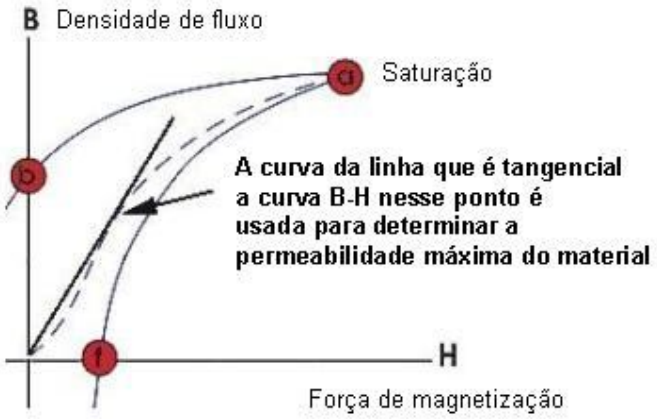


Figura I.6: Permeabilidade máxima [NTD, 2010].

A permeabilidade aumenta para materiais que tem um ciclo B-H mais estreito. Com o aumento da permeabilidade diminui a retentividade, a coercividade, a relutância e o magnetismo residual.

A permeabilidade de um material pode ser relacionada com o teor de carbono e o teor de elementos de liga. Um material com alto teor de carbono terá baixa permeabilidade e com isso um fluxo magnético menor quando comparado a um material com baixo teor de carbono. [Bohn, 2004; Bozorth; Chen, 1986; NTD, 2010].

O aço elétrico de GNO tem propriedades magnéticas favoráveis às aplicações que requerem grande fluxo magnético. Ele tem uma perda de magnetização pequena e uma boa polarização magnética e permeabilidade se comparado com os outros aços. Essas propriedades são afetadas particularmente pelo teor de silício e alumínio e pelo processo de fabricação. [Dorner, 2009]

I.4 Processo de fabricação

I.4.1 Recozimento convencional

Uma recristalização só pode ocorrer se existir um estado encruado no material, ou seja, se o material tiver sido suficientemente deformado a frio. Esse encruamento do material acontesse pelo criação de discordâncias, que são defeitos de não-equilibiro que elevam a energia livre. E assim, quanto mais defeitos, mais energia livre. Como esta energia quase não se transforma em aumento de volume, ela é armazenada como energia interna criando um potencial termodinâmico para recristalização, também chamado de “força motriz para a recristalização”. [Falleiros, 2001]

A recristalização acontece em duas etapas, nucleação e crescimento. A nucelação forma novos grãos de tamanho pequenos e com isso aumenta a energia livre. A partir de um certo tamanho de grão a energie livre diminui e apartir desse momento pode se falar sobre a etapa crescimento. [Falleiros, 2001]

Se durante a nucleação e crescimento certas orientações surgem de forma preferencial dentro da microestrutura, podemos falar sobre nucleação orientada e crescimento orientado. Na nucleação orientada certos orientações nucleiam com muito mais frequência do que outras e dominam a microestrutra recristalizada. No crescimento orientado certas orientações crescem muito mais rápido formando a microestrutra recistalizada. Nesse modelo os grãos com essas orientações tem que crescer muito mais se comparado como todos os outros grãos presentes na microstrutura. [Barrett, 1940]

Para iniciar a recristalização existem três teorias sobre como pode acontecer a nucleação [Falleiros, 2001; Beck, 1949; Bailey, 1962; Hu, 1963].

A primeira teoria é a da nucleação por migração de contorno induzida por deformação (MCID). Nesta teoria, os grãos tem orientações diferentes e com isso um contorno de grande ângulo. Esses contornos podem se movimentar e com isso aniquilar as discordâncias. A segunda teoria é a da nucleação por aniquilação de discordâncias por contornos em movimento. Esta teoria é baseada no efeito que um contorno de grande ângulo, que passa por uma estrutura encruada, cria uma condição no qual os átomos fiquem mais desordenados, que é o contorno de grão em movimento. Assim eles podem se rearranjar de uma forma que diminua a energia interna. A terceira teoria é a da nucleação por rotação e crescimento de subgrãos. Nesta teoria novos grãos se formam através da evolução da estrutura celular de discordâncias ou da estrutura de subgrãos, e não como na teoria clássica através do processo envolvendo flutuações. [Falleiros, 2001]

I.4.2 Recozimento magnético

O recozimento magnético e o recozimento convencional se diferem apenas pelo campo magnético que é aplicado ao material durante o processo do recozimento. O objetivo da aplicação do campo magnético é induzir o alinhamento dos grãos do material levando a uma

textura que favoreça as propriedades magnéticas do aço, como por exemplo o aumento da permeabilidade [Chen, 1986]. A temperatura de recozimento e o valor de silício têm grande influência no valor do campo magnético necessário para afetar positivamente a microestrutura e propriedades magnéticas de um aço elétrico [Chen, 1986]. De acordo com a literatura [Chen, 1986] a permeabilidade de uma liga que passou por um recozimento magnético é até 25 vezes maior do que a de uma liga recozida convencionalmente. O gráfico da figura I.7 [Bozorth, 1993] relaciona permeabilidade com temperatura de recozimento e mostra que o valor máximo de permeabilidade cresce de 10.000 ate 255.000 μ.

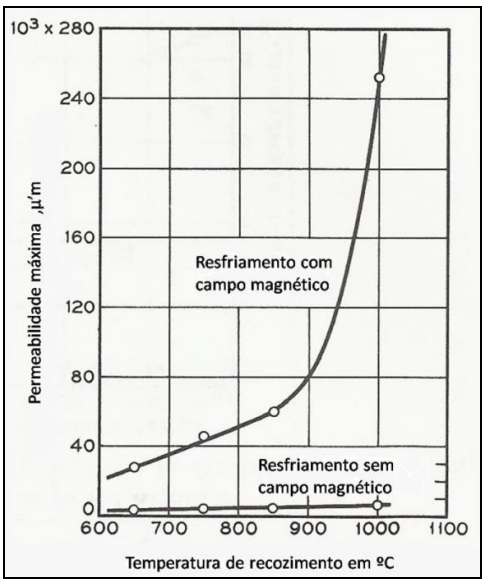


Figura I.7: Influência do campo magnético durante o recozimento na permeabilidade máxima [Bozorth, 1993].

A seguir será apresentado um breve resumo de alguns trabalhos já desenvolvidos aonde foram aplicados campos magnéticos, com diferentes magnitudes, durante o recozimento.

A primeira experiência sobre as influências de um campo magnético durante o resfriamento nas propriedades magnéticas de um aço elétrico foi feita em 1913 por Pender e Jones [Chikazumi, 1969]. O resfriamento foi de 800ºC até a temperatura ambiente, o material usado foi um aço elétrico com 4% silício e um campo magnético c.a.. Vinte e um anos depois, Kelsall trabalhando com uma liga Ni-Fe, verificou que o recozimento magnético também influenciava nas propriedades magnéticas desta liga [Bozorth, 1993]. Em 1949, Smoluchowski e Turner [Smoluchowski, 1949], aplicaram um campo magnético durante o recozimento de uma liga ferro-cobalto. O campo magnético influenciou positivamente a textura de recristalização,

criando uma textura [110] (100). Nesse experimento foi testada a influência do campo magnético aplicado a uma temperatura de 700ºC sob uma única taxa de aquecimento. Smoluchowski e Turner acreditavam que com outras temperaturas e outras taxas de aquecimento iniciais, esse efeito poder ser ainda mais intenso. Entre os anos de 1949 e 1966 foram muitos os experimentos realizados na tentativa de descobrir o efeito do recozimento magnético na textura de recristalização, em materiais diferentes, com aplicação do campo magnético abaixo da temperatura de Curie. Todos esses experimentos mostram pouca influência do campo magnético na textura [Smoluchowski, 1949; Sawyer, 1957; Bhandary, 1962; Adamescu, 1963; Granik, 1966]. Em 1967, Skorski [Skorski, 1967], aplicou um campo magnético acima da temperatura de Curie em um ferro “armco” e em um aço de baixo carbono. Os resultados mostraram uma significante diminuição no tamanho de grão após o recozimento magnético em comparação ao tamanho de grão gerado pelo recozimento convencional [Skorski, 1967]. Quatro anos depois, Markov e Adamescu [Markov, 1971], fizeram a mesma experiência com uma liga ferro-silício e campo magnetico de 0,07 Teslas. O recozimento magnético reduziu a taxa de migração de contorno de grão e a distribuição de tamanho de grão. O tamanho de grão, após a aplicação do campo, continuava pequeno, enquanto que os tamanhos de grão do material que passou pelo processo de recozimento convencional chegaram a tamanhos finais muitos maiores.

Além de Skorski, Markov e Adamescu [Skorski, 1967, Markov, 1971], muitos outros pesquisadores descreveram o atraso no crescimento de grão causado pela aplicação do campo magnético a temperaturas antes e depois do ponto de Curie [Martikainen, 1981; Watanabe, 1990; Xu, 1999]. Xu et al.[Xu, 1999] explicaram esse comportamento como sendo um efeito da aceleração do processo de recuperação provocada pelo recozimento magnético, levando a uma redução na força motriz necessária para a recristalização e conseqüente crescimento de grão [Xu, 1999]. No trabalho publicado por Martikainen e Lindroos, no ano de 1981, foi reportado um grande aumento da textura de recristalização {100} após aplicação de um campo magnético de 1.5 T nas temperaturas de 700ºC e 725ºC [Martikainen, 1981]. Em 1990, Watanabe et al. [Watanabe, 1990] descreveram que, ao contrário do que esperavam, não foi encontrada uma grande diferença na distribuição de orientação de grãos entre os recozimentos sem aplicação de campo magnético e com aplicação do campo magnético numa liga ferro-cobalto. Neste mesmo trabalho, no entanto, foi verificada uma grande influência do campo magnético na distribuição de contornos de grão. De acordo com os autores, a freqüência de contornos de baixo ângulo (<15º) aumenta com o aumento do campo magnético. Em 1998, Masahashi et al. [Masahashi, 1998] observaram uma grande influência do campo magnético de 10 Teslas na textura de um aço eletrico com 3,25% de Si com a favorecimento do alinhamento de grãos com a direção <001> paralela a direção da laminação a frio. O campo também favorecia o contornos de grão de baixa energia e a freqüência de contornos de grão

com baixo ângulo, que ajuda os grãos a coalecerem. Xu et al. observaram, em 1999 [Xu, 1999], a influência do campo magnético, de magnitude 10 Teslas, na formação da textura {111}<112> na liga ferro-silício com 3% Si. Isso é um resultado importante, uma vez que a textura {111}<112> na recristalização secundária pode aumentar a textura {110}<001> nos aços elétricos de grão orientado [Carr, 1958; Datta, 1976]. Um aumento da textura <001> não pôde ser confirmada, neste trabalho, nem para o aço elétrico de grão orientado e nem para o de grão não-orientado [Xu, 1999]. De 2002 à 2010, C. Bacaltchuk, observou que campos magnéticos de alta magnitude afetavam o processo de nucleação de grãos {001}, {110} e {111}, causando um aumento no percentual de contornos de grãos especiais (CSL), aumento no percentual de grãos com maiores valores de misorientação e diminuição no percentual de grãos de baixo ângulo [Bacaltchuk, 2003; Bacaltchuk, 2005; Bacaltchuk, 2008_1; Bacaltchuk, 2008_2; Bacaltchuk; 2010].

I.5 Textura

Sobre textura entende-se uma orientação preferencial dos grãos. Se essa direção preferencial é formada durante o processo de deformação da-se o nome de textura de deformação. Geralmente apos o recozimento os grãos do material assumem uma direção preferencial, que muitas vezes é diferente da textura de deformação, chamada textura de recozimento. Existem ainda as texturas tipicas de laminação a quente e até mesmo as de solidificação [Landgraf, 2001]. A textura e representada pela seguinte notação: família de planos ou plano paralelo ao plano da chapa e família de direções ou direção paralela a direção de laminação da chapa (DL). No caso dos materiais de estrutura cristalina cúbica, vale lembrar que as direções normais aos planos cristalinos possuem os mesmos índices de Miller destes planos. Em outras palavras, a direção normal ao plano (100) e a direção [100]. Desta forma, uma segunda maneira de citarmos a textura de uma chapa seria: família de direções ou direção paralela a direção normal da chapa (DN) e família de direções ou direção paralela a direção de laminação da chapa (DL).

Os cristais individuais podem se orientar de tal forma que a mesma direção cristalográfica na maioria dos grãos é paralela ou quase paralela ao mesmo eixo. É a chamada textura de fibra e este eixo em comum é chamado de eixo da fibra. [Cullity, 1972]. A textura de fibra é definida, por exemplo, pela direção cristalográfica alinhada paralelo ao eixo normal da amostra e todas as possíveis direções <uvw> alinhadas com a direção de laminação, fibra gama {111}<uvw>. [Angelis, 2000]

I.5.1 Textura ideal

A textura de um aço elétrico afeta o desempenho das máquinas devido à forte anisotropia das propriedades magnéticas. A direção mais fácil para magnetizar é a direção <100>, pois corresponde ao eixo de magnetização espontânea nos cristais cúbicos de corpo centrado (CCC). Portanto a magnetização nas outras direções é mais difícil sendo a direção <111> a direção de mais difícil magnetização [Landgraf, 2001; Chen, 1986].

A figura I.8 [McCurrie, 1994] relaciona magnetização com o campo magnético aplicado a um monocristal de ferro. Na direção <100>, mesmo com a aplicação de um campo relativamente pequeno, o material atinge rapidamente a magnetização de saturação. Enquanto que para as direções <110> e <111> se faz necessária a aplicação de campo magnético de valor muito maior para se chegar á saturação.

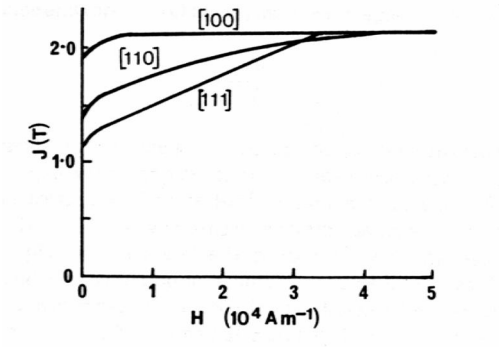


Figura I.8: Influência da textura a magnetização [McCurrie, 1994].

A curva de magnetização de um único cristal de ferro mostra que as melhores propriedades magnéticas acontecem quando o campo externo é aplicado na direção <100> (mostrado na figura I.8). Por isso é necessário um número máximo de grão direcionados nessa direção para que o material tenha um melhor desempenho magnético. No caso do aço elétrico de grão não-orientado, com aplicação em máquinas rotativas, a textura ideal seria {100}<0vw>, que maximiza a frequência das direções <100> no plano da chapa. Isso seria a orientação da fibra de cubo com os planos {001} paralelo o plano de laminação. Foi mostrado por Kestens et al. [Kestens, 2008] e Rollett et al. [Rollet, 2001] através de cálculos que a textura de fibra de cubo (fibra θ) é a textura ideal para aços elétricos de grão não-orientado.

Além da textura de fibra θ , existem outras texturas que são importantes para o aço elétrico, como a textura de de Goss {110} <001> (figura I.9), a textura de cubo (figura I.9) e a fibra eta {hkl} <001>, na qual a orientação de fácil magnetização se encontra paralela a DL.

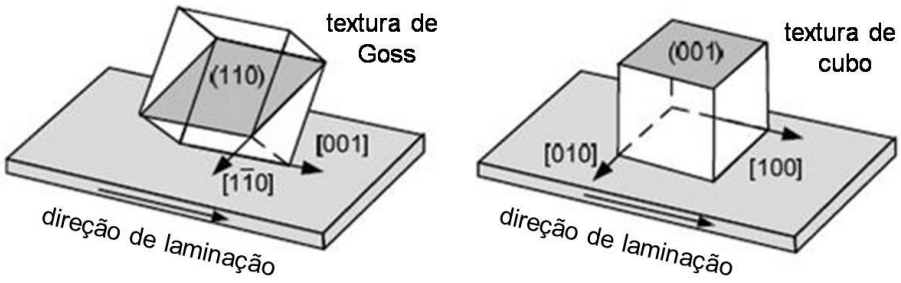


Figura I.9: Textura de Goss (esquerda) e textura de cubo (direita) [Tumanski, 2010].

Além das texturas desejadas existem texturas que queremos evitar na textura de recristalização, como a textura de fibra gama (111)[uvw] que é formada por grãos com a direção [111], direção de difícil magnetização, paralela ao plano da chapa. Foi descoberto através de uma pesquisa de Haratani [Haratani, 1984] que uma forte orientação de (111)[112] na textura de deformação leva a uma criação forte da orientação de Goss na textura de recristalização. Grãos com orientação de Goss nucleiam no interior das bandas de deformação formado grãos (111)[112] que crescem consumindo a matriz deformada ao redor dele.

I.5.2 Influência da laminação a quente na textura final

Pesquisas mostram que a laminação a quente tem uma significativa Influência na microestrutura final do aço elétrico. Paolinelli et al. [Paolinelli, 2003] mostraram que a aplicação de uma temperatura de acabamento de 1000°C num aço com 1,27% Si criou um tamanho de grão grande no material laminado a quente. Grãos grandes depois da laminação a quente favorecem a nucleação de grãos com orientação de Goss durante do recozimento. Alem disso, o aumento do tamanho de grão diminui a area de contorno de grão e com isso a nucleação de grãos com direção [111]. Yashiki et al. [Yashiki, 1992] tambem explicaram, que o aumento de tamanho de grão, causado pela laminação a quente, aumenta a permeabilidade magnética, devido ao aumento do plano {110} e a diminuição dos planos {111} e {211} na textura final. Chang et al. [Chang, 1998] explicaram, que a textura é influenciada pela fase na qual o material está sendo laminado a quente. Quanto maior a temperatura final da laminação a quente na fase ferrítica, menor o encruamento e maior a textura {100}<011>. Laminação a quente na fase austenítica, faz com que a textura de Goss, textura {110}<110> e a fibra gama se desenvolvam fracamente.

Nos aços elétricos de grão não-orientado, após a laminação à quente, o material sofre reduções até 90% durante da laminação à frio. Isso faz com que a textura de laminação a quente não tenha mais muita Influência na textura de deformação. [Inagaki, 1987]

I.5.3 Textura de deformação

A deformação de grãos com diferentes orientações resultam em energias armazenadas diferentes, pois estes grãos apresentam fatores de Taylor distintos [Falleiros, 2001]. O fator de Taylor relaciona a tensão de escoamento de materiais policristalinos com a tensão de cisalhamento, mostrada da equação I.1, aonde σ_E, é a tensão de escoamento, M é o fator de Taylor e τ_{crit} é a tensão de cisalhamento.

Equação I.1: Fator de Taylor

$$\sigma_E = M * \tau_{crit}$$

Taylor explicou que, mantido constante o volume do material, são necessários 5 sistemas de deslizamento independentes para garantir que todos os grãos possam se deformar igualmente. [Roesler, 2006]

Pesquisas mostram que grãos com fator de Taylor maiores, como os grãos com orientação [111], geram grãos recristalizados com orientação de Goss [Falleiros, 2001].

A direção <111> paralela a direção normal, e a direção <110> paralela a direção de laminação foram as orientações mais encontradas nos Fe-α de baixo carbono no trabalho de Viana [Viana, 2001]. O grau de redução a frio tem uma grande influência na permeabilidade magnética de um aço semi-processado, como mostrado na figura I.10. Até um grau de deformação à frio de 70%, a permeabilidade aumenta e acima disso ela cai rapidamente.

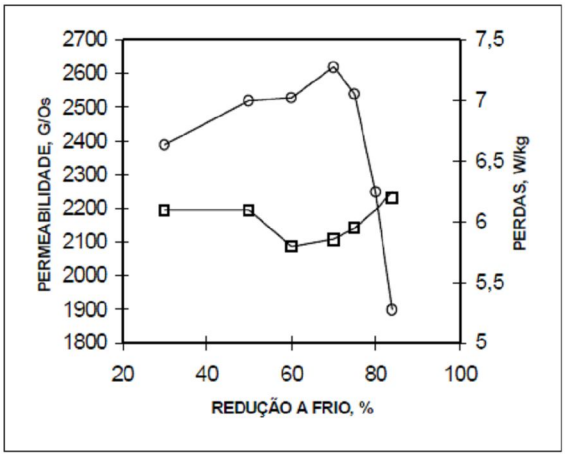


Figura I.10: Permeabilidade e perda magnética dependendo da redução a frio [Dunkle, 1986].

Lee [Lee, 1989] encontrou um aumento da permeabilidade de ate 78%. O grau de deformação também mostrou uma influência na textura de deformação no trabalho de Tschiptschin et al. [Tschiptschin, 200]. Eles reduziram um aço de 3,2% Si de 15% a 80% e escobriram, que quanto maior o grau de deformação, mais forte as texturas {100}<011>, {211}<110> e {311}<011> e levemente mais fraca a textura de Goss.

I.5.4 Textura de recristalização

Como mostrado anteriormente existem texturas que favorecem as propriedades magnéticas do aço elétrico, como a textura de cubo e a textura de Goss, e existem outras que desfavorecem estas propriedades como a textura de fibra gama {111}<uvw>. Para evitar essa textura é importante controlar o desenvolvimento de textura durante todo o processo de deformação e recristalização.

I.5.5 Raio-X

A textura de um material pode ser avaliada pelo metodo de difração de raios-x. Os raios-x foram descobertos em 1895 por um scientista alemão chamado Röntgen. Os raios-x são radiações eletromagnéticas da mesma origem que a luz mas com um comprimento de onde menor e uma frequência maior. Isso faz com que o raio seja invisível e possa facilmente

passar por materiais opactos como metal. Mas a origem dos raios-x só foi entendida totalmente no ano de 1912, quando também foi descoberto o fenômeno de difração de raios-x para cristais. Os raios-x são produzidos quando elétrons que possuem uma elevada energia cinética são desacelerados rapidamente. A radiação é produzida em um tubo que tem uma fonte de elétrons, uma voltagem de alta aceleração e um alvo metálico. A unidade dos raios-x é o ângstrom ($A = 10^{-8}$ cm). Todas as ondas carregam energia e a taxa de fluxo dessa energia que passa por uma unidade de área perpendicular a direção da onda se chama intensidade e tem a unidade ergs/cm^2/sec. Quando os raios-x saem do tubo de emissão eles tem vários comprimentos de onda. A variação da intensidade e do comprimento de onda depende da voltagem que tem dentro do tubo. [Cullity, 1972]

Se os raios-x batem no metal alvo e fazem com que os elétrons deste material emitam radiação elétromagnética de um comprimento de onda só (feixe monocromático), pode se falar sobre a dispersão de Thomson. Para isso ocorrer é necessário que:

- o ângulo da entrada do raio seja igual ao de saída
- a equação de Bragg ($n\lambda=2d\ sen\theta$) deve ser atendida , aonde λ é o tamanho de onda em ângstrons, θ é o ângulo entre o feixe incidente e o feixe difratado, d é a distância interplanar em ângstron, e n corresponde a um número inteiro de feixes (1, 2, 3, ...)
- os átomos entre os planos de difração estejam posicionados de modo que o feixe de difração não seja destruído [Cullity, 1972; Verhoeven, 1975].

Se a lei de Bragg é satisfeita, os raios de difração estarão em fase. Apenas um pequeno desvio do ângulo nesta lei, causa uma destruição do raio difratado, podendo até chegar a um cancelamento completo do raio [Reed-Hill, 1973]. Cada plano cristalino possui seu respectivo ângulo teta (θ_{hkl}) de difração. O princípio de difração de raios-x com o ângulo teta pode ser visto na figura I.11.

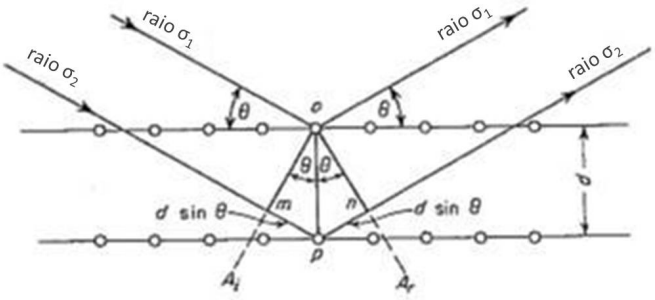


Figura I.11: Difração de raios-x [Reed-Hill, 1973].

Os ângulos teta podem ser descobertos através de uma varredura na amostra, 2 teta scan. Com o parâmetro de rede conhecido, podemos também calcular os ângulos de difração

para certos planos. Para fazer esse cálculo, precisa-se analisar a relação entre o ângulo de difração e o plano, mostrado nas equações I.2, I.3, I.4 e I5.

Combinando a equação de Bragg, escrito na equação I.1, com a equação de espaço plano de um cristal cúbico, mostrada na equação I.2, conseguimos a equação de Bragg para um espaço plano de um cristal cúbico, mostrada na equação I.3, aonde *"n"* é um número inteiro de feixes (1, 2, 3, ...), *"λ"* é o comprimento de onda em ângstrom, *"d"* é a distância entre planos paralelos do material cristalino em ângstrom, *"θ"* é o ângulo de difração em graus, *"h", "k", "l"* são os ìndices de Miller, que representam os planos cristalográficos e *"a"* é o parâmetro de rede em ângstrom.

Equação I.2: Equação de Bragg

$$n\lambda = 2d\ sin\theta$$

Equação I.3: Equação de espaço plano de um cristal cúbico

$$\frac{1}{d^2} = \frac{(h^2 + k^2 + l^2)}{a^2}$$

Equação I.4: Equação de Bragg para um espaço plano de um cristal cúbico

$$sin^2\theta = \frac{n^2\lambda^2}{4a^2}(h^2 + k^2 + l^2)$$

Para o plano 110, por exemplo, temos seguinte a equação I.4, a equação I.5.

Equação I.5: Equação de bragg para o plano 110 de um cristal cúbico

$$sin^2\theta_{110} = \frac{n^2\lambda^2}{2a^2}$$

Com a direção da difração pode-se determinar a forma e tamanho da célula. Para o material usado nesta tese, o parâmetro de rede calculado do através do plano 110 foi de 2,86 Å. Este cálculo é mostrado na equação I.6.

Equação I.6: Parâmetro de rede do material usada nesta tese

$$a = \frac{n\lambda}{\sqrt{2}\,\mathrm{sen}\,\theta_{110}} = \frac{1 * 1{,}790307}{\sqrt{2}\,\mathrm{sen}\,26{,}28} = 2{,}859208777\ \text{Å} = 2{,}86\ \text{Å}$$

A equação de Bragg determina todos os possíveis ângulos θ de difração, independente da intensidade. [Cullity, 1972]

I.5.6 Projeção estereográfica

A projeção estereográfica é usada para mostrar a relação entre ângulos de planos e direções num cristal. Essa projeção quando usada em cristalografia é feita de modo que os ângulos permanecam em verdadeira grandeza na projeção.

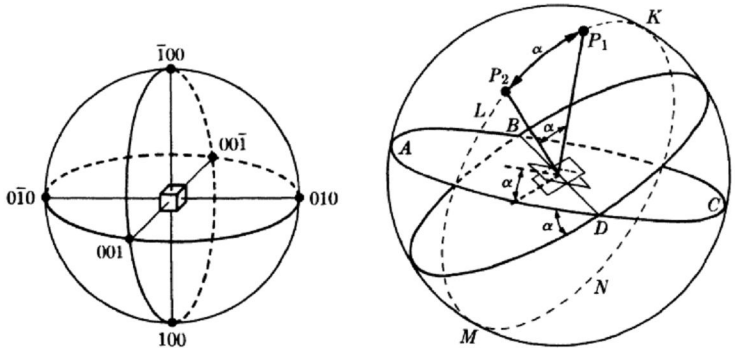


Figura I.12: Projeção estereográfica [Cullity, 1972].

Todos os planos de um cristal podem ser representados através de uma seta normal ao plano. Aumentando essa seta até que ela chegue na esfera, encontramos o ponto P, chamado de pólo. Isso pode ser visto na figura I.12, aonde o pólo P1 e P2 foram encontrados para os dois planos mostrados no centro da esfera. Supondo uma luz partindo do ponto de projeção, ponto B, mostrado na figura I.13, cada polo causa um ponto de sombra no plano de projeção. Esse plano de projeção com os representados pólos é a projeção estereográfica.

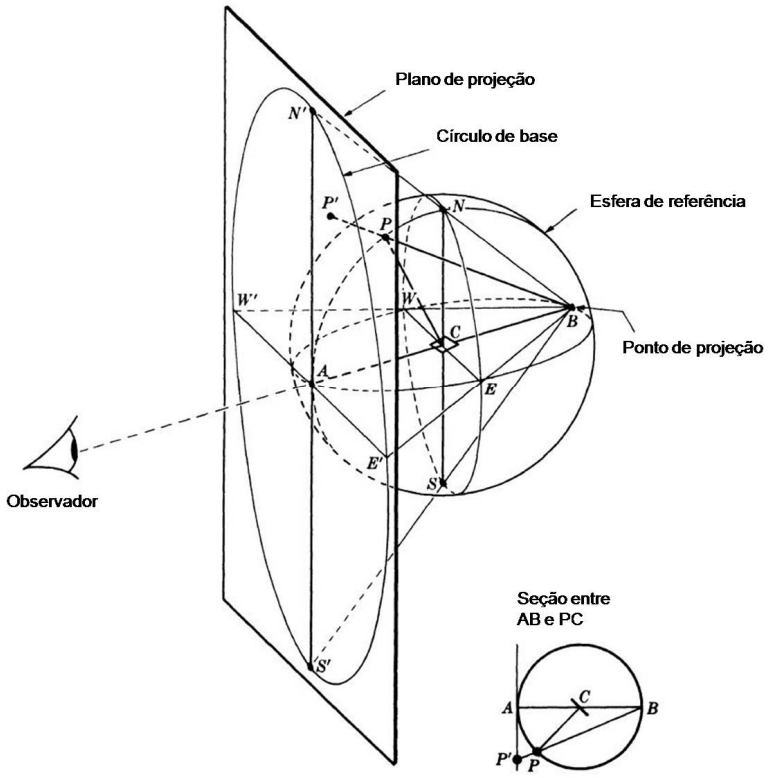


Figura I.13: Processo de projeção [Cullity, 1972].

Existem projeções standard que mostram as projeções dos planos mais importantes de um cristal. A figura I.14, mostra duas destas projeções standards: a projeção do plano (001), a esquerda e a projeção do plano (011) a direita. Esta última corresponde a projeção do plano (001) girada 45° no sentido horário. [Cullity, 1972]

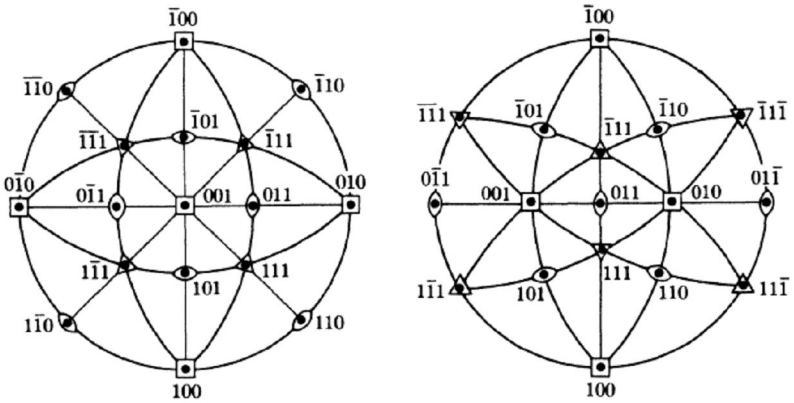


Figura I.14: Projeção standard dos planos (001) (esquerda) e (011) (direita) com as projeções dos planos mais importantes de um cristal [Cullity, 1972].

I.5.7 Figura de Pólo

A figura de polo direta é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de um único plano cristalino em relação aos eixos da amostra (eixos macroscópicos). A figura de polo direita é obtida através de medições em difratômetro de raios-X aonde a fonte e o detector são mantidos fixos (ângulo 2θ é mantido constante) e a amostra se movimenta com intervalos de , geralmente, 5 graus. Uma vez que o ângulo 2θ é mantido constante, ao final de cada medição, tem-se a distribuição de densidade de somente um único plano em relação as direções da amostra (DN, DL, DT).

A figura I.15 mostra uma figura de pólo para um material com grãos distribuidos: (a) randômicamente e (b) com orientação preferencial. Na figura de pólo com orientação preferencial, textura, os pólos aparecem concentrados em certas áreas. A figura I.15(b) mostra a figura de polo de uma amostra com textura de cubo, aonde o plano (100) é paralelo ao superfíce de chapa e a direção [001] é paralela a direção da laminação. Este tipo de textura fica, portanto, representada da seguinte forma (100)[001].

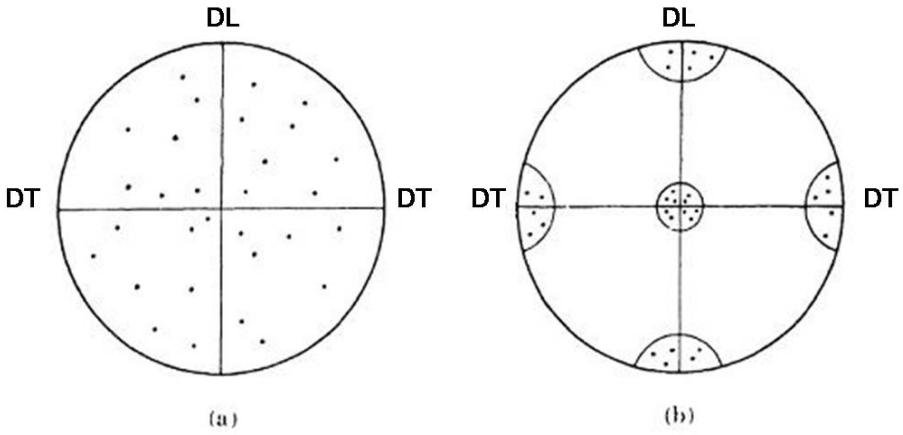


Figura I.15: Figura de pólo direta do plano (100) para uma amostra: (a) com distribuição randomica de grãos e (b) com distribuição preferencial de grãos [Cullity, 1972].

A figura de pólo mostrada na figura I.15 chama-se figura de pólo direta e mostra a distribuição de um plano selecionado da amostra (110, 200, 211, ...) em relação as direções principais da amostra (DN, DL, DT).

Existe ainda a chamada figura de pólo indireta. Ela mostra a distribuição de planos do cristal; (001), (011) e (111); em relação a uma dada direção selecionada da amostra (DN, DL, DT). A figura de polo indireita é uma projeção standard e por isso somente um único triângulo precisa ser mostrado, (figura I.16). [Cullity, 1972]

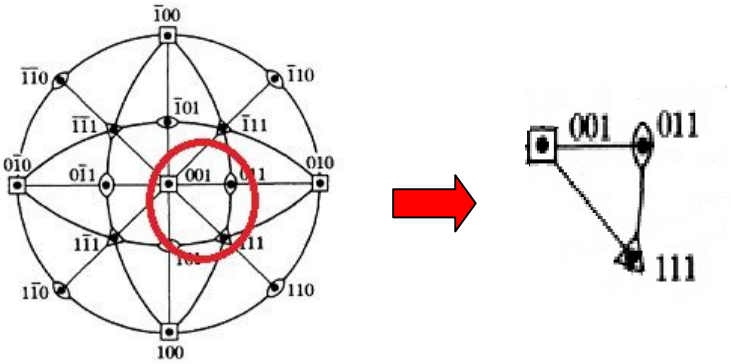


Figura I.16: Figura de polo indireita [Cullity, 1972].

I.5.8 Função de distribuição de orientação (FDOC)

A descriçãcao da textura com o auxílio de figuras de pólo diretas é bastante útil, mas as informações que estas contêm são incompletas ou semiquantitativas, já que apenas os palnos {hkl} difratados pelo material são representados. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção; {hkl} <uvw>, e a fração volumétrica de cada orientação presente. Este tipo de representação pode ser obtida com o auxílio da função de distribuição de orientação cristalina (FDOC). A FDOC expressa a probabilidade de encontrarmos determinadas orientações (hkl)[uvw] em uma amostra. Essa probabilidade em uma amostra sem textura é igual a 1. Uma intensidade de 2 em uma orientação, por exemplo, representa que esta orientação é duas vezes mais provável de estar presente na amostra do a aleatoridade. Na FDOC a orientação de um cristal é definida segundo 3 ângulos de Euler, que constituem 3 rotações consecutivas que aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula unitária, tornam os mesmos coincidentes com os eixos de referência (DL, DT e DN) da amostra. Em outras palavras, os ângulos de Euler (ψ, θ, ϕ) relacionam os eixos da célula unitária com os eixos macroscópicos do material. A figura I.17 mostra as rotações para o sistema de orientação de Bunge (Ψ_1, ϕ, Ψ_2). [TSL OIM, 1998]

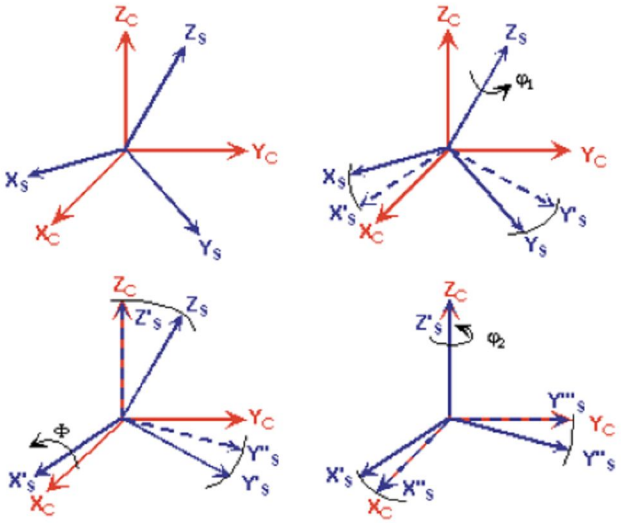


Figura I.17: Rotação dos ângulos de Euler, notação de Bunge [TSL OIM, 1998].

Os ângulos phi1, phi e phi2 são chamados ângulos de Euler, segundo a notação de Bunge. Em 1965 os ângulos de Euler foram adaptados por Roe [Roe, 1965]. A rotação também pode ser feita pelo sistema de Roe como mostrada na figura I.18 [Cardoso, 2010].

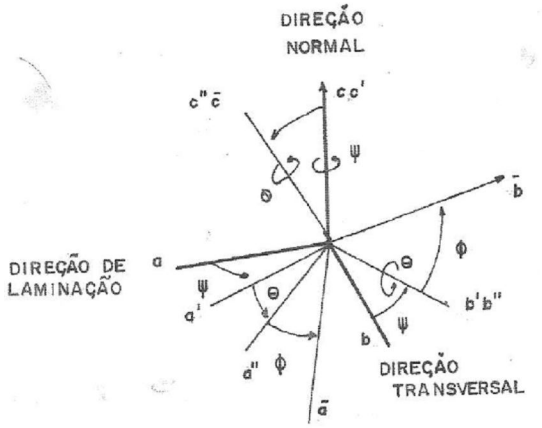


Figura I.18: Rotação dos ângulos de Euler, notação de Roe [Cardoso, 2010].

A convenção de ângulos de Bunge para ângulos de Roe se faz através das relações mostradas na equação I.7 [Davies, 1971]:

Equação I.7: Equações de conversão dos ângulo de Euler, notação de Bunge para ângulo de Euler, notação de Roe

$$\Psi_{Roe} = \Psi_{1,\ Bunge} - \pi/2$$

$$\Theta_{Roe} = \phi_{Bunge}$$

$$\rho_{Roe} = \Psi_{2,\ Bunge} + \pi/2$$

Existe uma relação entre as orientações de um grão, dados em índices de Miller e os ângulos de Euler. Essas relações para a notação de Roe estão mostrada nas seguintes equações:

h= - senΘ cosρ
k= senΘ senρ
l = cosΘ
u= cosΨ cosΘ cosρ –senΨ senρ
v= - cosΨ cosΘ senρ –senΨ cosρ
w= cosΨ senΘ

A figura I.19 mostra uma FDOC, seção constante de ρ2 = 45° mostrando as fibras α, que corespondem a direção <110> paralelo a direção da laminação, fibras γ, que corespondem a direção <111> paralelo a direção normal e fibras θ, que corespondem a direção <001> paralelo a direção normal. O ponto marcado com G é de orientação de Goss, com C é de orientação de cubo e os pontos marcados com H são de orientação de cubo rotado. Na FDOC, a seção phi2=0°, tambem é importante pelo fato de mostrar a fibra eta. que e a fibra que tem a direção (001), direção de fácil magnetização, paralela a direção normal da amostra.

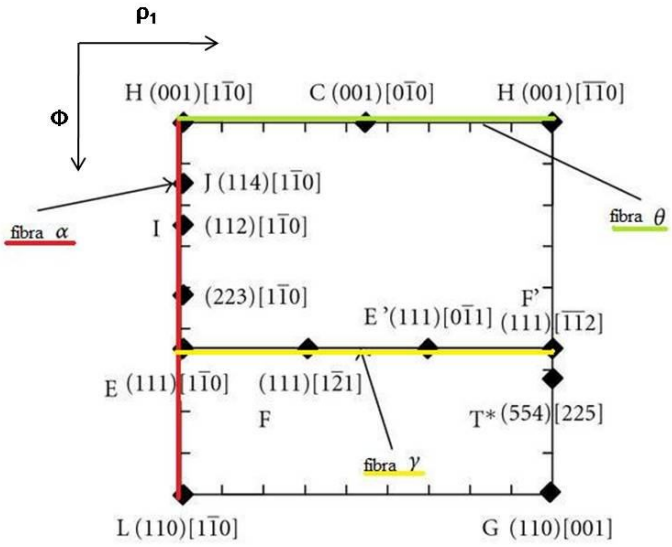


Figura I.19: FDOC na seção ρ2 =45°,notação de Bunge, mostrando fibra α, fibra γ e fibra θ [Kestens, 2008].

A figura I.20 mostra as FDOC na seção phi =0° e phi=45° na notação de Roe. Podemos observar a fibra eta na seção de phi=0° e fibra alfa, fibra gama e fibra teta na seção de phi=45°.

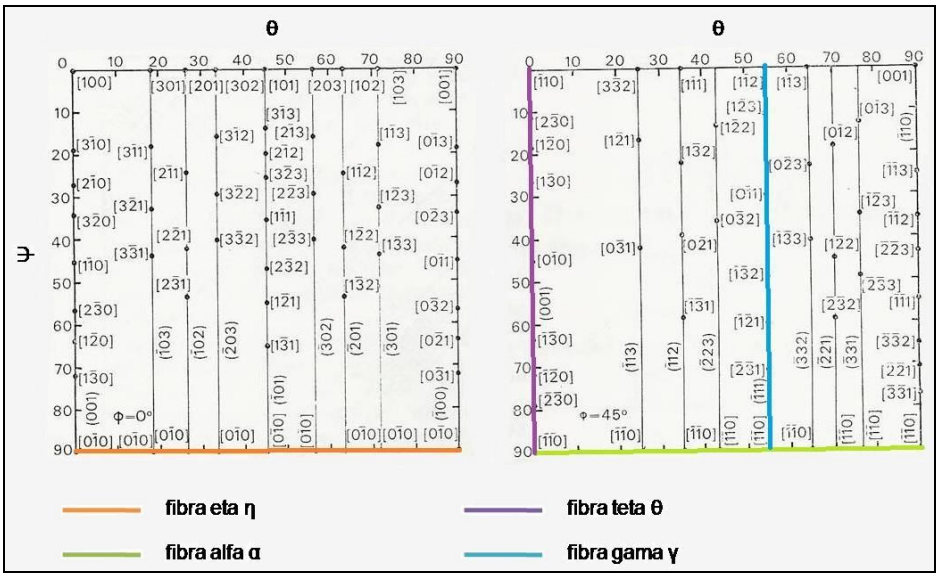


Figura I.20: Figura FDOC na seção ρ=0° (a) mostrando a fibra η, e seção ρ =45° (b) mostrando as fibras α, fibra γ e fibra θ, notação de Roe [Davies, 1971].

I.6 Contorno de grão

Pesquisas mostram que o contorno de grão é influenciado pelo processo de fabricação. E a estrutura desta, por sua vez, influência certas propriedades dos materiais. [Watanabe, 1988]. A seguir será abordado o efeito da misorientação e do sitio de coincidência da rede (CSL) na microestrutura do aço elétrico.

I.6.1 Misorientação

O misorientação que existe entre duas orientações de grão é descrita pelos três ângulos de Euler phi1, teta, phi 2. O ângulo mínimo necessário para fazer com que dois grãos coincidam na mesma orientação chamado ângulo de misorientação.

Existem ângulos de misorientação de baixa e alta mobilidade. Grãos com altos ângulos de misorientação (acima de 15°) mostram uma mobilidade muito mais forte do que grãos com baixo ângulos de misorientação. Este fenômeno faz com que grãos com baixo ângulo de misorientações não consigam crescer rapidamente e consequentemente não consigam recristalizar [Cotrell, 1953].

De acordo com a teoria [Dunn, 1950], a energia interna armazenada durante a deformação a frio aumenta na medida em que o ângulo de misorientação aumenta. Em outras

palavras, temos que, graos com grandes ângulos de misorientaçao possuem mais energia, e portanto maior mobilidade, podendo se recristalizar primeiro e crescer mais rápido que os demais. Isso significa que misorientações de grande ângulo possuem mais energia, e portanto maior mobilidade, podendo recristalizar melhor e mais rápido. [Dunn, 1950]

Foram feitas várias pesquisas sobre a relação entre ângulo de misorientação e mobilidade do grão para aços elétricos e o desenvolvimento de grãos com orientação de Goss [Hayakawa, 1997_1; Hayakawa, 1998; Hayakawa, 1996; Hayakawa, 1997_2; Rajmohan, 1999]. De acordo com esses trabalhos, os ângulos de misorientação entre 20 e 45 graus são os que possuem maior energia e por isso contornos de grãos com esses ângulos de misorientação seriam os que se deslocariam mais rápido durante o processo de recristalização.

I.6.2 Coincident Site Lattice (CSL)

Os sítios de coincidência (coincident site lattice), também chamados de contornos especiais, são interfaces entre grãos vizinhos, na qual uma relação particular de orientação, de grande ângulo, produz um baixo valor de energia interfacial. São contornos incoerentes e ao contrário da maior parte dos contornos de baixa energia, sob certas condições, os contornos de coincidência tem uma mobilidade maior do que os contornos aleatórios e do que os contornos totalmente coerentes. Os sítios de coincidência formam um reticulado dentro dos dois cristais unidos pela interface e tem como pontos nodais os referidos sítios. Esta rede é denominada, portanto, rede de sítios de coincidência (coincident site lattice), Assim $\Sigma 3$ refere-se a um contorno de coincidência em que a cada 3 sítios da rede cristalina de um cristal temos 1 sítio de coincidência.

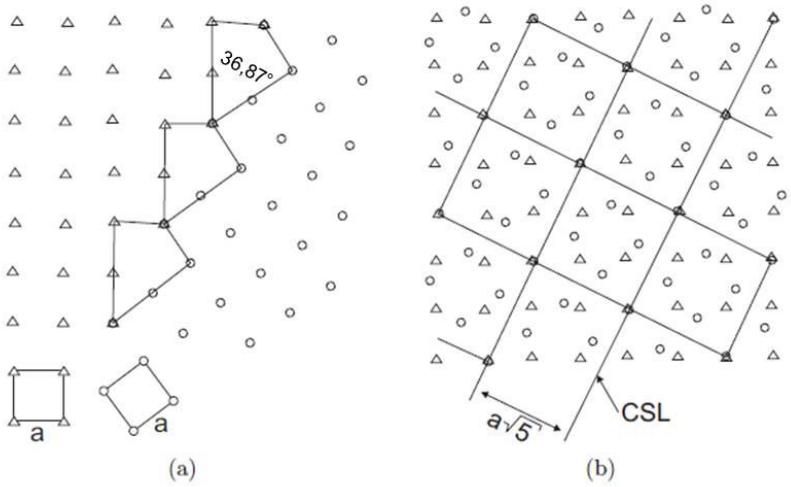


Figura I.21: Sitio de coincidencia da rede cristalina [Morhenn, 2010].

A relação de orientação entre as duas redes de cristais estão explicados pelo ângulo entre eles mostrado na figura I.21(a) [Morhenn, 2010].

Como medida da densidade de CSL, temos a equação I.8 para o cálculo Σ:

Equação I.8: Cálculo de Σ

$$\Sigma = \frac{Volume\ da\ celula\ única\ do\ CSL}{Volume\ da\ celula\ única\ da\ rede\ cristalina}$$

Com essa definição o valor de Σ tem que ser sempre real e ímpar.
Para uma rotação como mostrado na figura I.21 de 36,87° o valor para Σ é igual a 5, como mostrado na equação I.9.

Equação I.9: Exemplo para cálculo de Σ

$$\Sigma = a(a\sqrt{5})^2 = 5$$

Σ 5 significa que um em cada 5 átomos pertence as duas redes superpostas. Com isso, contornos de grãos que tem um ângulo muito pequeno podem ser chamados de Σ 1 pois com um ângulo muito pequeno entre os grãos todo átomo será um CSL. Sitios de coincidência só acontessem com certas relações de rotação. Valores de sigma iguais ou superiores a 29 são chamados de CSL randômicos. [randle, 1996]

Zhang et al. [Zhang, 2005] descobriram que a presença de um campo magnético de 12T durante a decomposição difusional da austenita diminuiu a ocorrência de misorientações da baixo ângulo. Eles explicam este resultado com o fato de que o campo magnético causa um aumento na temperatura de transformação e uma diminuição do stress de transformação.

A aplicação do campo magnético fortemente aumenta a frequência de CSL Σ3- Σ29, especialmente a frequência de CSL Σ3, causada pelo aumento da área dos contornos de baixa mobilidade durante o estado de crescimento de grão.

A aplicação de um campo magnético durante um processo de recozimento também mostrou que a frequência de baixo CSL aumentou depois da aplicação do campo. [Esling, 2007]

Em uma outra pesquisa [Lin, 1996] foi avaliada a relação entre o grão com orientação de Goss e a frequência de CSL. O resultado mostrou que os grãos com orientação de Goss apresentam frequentemente contornos de baixos CSL (Σ3- Σ29) com uma probabilidade de aproximadamente 13% em todos os grãos com orientação de Goss.

Lee et al. [Lee, 1995] observaram que o desenvolvimento da textura de Goss está ligada ao CSL Σ5. Os grãos de textura de Goss que tem um contorno de grão CSL Σ5 crescem mais rápido, pois possuem uma mobilidade maior. O desenvolvimento da textura de Goss parece não ser influenciado pelo número de CSL, mas pelo número de alguns CSL específicos, como o CSL Σ5.

No trabalho de Chang et al. [Chang, 2009] foi avaliado a relação entre textura de cubo rodado e contornos de grãos CSL. O resultado mostrou que o maior percentual de CSL eram os CSL Σ3, Σ7, Σ9 e Σ15.

A textura de cubo foi encontrado com alta frequência de contornos CSL, especialmente CSL Σ7. [Wu, 2005]

I.7 Tamanho de grão

O tamanho de grão tem um grande efeito nas perdas magnéticas. Quanto maior o tamanho de grão menores as perdas totais até um certo limite de tamanho de grão [Cunha, 2001]. Das três componentes de perdas, perda por histerese, perda por correntes anômalas e perda por correntes parasíticas; as perdas por histerese são as que mais influenciam nas perdas totais para tamanhos de grão pequenos. As perdas por histerese diminuem com o aumento do tamanho de grão. Como pode ser observado na figura I.22, as perdas totais diminuem com o aumento do tamanho de grão, até atingir um tamanho de grão ótimo, entre 100 a 150 μm [Shimanaka, 1982]. Depois disso, as perdas anômalas e as perdas parasíticas, as quais crescem com o aumento do tamanho de grão, passam a influenciar mais no valor total

das perdas. Além das perdas, o tamanho de grão também influencia na resistividade elétrica que cresce com o aumento do tamanho de grão [Campos, 2006].

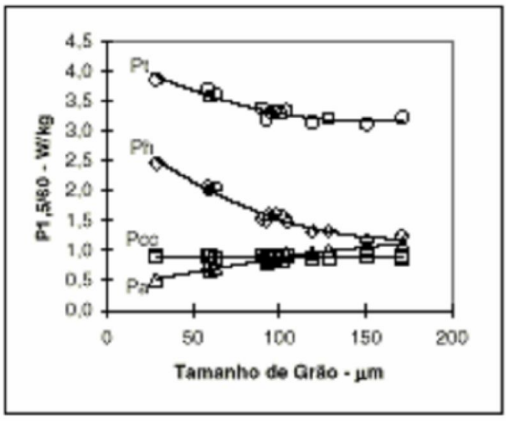


Figura I.22: Influência do tamanho de grão nas perdas totais [Shimanaka, 1982].

II. Procedimento Experimental

II.1 Amostras

Amostras com dimensões de 5 x 8 x 0,5mm foram retiradas da chapa de aço elétrico laminada a frio. A composição química média encontrado na ACESITA para o material da amostra é mostrada na Tabela II.1.

Tabela II.1: Composição química

Elemento	Si	C	Mn	S	N	Al
Teor (%)	3,25	0,003	0,3	0,001	0,002	0,6

Foi feita uma analise da composição química através do método de MEV, que mostrou uma composição química de 3% Si e 0,74% Al, mostrada na tabela II.2. Na figura II.1 pode-se ver os picos encontrados para os três elementos: ferro, alumínio e silício.

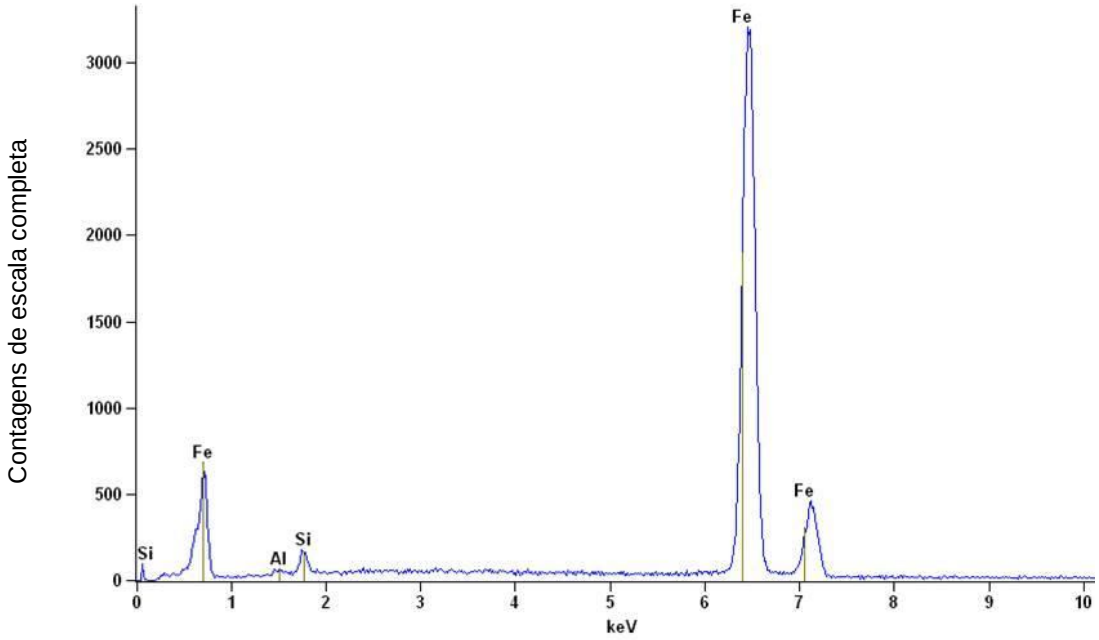


Figura II.1: Contagens de componentes da composição química

Tabela II.2: Composição química através do método de MEV

Elemento	Pontos contada	Peso %	Erro Peso %
Alumínio	226	0,74	+/- 0,11
Silício	1332	3,00	+/- 0,11
Ferro	53568	96,26	+/- 0,67

As amostras de aço elétrico de grão não-orientado foram laminadas à quente e a frio na ACESITA-Brasil. A laminação à quente foi feita em duas etapas, laminação de desbaste e laminação de acabamento. Durante a laminação de desbaste o material sofreu cinco passes para diminuir a espessura de 200 mm para 14 mm, redução de 93%. A laminação de acabamento também foi feita em cinco passes, diminuindo a espessura de 14 mm a 2 mm, redução de 85,7%. A laminação a frio foi realizada em um único passe, diminuindo a espessura de 2mm para 0,5mm, redução de 75%. Após a laminação, as amostras passaram pelos processos de recozimento convencional e recozimento magnético realizados no “National High Magnetic Field Laboratory” (NHMFL) em Tallahassee, Florida. Esta parte do procedimento experimental, foi realizada durante o período de doutoramento de Cristiane Bacaltchuk [Bacaltchuk disseração]. O dispositivo experimental empregado no recozimento magnético consistiu de um forno cilíndrico inserido no núcleo de um magneto de alto campo com

capacidade máxima de 20 Teslas. Um porta-amostras de alumina, contendo as amostras posicionadas com a direção de laminação (DL) paralela a direção de aplicação do campo magnético, foi inserido no forno e posicionado no centro do magneto no instante em que a temperatura de recozimento foi atingida. Imediatamente após a inserção das amostras, o campo magnético foi aplicado durante o tempo de recozimento desejado. As amostras foram recozidas a 800°C por 3, 10, 15 e 30 minutos em uma atmosfera inerte de argônio e nitrogênio e na presença de um campo magnético de 17 Teslas de magnitude. Para uma melhor avaliação do resultado da aplicação do campo magnético durante o recozimento, um segundo grupo de amostras foi recozido convencionalmente, sob as mesmas condições de tempo, temperatura e atmosfera. [Bacaltchuk, 2004]

O forno, no qual as amostras foram recozidas é mostrado esquematicamente na figura II.2.

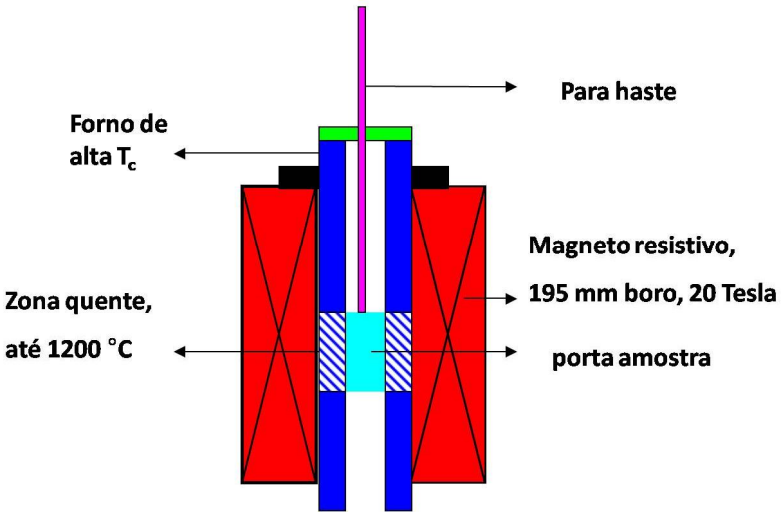


Figura II.2: Forno de recozimento com magneto [Bacaltchuk, 2004].

II.2 Experimentos

Nesse trabalho a mircoestrutura de um aço elétrico de grão não-orientado com 3,25% Si vai ser avaliada usando as técnicas de difração de raios-x para avaliação e caracterização da textura, microscopia ótica para avaliação do tamanho de grão e microscópia eletrônica de varredura (MEV) para avaliação da orientação individuais dos grãos, distribuição de tamanho de grão e estrutura do contorno de grão. Em seguida vão ser usadas nomenclatura das amostras, explicadas na tabela II.3.

Tabela II.3: Nomenclatura das amostras.

NOMENCLATURA DA AMOSTRA	PROCESSAMENTO
HHR	Amostra laminada à quente
HCR	Amostra laminada a frio
Ho83	Amostra recozida convencionalmente por 3 minutos
Hm83	Amostra recozida magneticamente por 3 minutos
Ho810	Amostra recozida convencionalmente por 10 minutos
Hm810	Amostra recozida magneticamente por 10 minutos
Ho815	Amostra recozida convencionalmente por 15 minutos
Hm815	Amostra recozida magneticamente por 15 minutos
Ho830	Amostra recozida convencionalmente por 30 minutos
Hm830	Amostra recozida magneticamente por 30 minutos

A figura II.3 mostra o organograma que relaciona as amostras usadas neste trabalho com os metodos de avaliação aplicados.

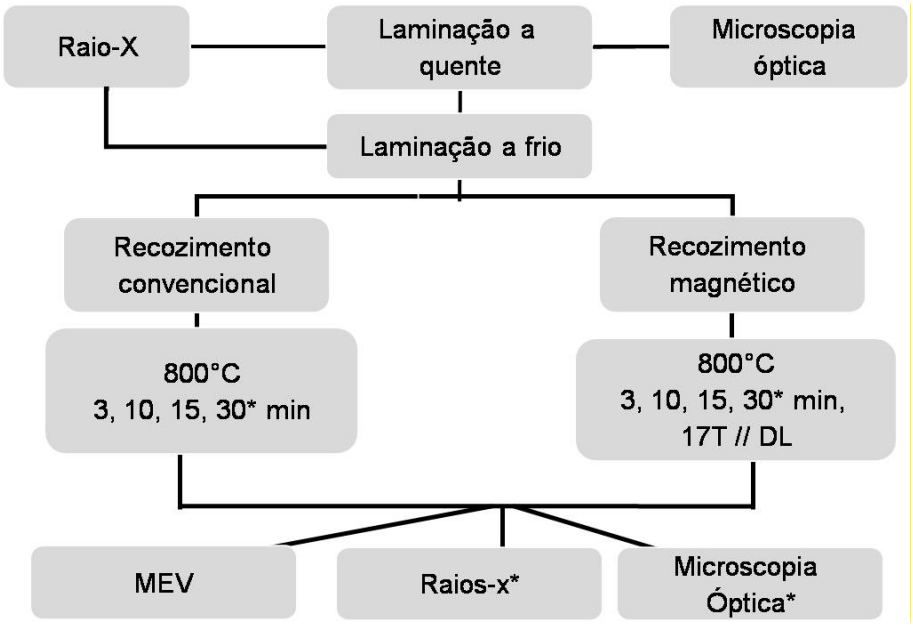


Figura II.3: Organograma do procedimento experimental.

II.2.1 Microscópia ótica

II.2.1.1 Preparação das amostras

Para avaliação da microestrutura utilizando microscópio ótico, todas as amostras foram lixadas na seguinte sequência: lixa 500, 800, 1200, 2400 e finalmente com 4000. Depois as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 microns. Após o polimento, as amostras foram atacadas com Nital 5% por 10 segundos, aplicado, na superfície da amostra, atraves de um algodão.

II.2.1.2 Medição

As medições de tamanho de grão foram realisadas através de um microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX60M. Foram tiradas 20 fotos para cada uma das amostras utilizando-se um aumento de 200 vezes.
O tamanho de grão médio foi calculado através do método da interseção linear de acordo com a seguinte equação II.1:

Equação II.1: Equação de método da interseção linear

$$Tg=L/(N*X)$$

Aonde: Tg = Tamanho de grão medio (diâmetro)
L = Lagura da micrografia
N = Número de interseções
X = Aumento da imagem no microscópio ótico

Sobre cada uma das 20 micrografias feitas de cada amostra foram colocadas 13 linhas e contados o número de interseções feitas entre os diversos contornos de grãos e estas linhas. Para a lagura foi usada o tamanho real encontrada na imagen salva, que foi de 162,6mm. Com o aumento da imagem conhecida, pode se então calcular, através da equação II.1, o tamanho de grão médio para cada micrografia. Finalmente, foi calculada a média das vinte micrografias e determinado o tamanho de grão médio para cada amostra.

II.2.2 Raios-X

II.2.2.1 Preparação das amostras

As amostras que foram medidas através do equipamento de raios-x foram lixadas com as lixas 600, 1200, 2400 e 4000. Após isso foi realizado um polimento com pasta de diamante de 3 e 1 microns.

II.2.2.2 Medição

A textura das amostras de aço elétrico foi medida através do método de difração de raios-x. O equipamento usado para a medição de textura é da marca Philips X´Pert PRO mostrado na figura II.4. O material do alvo usado nessas medições foi cobalto. A voltagem foi de 40 kV com uma corrente de 45mA. A abertura do feixe foi de 1,5 mm. Foram medidas as intensidades dos planos (110), (200) e (211). O tubo de raios-X e o detector ficaram parados durante a medição, enquanto a amostra rotacionava 360 graus em phi e 85 graus em psi com intervalos de 5 graus. Os programas PC Texture 3.0 e Popla foram usados para transformar esse dados gerando a FDOC.

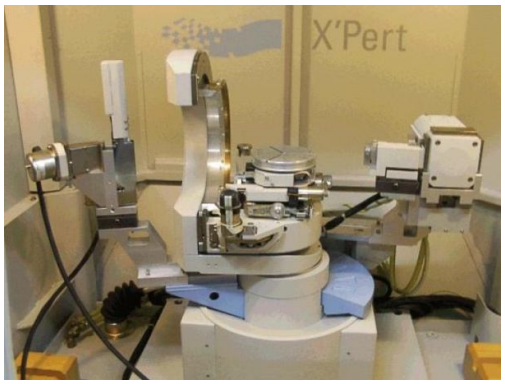


Figura II.4: Equipamento Raios-x [Bacaltchuk, 2004].

II.2.3 MEV

II.2.3.1 Preparação das amostras

Para a medição com microscópio eletrônico de varedura, as amostras foram preparadas da mesma forma que foi feita para a medição com microsópio ótico. As amostras foram lixadas com as lixas 500, 800, 1200, 2400, 4000, polidas com pasta de diamante de 3 microns e atacadas com Nital 5% por 10 segundos.

II.2.3.2 Medição

Através da medição de MEV é possível determinar tanto o tamanho quanto a orientação dos grãos. O microscópio eletrônico de varredura usado é da marca Jeol, modelo JSM5800LV. Foi feita uma medida por amostra com um aumento de 500 vezes e um intervalo de 2 μm. A voltagem usada durante da medição foi de 20kV. As medidas feitas através do método de MEV deram informações sobre a distribuição de tamanho de grão, a distribuição de orientação e a distribuição de misorientações.

III. Resultados experimentais

III.1 Microscopia ótica

III.1.1 Amostras laminadas a quente

A micografia da amostra HHR mostrou ser composta por grãos pouco deformados e com tamanho medio de 207,86 μm. Duas micrografias representativas da amostra laminada a quente são mostradas na figura III.1.

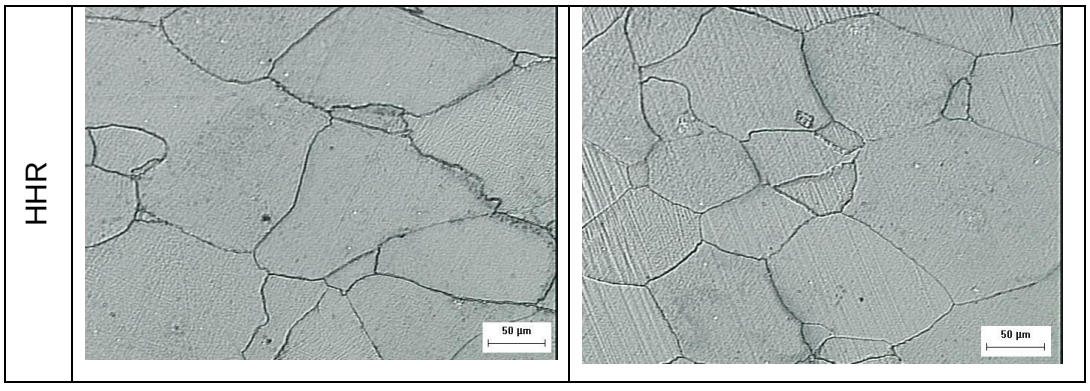
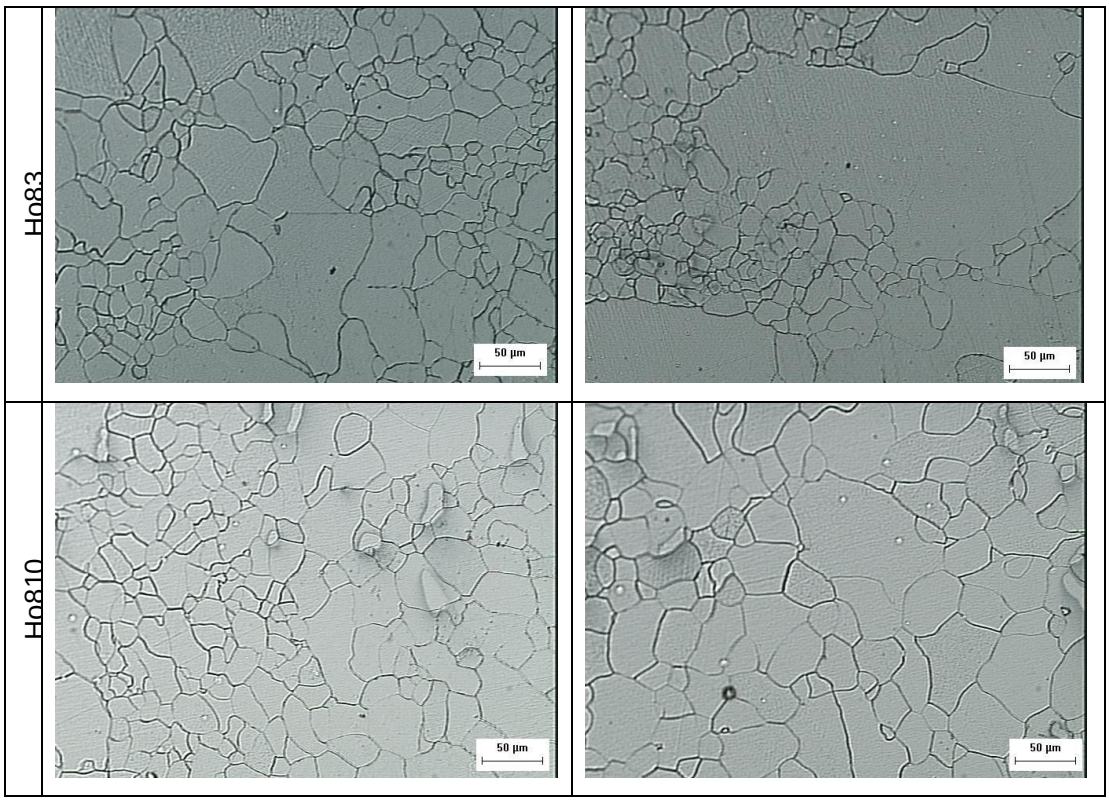


Figura III.1: Micrografias da amostra laminada a quente feitas por microscopia ótica.

III.1.2 Amostras recozidas convencionalmente

A amostra recozida convencionalmente por 3 minutos, HO83, mostrou um tamanho de grão médio de 59,67 μm, bastante similar ao da amostra recozida por 10 minutos, HO810, a qual apresentou tamanho médio de grão de 59,91 μm. A amostra recozida por 15 minutos mostrou um tamanho médio de grão de 60,16 μm e a amostra recozida por 30 minutos um tamanho de grão médio de 70,24 μm. Podemos observar que para as amostras recozidas convencionalmente por 3, 10 e 15 minutos o tamanho medio de grão é praticamente o mesmo, mostrando nenhuma influência do tempo de recozimento durante o intervalo de 3 ate 15 minutos. O recozimento por 30 minutos resultou em um tamanho médio de grão, cerca de 17% maior em relação aos tempos de recozimento de 3, 10 e 15 minutos. A figura III.2 mostra algumas micrografias representativas das amostras recozidas convencionalmente com aumento de 200 vezes.



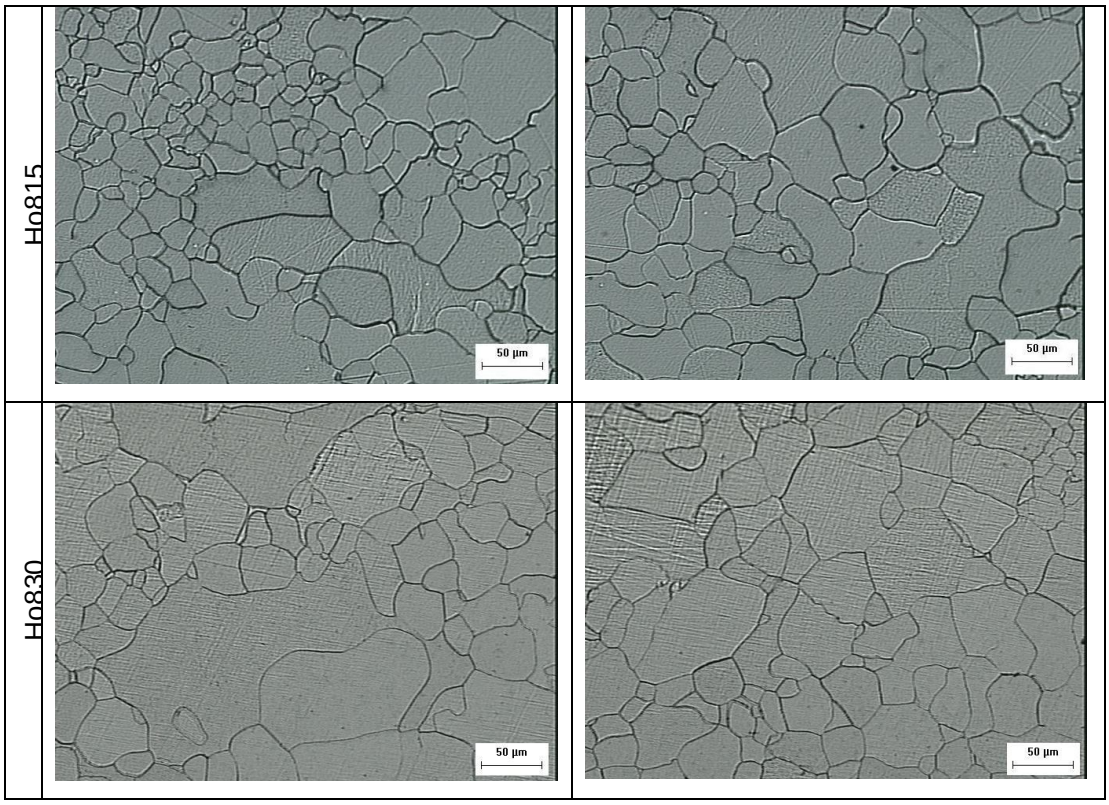


Figura III.2: Micrografias das amostras recozidas convencionalmente feitas por microscopia ótica.

III.1.3 Amostras recozidas no campo magnético

A amostra recozida por 3 minutos, HM83, com um campo magnético aplicado paralelo a direção da laminação mostrou um tamanho médio de grão igual a 49,29 µm. A amostra HM810 apresentou um tamanho médio de grão de 56,07 µm. Após o recozimento magnético por 15 minutos, a amostra HM815 mostrou um tamanho médio de grão igual a 52,01 µm enquanto a amostra HM830, recozida por 30 minutos, apresentou um tamanho médio de grão de 51,74 µm. De acordo com os resultados, podemos observar que o tempo de recozimento magnético teve, ao contrário do recozimento convencional, alguma influência no tamanho médio do grão recozido durante os periodos de tempo de 3 e 10 minutos. A amostra que foi recozida por apenas 3 minutos mostrou o menor tamanho médio de grão dentre todas as outras amostras. Com o recozimento da amostra por 10 minutos houve um aumento no tamanho de grão de quase quase 14% em comparação com a amostra recozida por 3 minutos. Deixando-se a amostra por mais 5 minutos no recozimento magnético, um total de 15 minutos, resultou em uma diminuição em 7% no tamanho médio de grão. O recozimento magnético por 30 minutos diminuiu ainda mais o tamanho médio de grão, aproximando este valor do valor encontrado apos 3 minutos de recozimento. Resumindo, o maior tamanho médio de grão foi encontrado após o recozimento magnético por 10 minutos. Micrografias representativas das amostras recozidas magneticamente são mostrados na figura III.3.

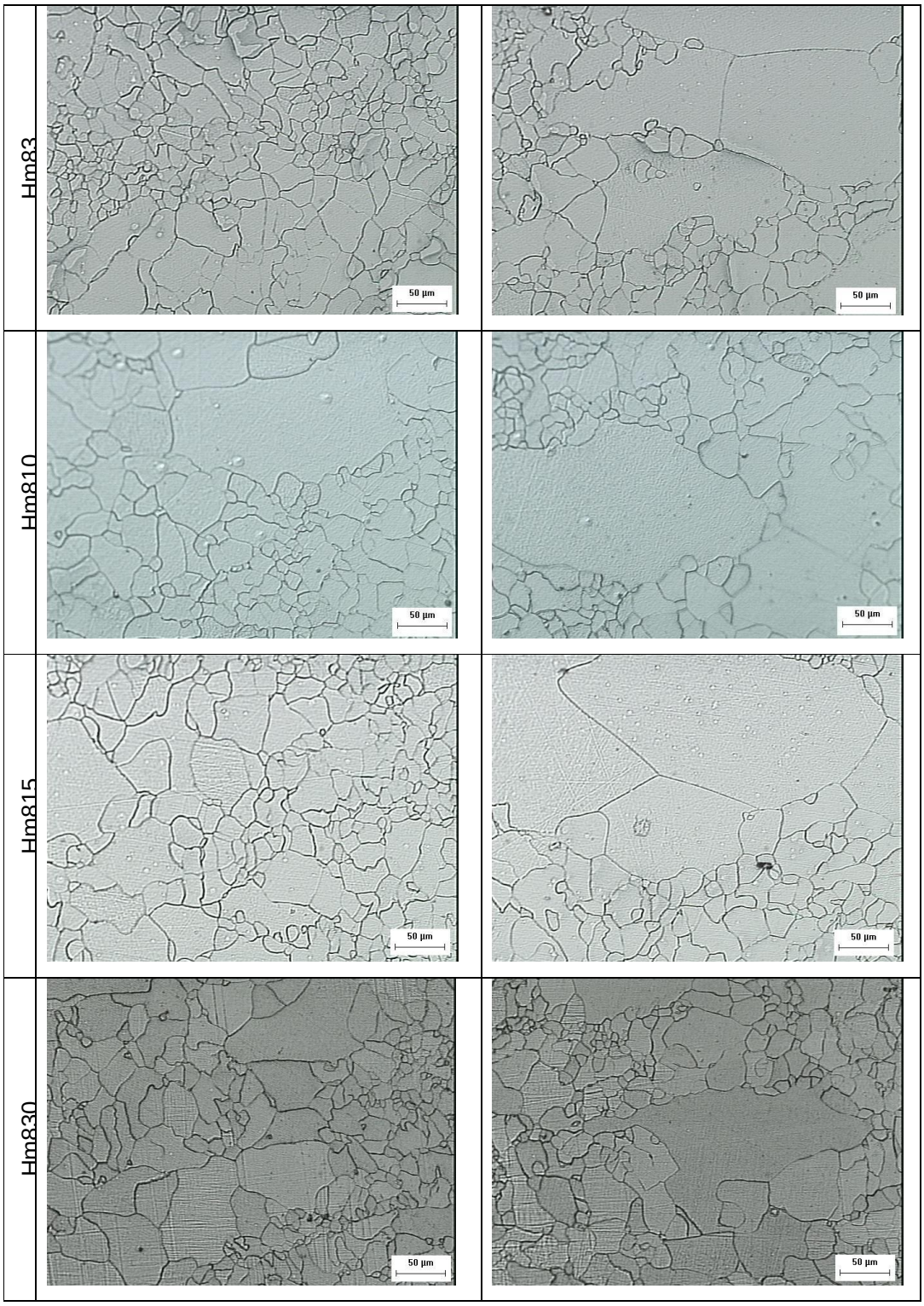


Figura III.3: Micrografias das amostras recozidas no campo magnético feitas por microscopia ótica.

III.2 Textura

III.2.1 Amostras laminadas a quente

A amostra laminada a quente possui a componente de textura {001}<110> bastante forte com intensidade igual a 13,7 vezes o randômico. Esta amostra não apresenta nem textura de Goss, nem de cubo. A textura {111}<112> foi encontrada com intensidade de 7 vezes o randômico, conforme pode ser observado nas FDOCs da figura III.4.

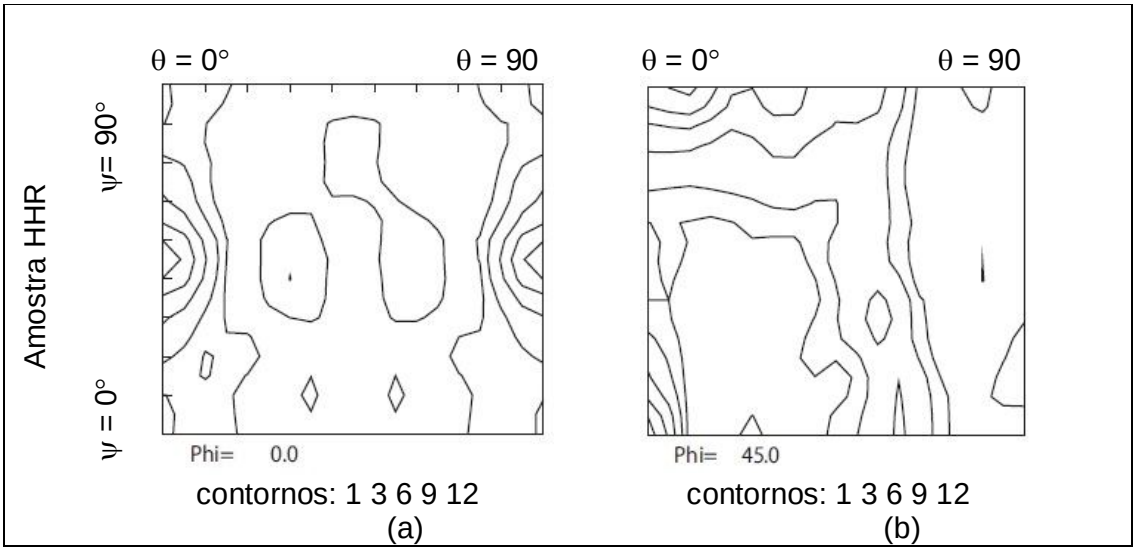


Figura III.4: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para a amostra HHR.

III.2.2 Amostras laminadas a frio

A figura III.5 abaixo mostra o resultado de textura para a amostra de aço elétrico após sua laminação a frio na forma da função de distribuição de orientações cristalinas (FDOC) para as seções de phi constante iguais a 0° e 45°. A textura {001}<110>, fortemente encontrada na amostra laminada a quente, seção de phi = 0 °, desapareceu totalmente após a laminação a frio. A textura {111}<112> permaneceu forte nesta amostra, com uma intensidade de 5 vezes o randômico.

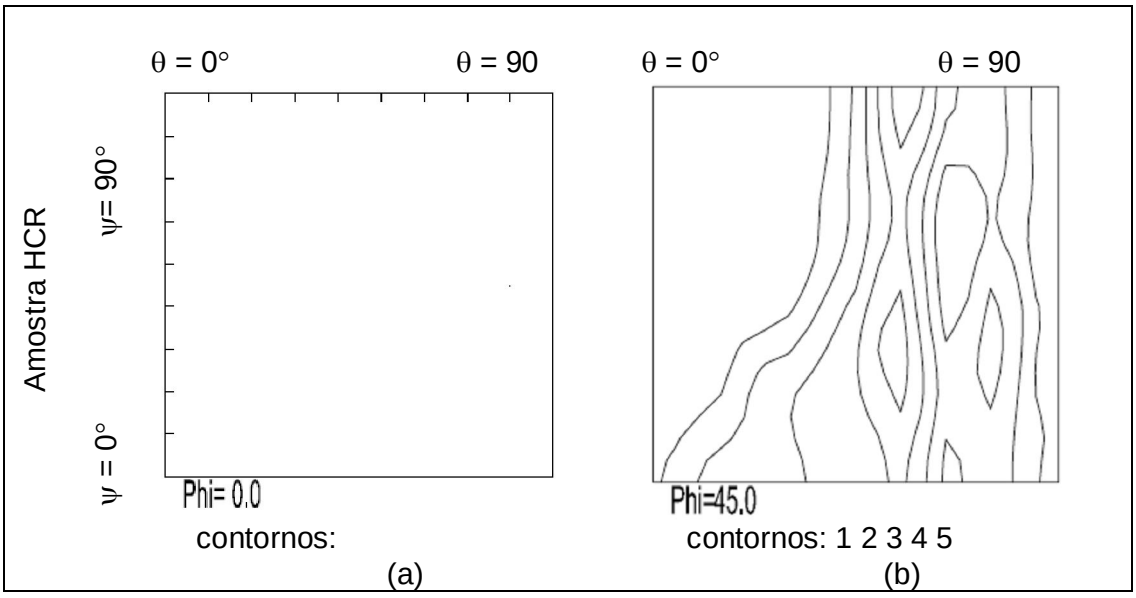


Figura III.5: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para a amostra HCR.

III.2.3 Amostras recozidas convencionalmente

A figura III.6 mostra as FDOCs para as seções constantes de phi=0° e phi=45° para as amostras recozidas convencionalmente por 3, 10, 15 e 30 minutos. Podemos observar que houve uma alteração na distribuição preferencial de grãos entre elas com a temperatura de recozimento. A amostra Ho83 mostrou uma forte componente de Goss com 4,2 vezes o randômico, componente {001}<110> igual a 4,4 vezes o randômico e componente {111}<112> com intensidade de 4,3 vezes o randômico. A amostra que foi recozida por 10 minutos mostrou uma textura de Goss mais forte, com quase 6 vezes o randômico. A componente {001}<110> diminui de intensidade em relação a amostra recozida por 3 minutos para 2,8 vezes o randômico. Após o recozimento por 10 minutos, a amostra criou uma leve textura de cubo de 2 vezes o randômico e uma textura {111}<112> com intensidade de 4,2 vezes o randômico. Após o recozimento por 15 minutos, a textura de cubo voltou a desaparecer. A textura de Goss diminuiu de intensidade, voltando a ser 4 vezes o randômico, e a intensidade da componente {001}<110> aumentou, atingindo um valor de 4,3 vezes o randômico da mesma forma que a amostra Ho83. A textura {111}<112> na amostra Ho810 apareceu com uma intensidade de 3,2 vezes o randômico, menor do que a intensidade na amostra Ho83. A amostra Ho830 mostrou uma forte textura de Goss com intensidade igual a 5,6 vezes o randômico. A componente de textura {001}<110> diminuiu de intensidade em relação a amostra recozida por 10 minutos, atingindo o valor de 3,2 vezes o randômico. A textura de Cubo não se desenvolveu após o recozimento convencional por 30 minutos. A componente {111}<112> foi encontrada com intensidade de 3,5 vezes o randômico. Com base nestes resultados podemos observar que a

textura da amostra Ho83 e Ho815 são muito parecidas. Após 10 minutos de recozimento, a desejada textura de Goss e de cubo conseguem se desenvolver melhor e apenas a textura {001}<110> sofre uma redução em sua intensidade. Comparando as amostras recozidas por 10 e por 30 minutos, podemos observar que a textura de cubo desaparece e a textura de Goss diminui de intensidade após o recozimento por 30 minutos.

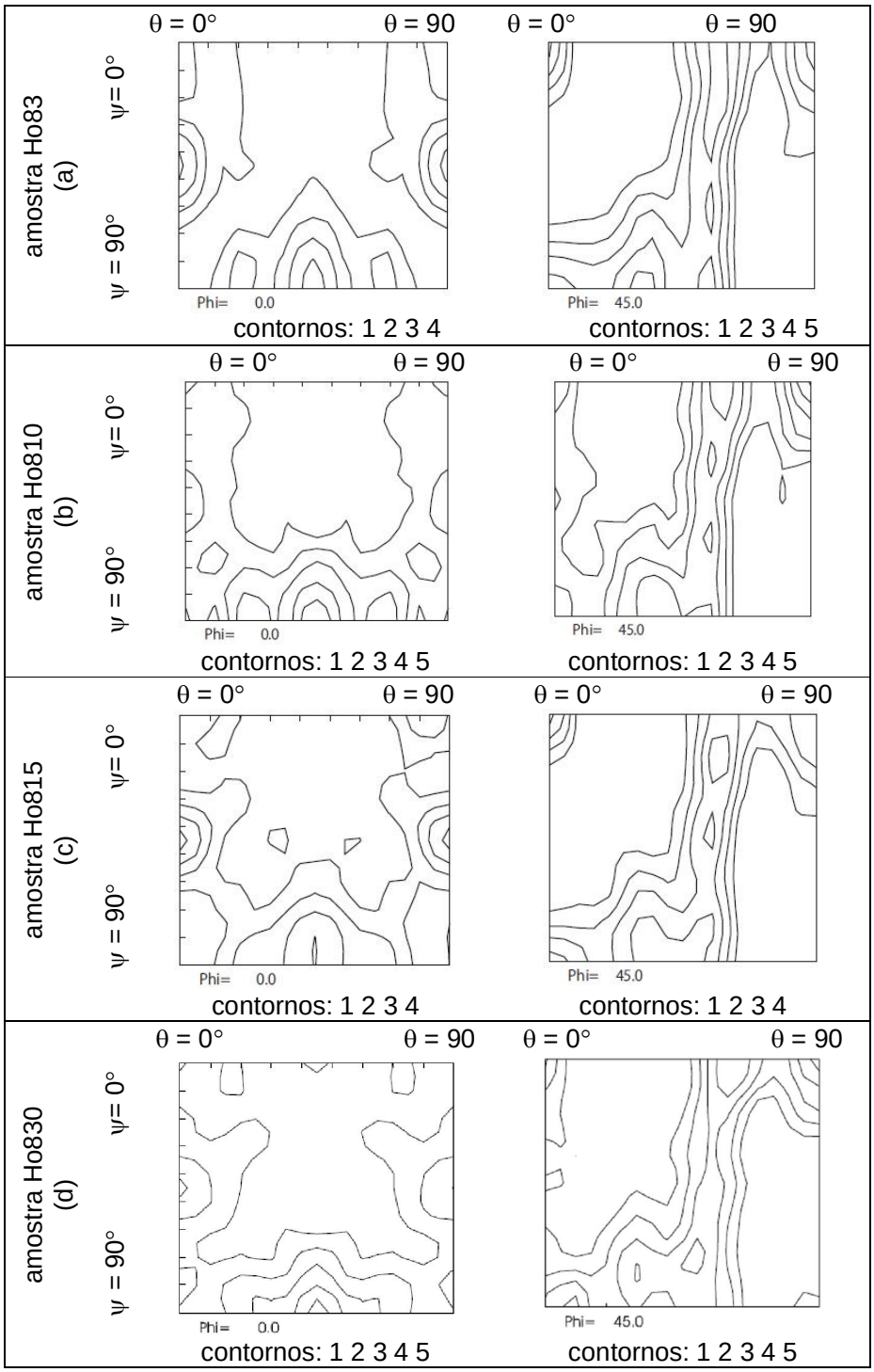


Figura III.6: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho83, (b) Ho810, (c) Ho815, (d) Ho830.

As fibras eta e teta são as fibras mais importantes para o aço elétrico porque favorecem as propriedades magnéticas. A fibra gamma, ao contrário, é uma fibra indesejada por conter as orientações de magnetização difícil. Por isso a intensidade desejada de fibra eta e fibra teta é a maior possível e a da fibra gama é a menor possível. A figura III.7 mostra o comportamento das fibras eta das amostras recozidas convencionalmente. Podemos observar que a amostra recozida por 3 minutos tem, na média, uma menor intensidade da fibra eta dentre todas as quatro amostras. Com um recozimento de 10 minutos a intensidade media da fibra eta chega ao máximo. Um recozimento por mais 5 minutos diminui em média essa intensidade e após 30 minutos de recozimento, a fibra eta volta a aparecer com maior intensidade, comparável, na média, com a intensidade encontrada na amostra recozida por 10 minutos. Da mesma forma que nas FDOCs, podemos observar aqui também que a orientação de Goss {110}<001>, presente na fibra eta, ângulo de 45°, e a orientação de cubo {100}<001> presente na fibra eta, nos ângulos de 0° e 90° são as mais intensas na amostra recozida por 10 minutos.

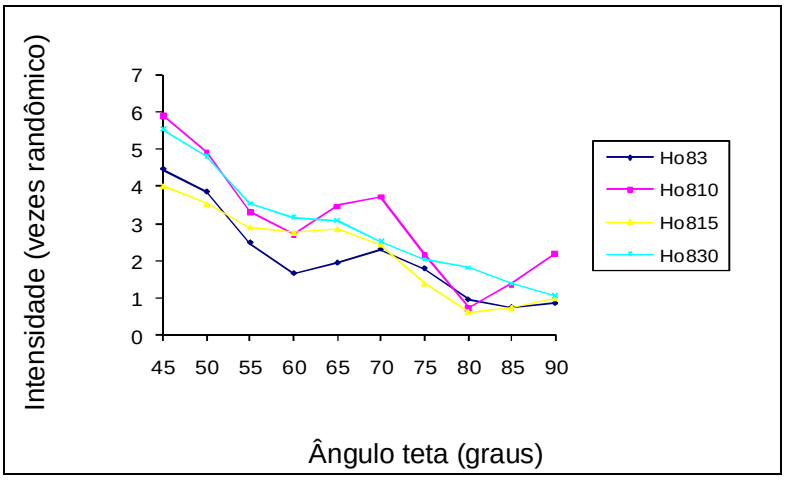


Figura III.7: Fibras eta das amostras recozidas convencionalmente.

A fibra teta, mostrada na figura III.8 para as amostras recozidas convencionalmente, que é considerada ser a fibra mais importante para os aços eléticos, mostra que a orientação de {001}<010>, mostrada em psi= 45°, para Ho83, Ho815 e Ho830 são quase iguais, enquanto a orientação de cubo é muito mais presente na amostra recozida por 10 minutos. Para a orientação {001}<110> acontece o contrário, as amostras Ho83 e Ho815 mostram uma intensidade cerca 1,5 vezes maior do que a amostra recozida por 10 e 30 minutos.

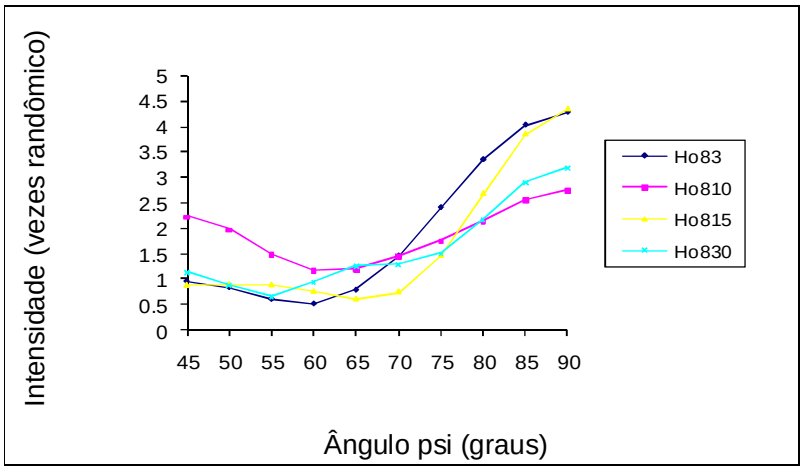


Figura III.8: Fibras teta das amostras que foram recozidas convencionalmente.

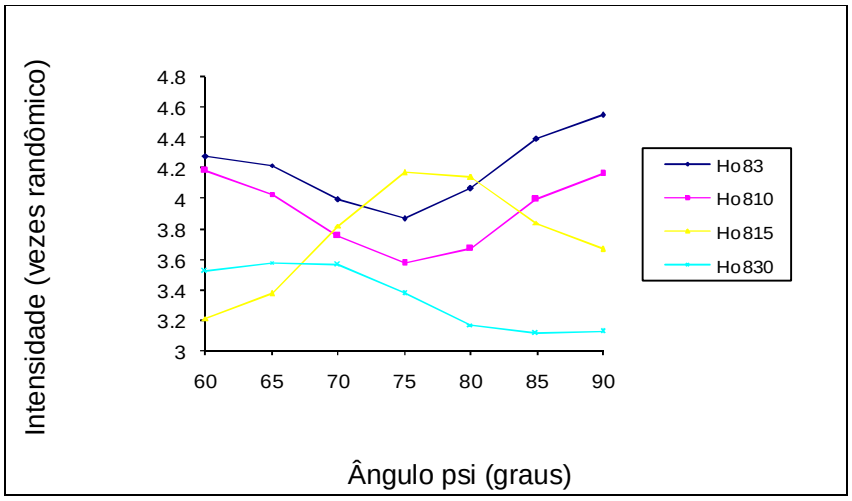


Figura III.9: Fibras gama das amostras recozidas convencionalmente.

A fibra gama mostra altas intensidades para a amostra recozida por 3 minutos. A curva da amostra recozida por 10 minutos mostra um comportamento parecido, porém com intensidade um pouco menor. Após o recozimento por 15 minutos, a amostra apresentou uma curva praticamente invertida, mas com uma média de intensidade menor do que das amostras recozidas por 3 e 10 minutos (ver figura III.9). A menor intensidade média da fibra gama foi encontrada para a amostra recozida por 30 minutos.

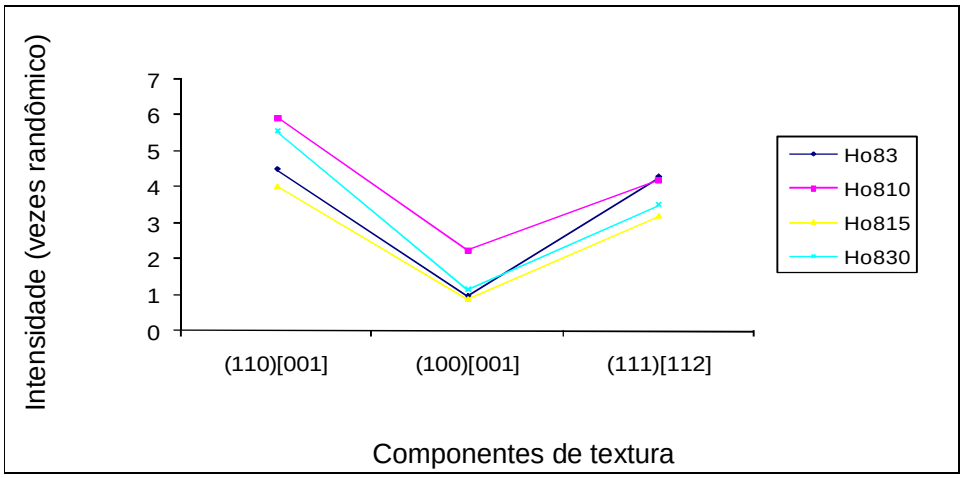


Figura III.10: Relação entre componentes de textura e tempo de recozimento para o recozimento convecional.

A figura III.10 mostra as relações entre as orientações mais importantes, sendo elas a orientação de Goss, orientação de cubo e orientação (111)[112], e o tempo de recozimento convencional. Somente na amostra recozida por 10 minutos foi desenvolvida uma leve textura de cubo, textura essa que nas amostras recozidas por 3, 15 e 30 minutos desaparece totalmente. Também a textura de Goss e bem mais desenvolvida depois do recozimento por 10 minutos, seguida pela amostra recozida por 30 minutos. O recozimento por 15 e 30 minutos conseguiu diminuir levemente o desenvolvimento da orientação (111)[112] em relação a amostra recozida por 3 e 10 minutos.

III.2.4 Amostras recozidas no campo magnético

A figura III.11 mostra as FDOCs para as seções constantes de phi=0° e phi=45° para as amostras recozidas dentro do campo magnético a 17 Teslas por 3, 10, 15 e 30 minutos. Podemos observar que a amostra que foi recozida por 3 minutos tem uma intensidade da textura de Goss de 3,2 vezes o randômico e não mostrou textura de cubo. A textura {001}<110> apareceu com uma intensidade de 2,4 vezes o randômico e a textura {111}<112> foi encontrada com intensidade igual a 3,8 vezes o randômico. A amostra Hm810 mostrou uma textura de Goss mais intensa, de 4,5 vezes o randômico, mas não desenvolveu uma textura de cubo. A textura {001}<110> aparece tambem mais forte do que na amostra Ho83, com 3,2 vezes o randômico e, finalmente, a textura {111}<112> apresentou intensidade igual a da amostra Hm83 com intensidade de 3,8 vezes o randômico. A amostra que foi recozida no campo magnético por 15 minutos mostrou uma textura parecida com a da amostra recozida por 10 minutos, com as intensidades da textura de Goss atingindo um valor de 4 vezes o

randômico, da componente de textura {001}<110> igual a 3,1 vezes o randômico e textura de a cubo novamente nula. A textura {111}<112> apresentou intensidade de 3,8 vezes o randômico. A amostra recozida por 30 minutos mostrou uma intensidade de textura de Goss mais fraca com 3 vezes o randômico e continuou não desenvolvendo textura de cubo. A textura {001}<110> foi encontrada com maior frequência, com uma intensidade de 4,7 vezes o randômico e a textura {111}<112> consegui diminuir bastante apos de 30 minutos de recozimento magnético, atingindo uma intensidade de 2,3 vezes o randômico.

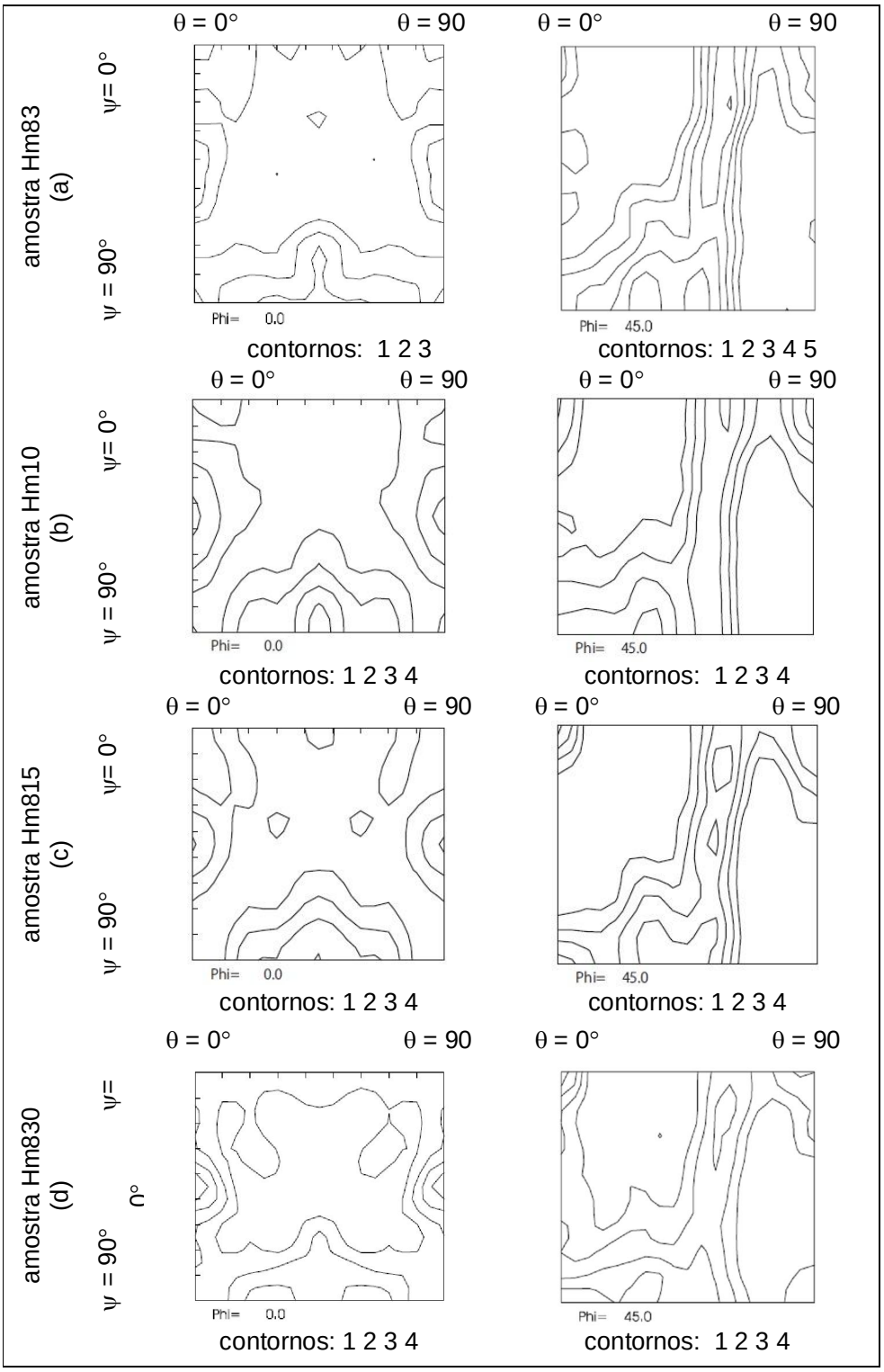


Figura III.11: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Hm83, (b) Hm810, (c) Hm815, (d) Hm830.

A figura III.12 mostra a fibra eta para as amostras recozidas dentro do campo magnético a 17 Teslas. A amostra recozida por 10 minutos mostrou a maior intensidade da orientação de Goss, seguida pela amostra recozida por 15 minutos.

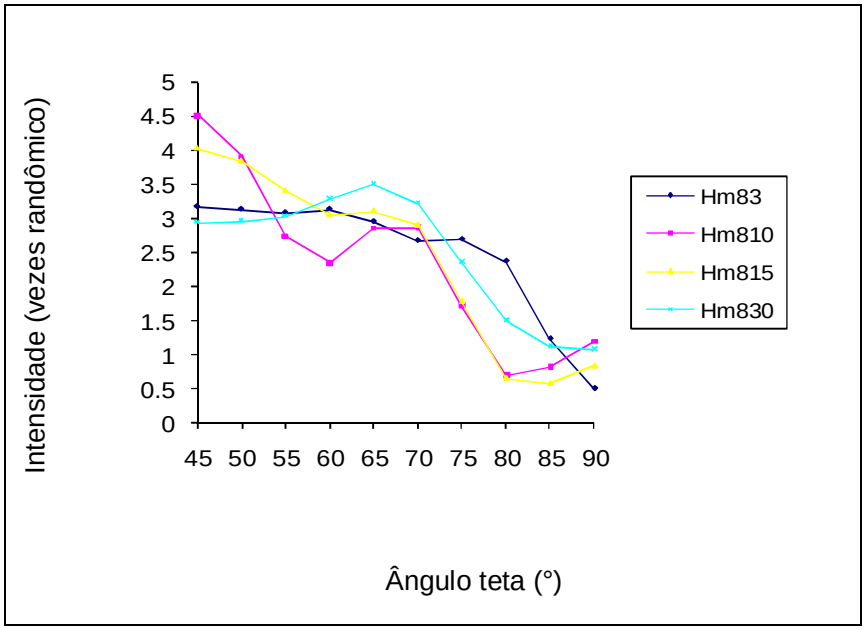


Figura III.12: Fibra eta das amostras recozidas no campo magnético.

A fibra teta foi, na média, mais intensa na amostra recozida por 30 minutos. A amostra recozida por 10 minutos mostrou uma maior intensidade da fibra teta quando comparada com as amostras recozida magneticamente por 3 e 15 minutos. Isso pode ser observado na figura III.13.

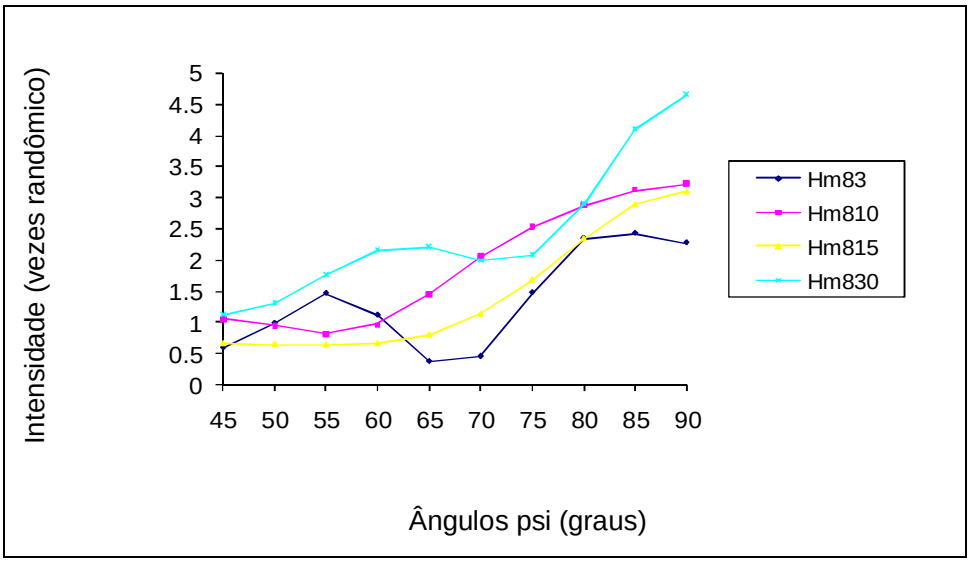


Figura III.13: Fibras teta das amostras recozidas no campo magnético.

Além de ter uma ótima presença de fibra teta, a amostra recozida por 30 minutos no campo magnético mostra a menor intensidade de fibra gama, conforme mostrado na figura III.14. As amostras recozidas no campo magnético por 3, 10 e 15 minutos apresentam curvas de fibra gama com comportamento bem parecido, sendo que a amostra recozida por 10 minutos mostra a intensidade da fibra gama menor dentre estas três amostras.

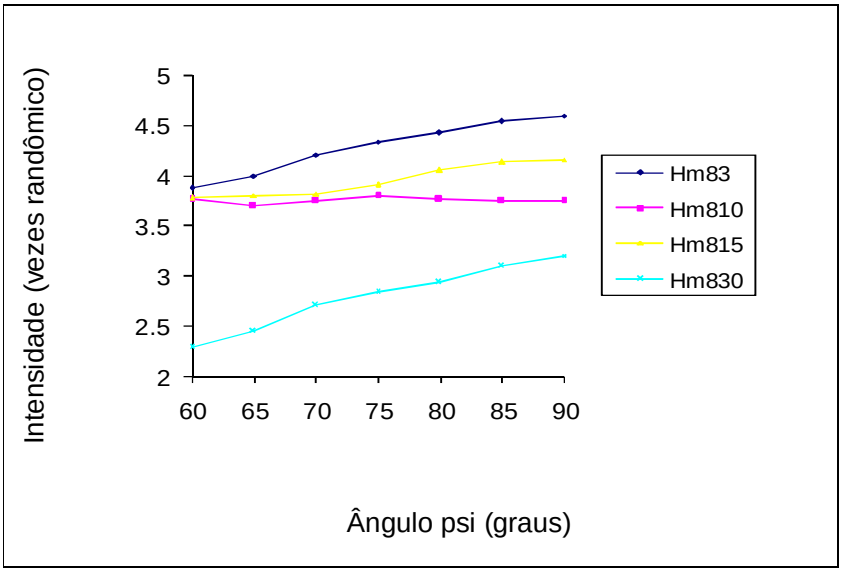


Figura III.14: Fibras gama das amostras recozidas no campo magnético.

A figura III.15 mostra as relações entre as orientações de Goss, orientação de cubo e orientação (111)[112] e o tempo de recozimento magnetico magnético. Da mesma forma que para as amostras recozidas conventionalmente, aqui também podemos observar que a amostra recozida magneticamente por 10 minutos é a amostra que mostra o maior desenvolvimento da textura de Goss. A textura de cubo não foi desenvolvida em nenhuma das 4 amostras. A amostra Hm830 mostrou a menor intensidade de textura de Goss, mas foi a unico tempo de recozimento que conseguiu reduzir a intensidade da componente de textura {111}<112>.

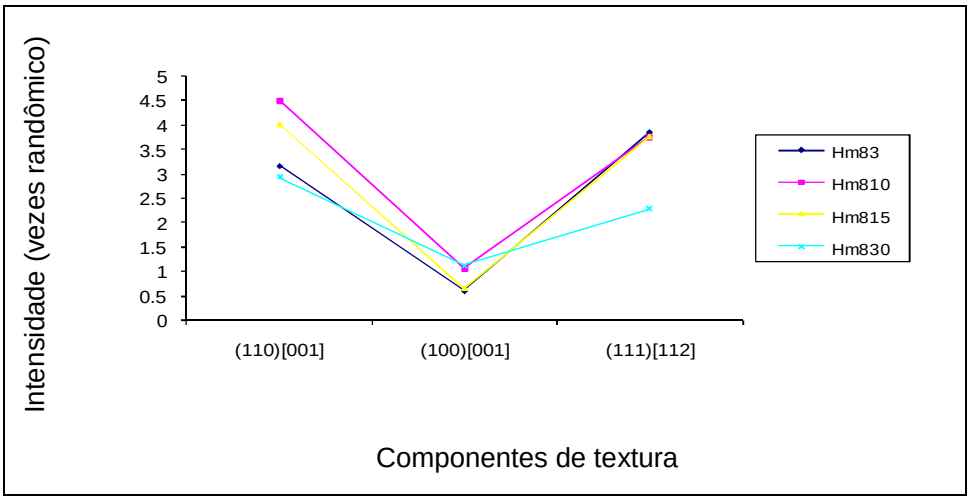


Figura III.15: Relação entre componentes de textura e tempo de recozimento magnético.

III.3 Microscopia Eletronica de Varredura

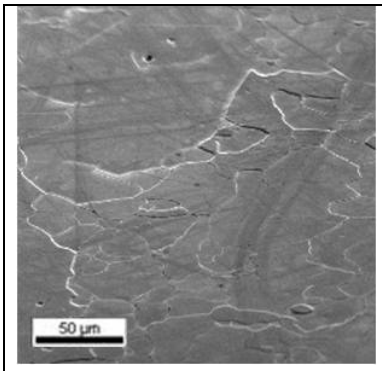
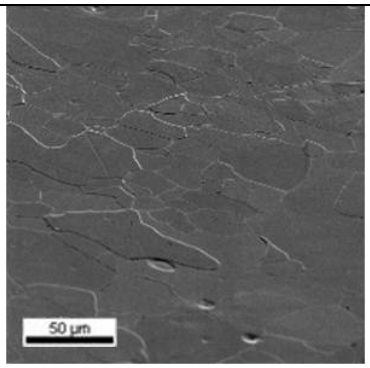
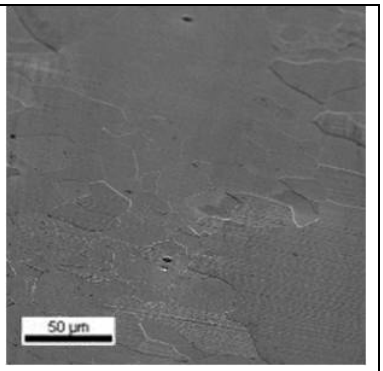
III.3.1 Amostras recozidas convencionalmente

Através dos dados coletados do microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram analisadas a distribuição de tamanho de grão, a textura e propriedades dos contornos de grão das amostras recozidas convencionalmente e recozidas no campo magnético com magnitude de 17 Teslas por 3, 10 e 15 minutos. A avaliação por microscopia eletrônica das amostras recozidas convencionalmente e magneticamente por 30 minutos não pode ser realizada devido a problemas técnicos apresentados por este equipamento.

III.3.1.1 Tamanho de grão

A tabela III.1 mostra as áreas que foram analizadas nas amostras recozidas convencionalmente por 3, 10 e 15 minutos com informações sobre tamanho da área analisada e tamanho médio de grão encontrado. A análise de uma área de 39921,2 μm^2 da amostra Ho83 mostrou que quase metade (49%) desta área é fomada por grãos com área de até 769,23 $\mu m^{2.}$. A amostra possui ainda poucos grãos com uma área entre 769,23 e 3076.92 μm^2 e um grão bastante maior, ocupando 22% da area total analisada, medindo 8729,54 μm^2. A distribuição de tamanho de grão da amostra Ho83 é mostrada na figura III.16. O diâmetro médio de grão encontrado na área analisada foi de 7,05 µm, levando a um tamanho médio de grão para esta área da amostra equivalente a 39,05 μm^2.

Tabela III.1: Áreas analisadas pelo MEV das amostras recozidas convencionalmente.

		
Tamanho da área: 39921,2 µm^2	Tamanho da área: 53076,2 µm^2	Tamanho da área: 48630,5 µm^2
Tamanho médio de grão: 39,05 µm^2 Diâmetro médio de grão: 7,05 µm	Tamanho médio de grão: 362,75 µm^2 Diâmetro médio de grão: 21,49 µm	Tamanho médio de grão: 46,50 µm^2 Diâmetro médio de grão: 7,69 µm
Ho83	Ho810	Ho815

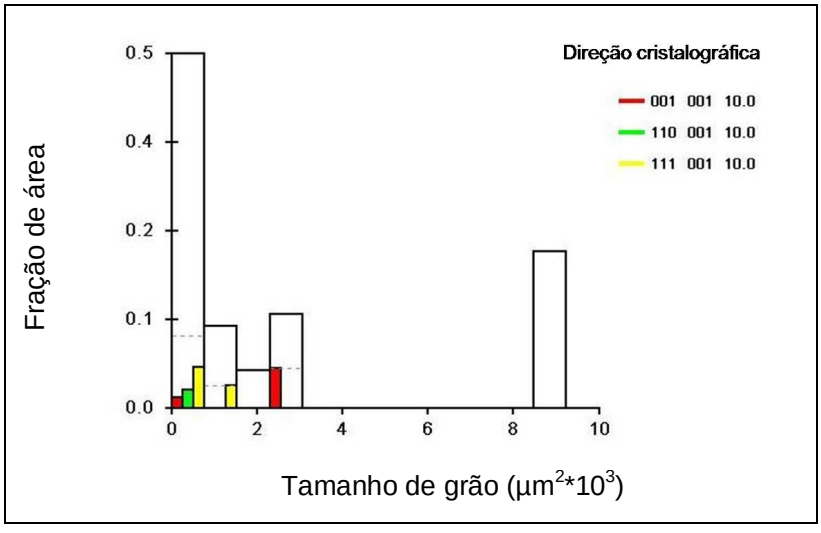


Figura III.16: Distribuição de tamanho de grão da amostra Ho83.

Na amostra Ho810 foi analisada uma área de 53076,2 μm^2. Mesmo sendo uma área bem maior do que analisada na amostra Ho83, a amostra recozida por 10 minutos mostrou um número de grãos detectados muito menor, um total de 148 grãos. Esse resultado sugere que o tamanho médio dos grãos nesta amostra deva ser bem maior. Na figura III.17 podemos observar que 40% da área esta ocupada por grão menores do que 1000 μm^2, o que equivale a 91% do número total de gãos. Existem mais 12 grãos com um tamanho entre 1000 e 4000 μm^2 e da mesma forma que ocorreu na amostra recozida por 3 minutos, na amostra Ho810 também apareceu um único grão com um tamanho de grão bem maior do que os outros. Na amostra Ho810 este único grão menciondo tinha tamanho de 8518,23 μm^2 ocupando 16% da área analisada. O valor de área média de grão encontrado foi de 362,75 μm^2.

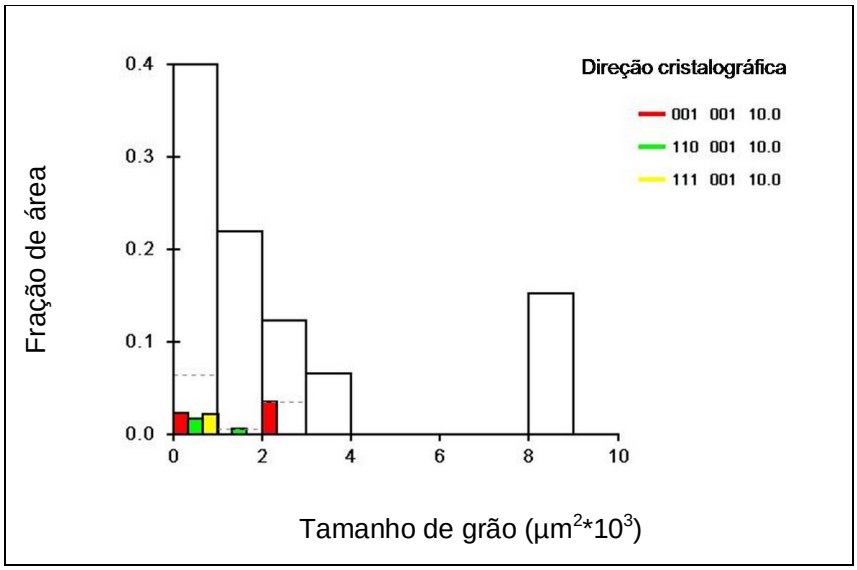


Figura III.17: Distribuição de tamanho de grão da amostra Ho810.

A área analisada na amostra recozida convencionalmente por 15 minutos foi de 48630,5 μm^2, sendo que 99% dos grãos encontrados tinham área de até 769,23 μm^2. Mas esses 99% dos grãos ocupam somente 28% da área analisada, mostrado na figura III.18. Mais 30% da área esta ocupada por 10 grãos que possuem tamanho entre 769,23 e 3076,92 μm^2, 24% da área esta ocupada por dois grãos medindo até 6153,85 μm^2 e um único grão, ocupando 19% da área, com um tamanho de 9214,51 μm^2. O diâmetro médio de grão na amostra recozida convencionalmente por 15 minutos é 7,69 µm e a área média dos grãos é de 46,50 μm^2.

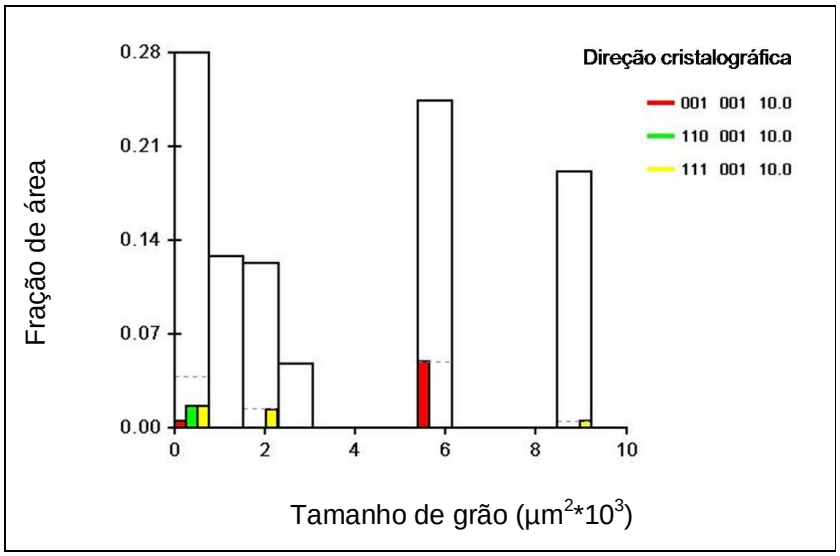


Figura III.18: Distribuição de tamanho de grão da amostra Ho815.

Todas as três amostras recozidas convencionalmente mostram uma distribuição de tamanho de grão parecido. No geral existem muitos grãos de tamanho pequeno e alguns poucos de tamanho maior. Uma única diferença que podemos observar é que a área média dos grãos da amostra recozida convencionalmente por 10 minutos é aproximadamente 3 vezes maior do que das amostras recozidas convencionalmente por 3 ou 15 minutos.

III.3.1.2 Textura

Nas figuras III.16, III.17 e III.18 podemos ver o percentual da área para certos tamanhos de grãos com as orientações especificas {001}<001>, {011}<001> e {111}<001>. Na amostra Ho83 aproximadamente 17% dos grãos até 769,23 μm^2 tem uma textura com a direção [001], que é a direção de fácil magnetização, paralela a direção da laminção. Cerca de 4% desses 17% grãos apresentam orientação de Goss e 3% apresenta textura de cubo. A textura de cubo aparece novamente num grão com área maior, de até 3076,92 μm^2. O maior grão presente nesta área medida, com 8729,54 μm^2 não possui nenhuma das três orientações relacionadas (Figura III.16). Na figura III.17 podemos observar que as orientações especificadas, contendo a direção de fácil magnetização paralela a DL, estão mais presentes nos grãos menores. No total, cerca 10% da área esta ocupando por essas três componentes de textura. A textura de cubo apareceu em cerca 12% dos grãos menores, com até 1000 μm^2 e em um dos três grãos medindo até 3000 μm^2. Os grãos com textura de Goss equivalem a cerca de 10 % dos grãos menores com até 1000 μm^2 e esta presente em um dos oito grãos com dimensão de até 2000 μm^2. A figura III.18 mostra a distribuição das três componentes de textura {001}<001>,

{011}<001>, {111}<001> para a amostra recozida convencionalmente por 15 minutos. Essas três componentes ocupam um total de aproximadamente 12% da área analisada desta amostra. A textura de cubo está presente em somente cerca de 2,5% dos grão menores com ate 769,23 μm^2 e no grão de 6153,85 μm^2. A textura de Goss aparece somente nos grãos menores, com até 769,23 μm^2 e com um percentual entre esses grãos pequenos de aproximadamente 6%. De um maneira geral, para todas as amostras recozidas convencionalmente a maior probabilidade de grãos com textura de cubo e textura de Goss ocorreu para os grãos menores, com no máximo 1000 μm^2. Entre eles, o maior percentual foi o encontrado na amostra recozida por 10 minutos. Como a amostra Ho810 tem um tamanho de grão médio maior do que as outras duas amostras analisadas pelo MEV, podemos, talvez, sugerir que um aumento nas texturas de cubo e de Goss resultam em um aumento de tamanho de grão.

III.3.1.3 Contorno de grão

O ângulo de misorientação que existe entre dois grãos tem influência nas propriedades magnéticas (veja capítulo 6.1). A figura III.19 mostra uma curva de distribuição de misorientação de contorno de grão para um policristal randômico. Podemos observar que o maior número de grãos apresentam valor de misorientação variando entre 20 e 60° com um máximo de misorientações acontecendo com aproximadamente 48°.

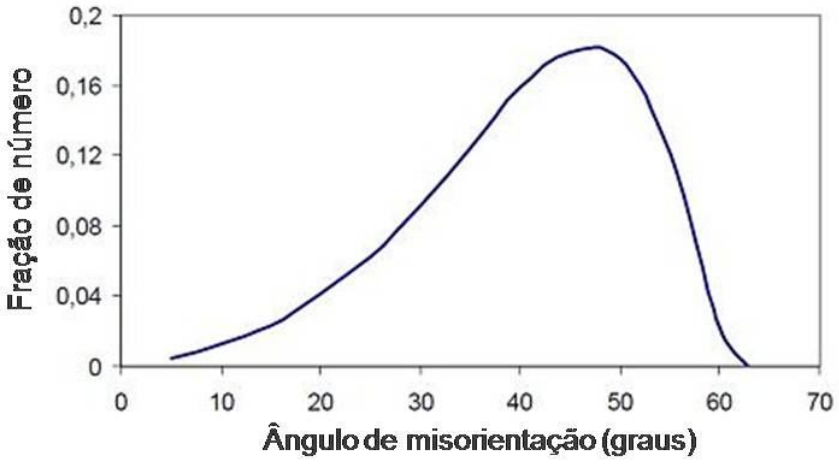


Figura III.19: Distribuição de misorientação de contorno de grão para um policristal randomico [Mackenzie, 1958].

A distribuição de misorientação da amostra Ho83, mostrada na figura III.20, é parecida com a de policristal randômico. Podemos observar que nesta amostra aparecem mais misorientações de baixo ângulos, enquanto o número de ângulos médios é um pouco menor do que no policristal randômico. Aproximadamente 53% dos grãos apresentam misorientações entre 20° e 45° e apenas 20% dos grãos possuem ângulo de misorientação entre 50° e 55°.

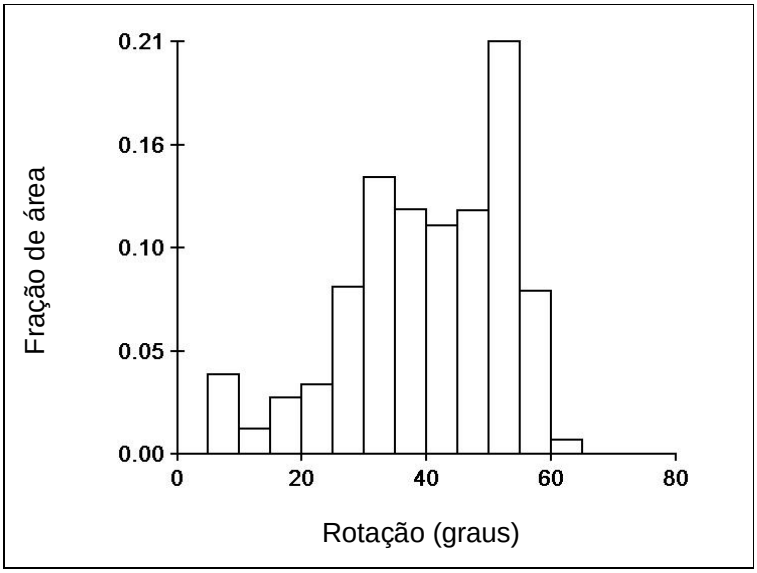


Figura III.20: Distribuição de misorientação da amostra Ho83.

A figura III.21 mostra a distribuição de misorientação da amostra Ho810. A distribuição nesta amostra e bem diferente da distribuição do policristal randômico. No total 45% dos grãos possuem ângulos de misorientação entre 20° e 45° e 34% dos restantes deles misorientação entre 50° e 55°.

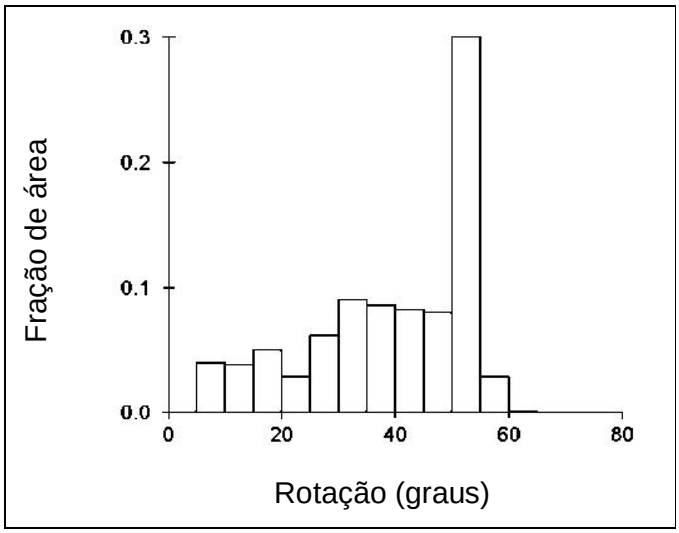


Figura III.21: Distribuição de misorientação da amostra Ho810.

A amostra recozida por 15 minutos mostra uma distribuição de misorientação similar a da amostra recozida por 3 minutos, conforme mostrado na figura III.22. Quarenta e nove porcento da microestrutura desta amostra e formada por grãos com ângulos de misorientação entre 20° e 45°, e 20% por grãos com ângulo de misorientação entre 50° a 55°.

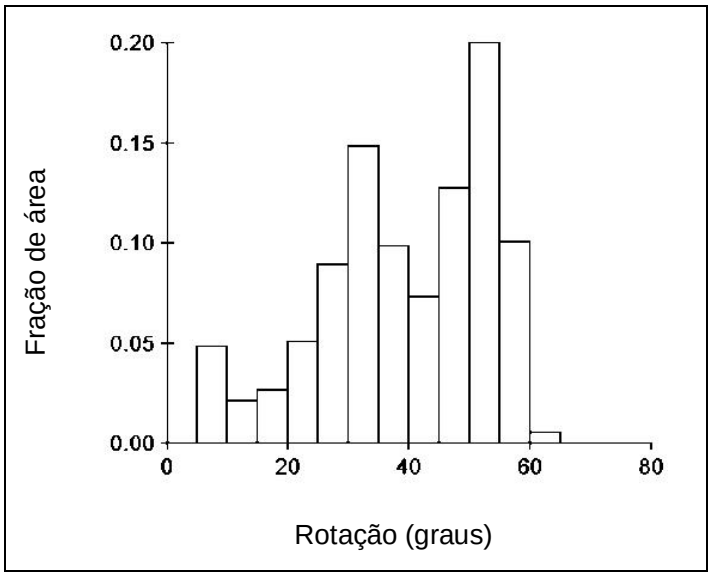


Figura III.22: Distribuição de misorientação na amostra Ho815.

Para todas as três amostras o ângulo de misorientação encontrado com maior fração foi o de 55°. Ângulos de misorientação entre 20° e 45°, são os mais importantes para o aço elétrico. O gráfico da figura III.23 mostra uma comparação entre a microestrutura das amostras recozidas convencionalmente por 3, 10 e 15 minutos por meio da fração de grãos com misorientação entre os ângulos de 20° a 45°, e os ângulos abaixo e acima destes. A amostra recozida convencionalmente por 3 minutos foi a amostra que resultou em um maior numero de grãos com angulos misorientações entre 20 e 45°. Seguido pela amostra recozida convencionalmente por 15 minutos e por último, a amostra recozida por 10 minutos.

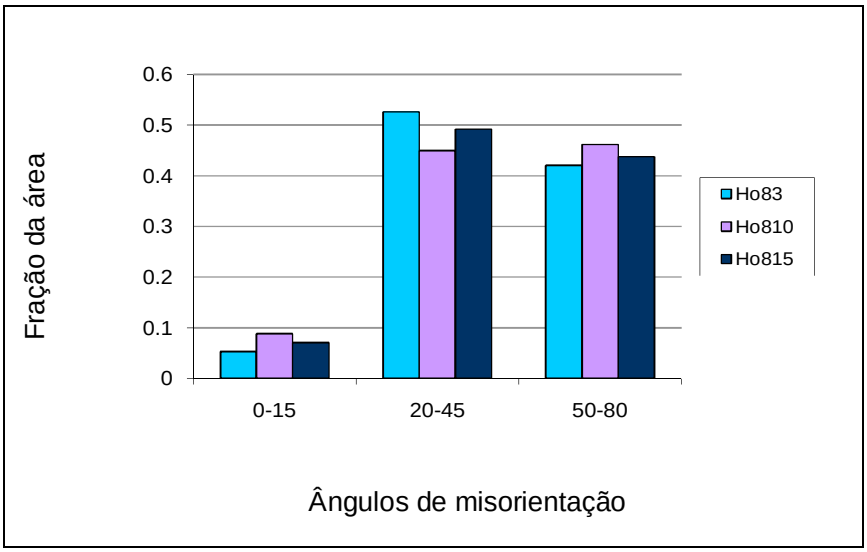


Figura III.23: Distribuição de misorientação das amostras recozidas convencionalmente.

A figura III.24 relaciona os sigmas de 3 a 9, que foram encontrados para as amostras recozidas convencionalmente. Estes valores de sigma, que representam os sitios de coincidêndia da rede cristalina (CSL) são os mais importantes para o aço elétrico. Como podemos observar nesta figura, os sigmas de 3 a 9 correspondem a 27% de todas os CSLs encontrados na amostra Ho815, seguido pela amostra recozida por 3 minutos, Ho83, que mostrou um percentual de sigmas de 3 a 9 igual a 25%. Podemos também observar que essas sigmas se desenvolveram relativamente menos na amostra recozida por 10 minutos, com um percentual de apenas 16%. O maior percentual de CSLs das amostras recozidas por 3 e 15 minutos correspondeu ao $\Sigma 3$. Enquanto eles tinham o máximo deles nesse CSL, a amostra Ho810 mostrou um percentual mais baixo desse CSL. A amostra Ho810, recozida por 10 minutos apresentou os mais baixos valores de $\Sigma 3$ e $\Sigma 5$, mas no entanto, desenvolveu o maior percentual de $\Sigma 7$ em comparação as, as amostras recozidas por 3 e 15 minutos que atingiram percentual mínimo para sigma igual a $\Sigma 7$.

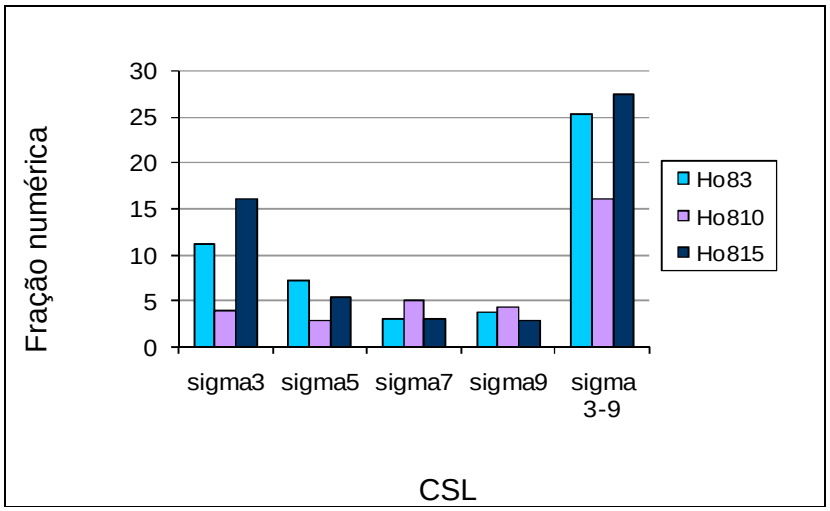


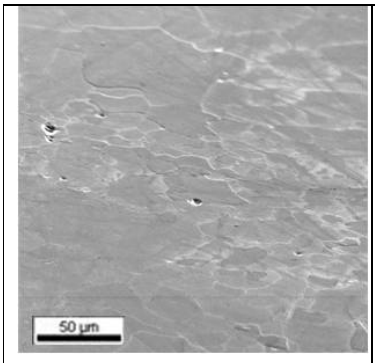
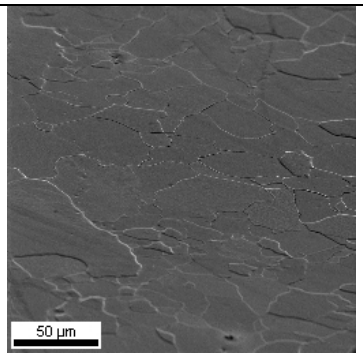
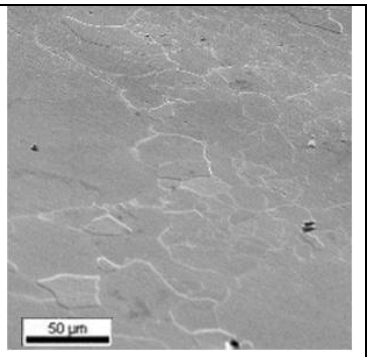
Figura III.24: CSL Boundaries das amostras recozidas convencionalmente.

III.3.2 Amostras recozidas no campo magnético

III.3.2.1 Tamanho de grão

A tabela III.2 mostra micrografias das áreas analisadas através do método de MEV das amostras recozidas no campo magnético com informações sobre os tamanhos das áreas analisadas e os tamanhos médios de grão.

Tabela III.2: Áreas analisadas das amostras recozidas no campo magnético.

		
Tamanho da área: 46884,2 µm^2	Tamanho da área: 58428,5 µm^2	Tamanho da área: 33449,2 µm^2
Tamanho médio de grão: 38,56 µm^2 Diâmetro médio de grão:	Tamanho médio de grão: 88,83 µm^2 Diâmetro médio de grão:	Tamanho médio de grão: 40,59 µm^2 Diâmetro médio de grão:

7,01 µm	10,63 µm	7,19 µm
Hm83	Hm810	Hm815

Na amostra Hm83, 26% da área total analisada é formada por 1214 grãos medindo até 615.38 μm^2, conforme mostrado na figura III.25. Um total de 13 grãos se desenvolveram com tamanho de até 2461,54 μm^2 e mais quatro grãos de tamanhos 3692,31 μm^2, 4923,08 μm^2, 5538,46 μm^2 e 7384,62 μm^2. O diâmetro médio encontrado foi de 7,01 µm.

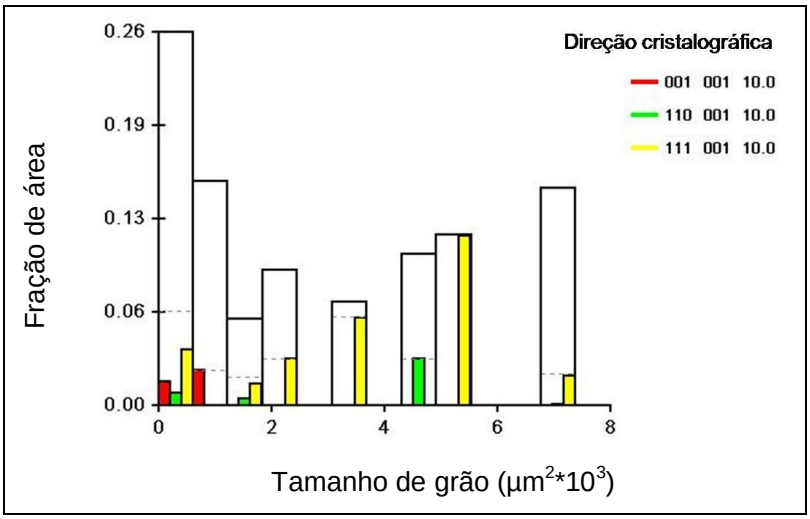


Figura III.25: Distribuição de tamanho de grão da amostra Hm83.

Na amostra recozida magneticamente por 10 minutos foi analizada uma área total de 58428,5 μm^2. Vinte e um porcento dessa área esta ocupada com 632 grãos menores do que 500 μm^2. Na figura III.26 podemos observar que um percentual elevado, 63 % da área analisada, é ocupada com grãos menores do que 1500 μm^2. O número de grãos medidos que possuem um tamanho entre 500 a 1000 μm^2 é de 15 e o número de grãos medidos com tamanho entre 1000 e 1500 μm^2 é de 12, bem menor do que o número de grãos encontrados ate 500 μm^2. Mesmo com o percentual da área ocupada quase igual, podemos observar que a maioria dos grãos encontrados com área de até 500 μm^2 deve ser muito pequeno. Foi encontrado ainda um total de 5 grãos medindo entre 1500 e 5000 μm^2 e o maior grão encontrado apresentou um tamanho de 5608,38 μm^2. O diâmetro médio encontrado foi de 10,63 µm.

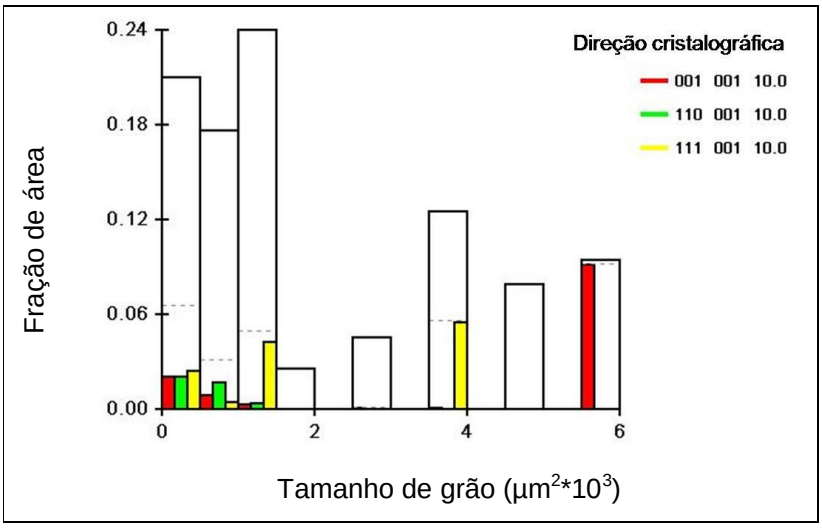


Figura III.26: Distribuição de tamanho de grão da amostra Hm810.

De acordo com a figura III.27, após o recozimento por 15 minutos no campo magnético, a amostra Hm815 mostrou maior percentual de grãos com tamanho pequeno, ate 461,54 μm^2, ocupando 32% dos 33449,2 μm^2 de área analisada. A amostra mostrou mais 9 grãos com tamanho entre 461,54 e 923,08 μm^2 ocupando 18% da área analisada. Foram encontrados 5 grãos medindo entre 923,08 e 4615,38 μm^2 e o maior grão encontrado, ocupando 16% da área analisada média 5261,97 μm^2. O tamanho médio de grão encontrado foi de 40,59 μm^2 e o diâmetro médio foi de 7,19 μm.

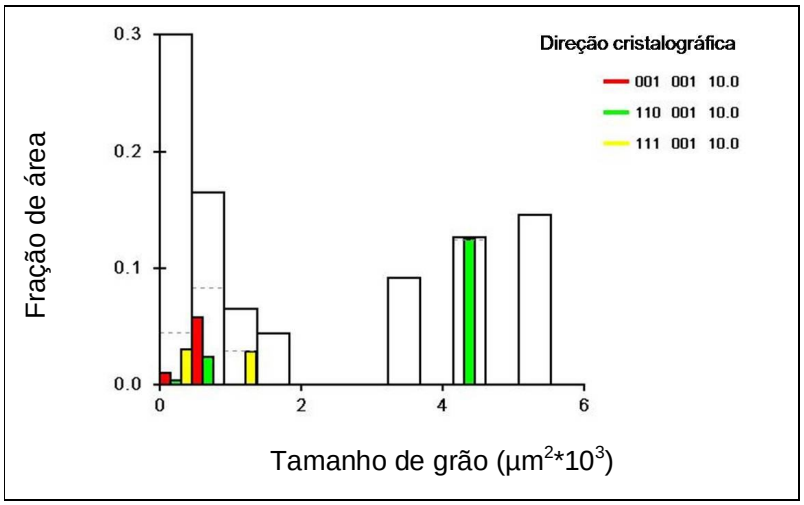


Figura III.27: Distribuição de tamanho de grão da amostra Hm815.

III.3.2.2 Textura

As figuras III.25, III.26 e III.27 mostram, além da distribuição de tamanhos de grão, a distribuição de três orientações preferenciais {001}<001>, {011}<001> e {111}<001> em relação ao tamanho de grão para as amostras recozidas magneticamente por 3, 10 e 15 minutos. Na amostra recozida por 3 minutos podemos observar que muitos grãos, independente do tamanho, tem a orientação não desejada {111}<001>(figura III.25). A textura de cubo somente aparece nos grãos pequenos com até 1230,77 μm^2 em cerca 15% dos grãos. A Textura de Goss quase não foi desenvolvida, somente levemente nos grãos pequenos com até 1846,15 μm^2 e nos grãos com tamanho entre 4307,69 e 4923,08 μm^2. Na figura III.26 podemos observar que na amostra Hm810, a presença da textura {111}<001> foi encontrada com menor frequência. Ela aparece principalmente nos grãos pequenos com até 1500 μm^2 e em um dos dois grãos encontrados com dimensão entre 3500 e 4000 μm^2. A textura de cubo foi também encontrada nos grãos pequenos com ate 1500 μm^2 com uma frequência de mais ou menos 7% dos grãos. O maior grão encontrado, com tamanho 5608,38 μm^2 também mostrou a orientação de cubo. A textura de Goss apareceu somente nos grãos pequenos medindo ate 1500 μm^2 com uma frequência de mais ou menos 9 % dos grãos. Na amostra recozida no campo magnético por 15 minutos a textura {111}<001> diminuiu ainda mais aparecendo somente nos grãos pequenos com até 1384,62 μm^2. A textura de cubo se desenvolveu em aproximadamente 17% dos grãos pequenos com até 923,08 μm^2, (figura III.27). A textura de Goss apareceu com cerca de metade da frequência da textura de cubo nos grãos pequenos com até 923,08 μm^2 e foi encontrada também no grão com maior tamanho, entre 4153,85 e 4615,38 μm^2.

III.3.2.3 Contorno de grão

As misorientações na amostra recozida por 3 minutos no campo magnético apresentam uma distribuição diferente da encontrada para um policristal randômico (figura III.19, III.28). A amostra Hm83 mostra, relativamente um grande percentual de misorientações de baixo ângulo se comparada a um policristal randômico. No total, 49% dos grãos possuem ângulos de misorientação entre 20° e 45°. O percentual de grãos com misorientação entre 50° e 55° representam um percentual de 18% da microestrutura.

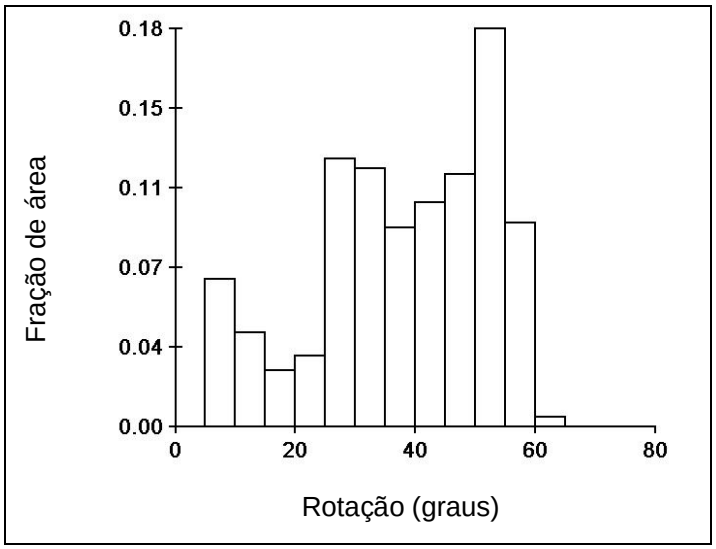


Figura III.28: Distribuição de misorientação da amostra Hm83.

A distribuição de misorientação da amostra Hm810, mostrado na figura III.29, se assemelha mais com a distribuição de misorientação para um policristal randômico, mas também mostra uma pequena elevação de misorientações de baixo ângulo. No total, 58% dos grãos medidos possuem ângulo de misorientação entre 20° e 45°. Nesta amostra, grãos com misorientação entre 45° e 50° formaram um percentual de 13,8%.

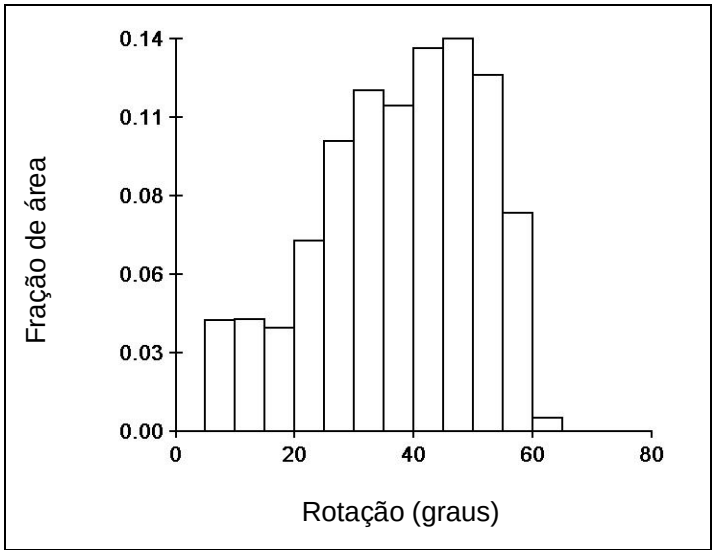


Figura III.29: Distribuição de misorientação da amostra Hm810.

A figura III.30 mostra a distribuição de misorientação para a amostra recozida no campo magnético por 15 minutos que novamente difere um pouco mais da distribuição encontrada para um policristal randômico. Nesta amostra, 53% dos contornos de grão possuem ângulo de

misorientação entre 20° e 45°. Os grãos com ângulo de misorientação entre 50° e 55° correspondem a uma fração de 20% da área medida.

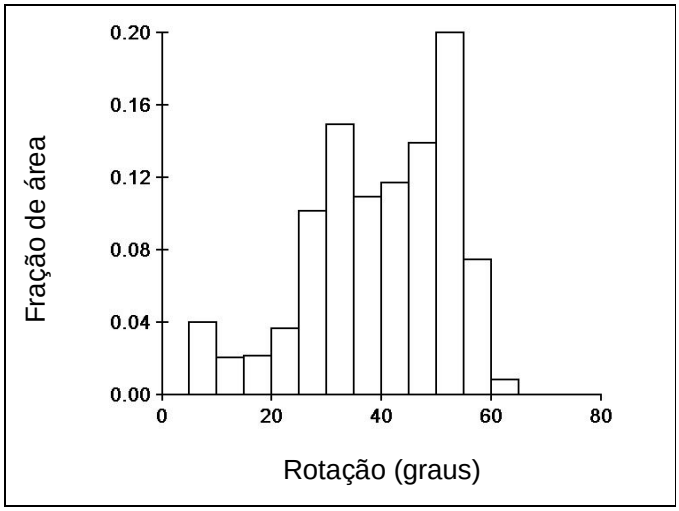


Figura III.30: Distribuição de misorientação da amostra Hm815.

Comparando as distribuições de misorientações das amostras recozidas magneticamente por 3, 10 e 15 minutos, podemos observar que a amostra recozida por 10 minutos desenvolveu maior percentual de misorientação com ângulos entre 20° e 45°, seguida pela amostra recozida por 15 minutos e por último a amostra recozida por 3 minutos (figura III.31).

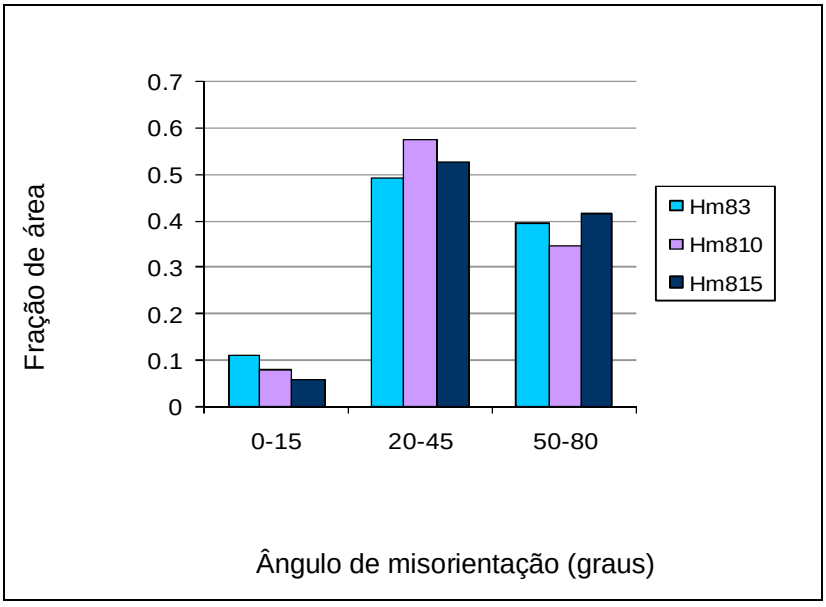


Figura III.31: Distribuição de mistorientação das amostras recozidas no campo magnético.

Conforme ja mencionado, os sitios de coincidencia Σ3 a Σ9 são considerados os mais importantes para o aço elétrico. Conforme mostrado na figura III.32, a amostra recozida por 10 minutos no campo magnético desenvolveu um número elevado destes CSLs, um total de 32% de todos os medidos. A amostra recozida por 3 minutos mostrou um percentual de 23% Σ3 a Σ9, e a amostra recozida por 15 minutos somente 20%. Todas as três amostras desenvolveram principalmente CSLs Σ3. De uma maneira geral, podemos observar que nas amostras recozidas no campo magnético, o percentual de grãos com CSL diminui com o aumento do valor de sigma.

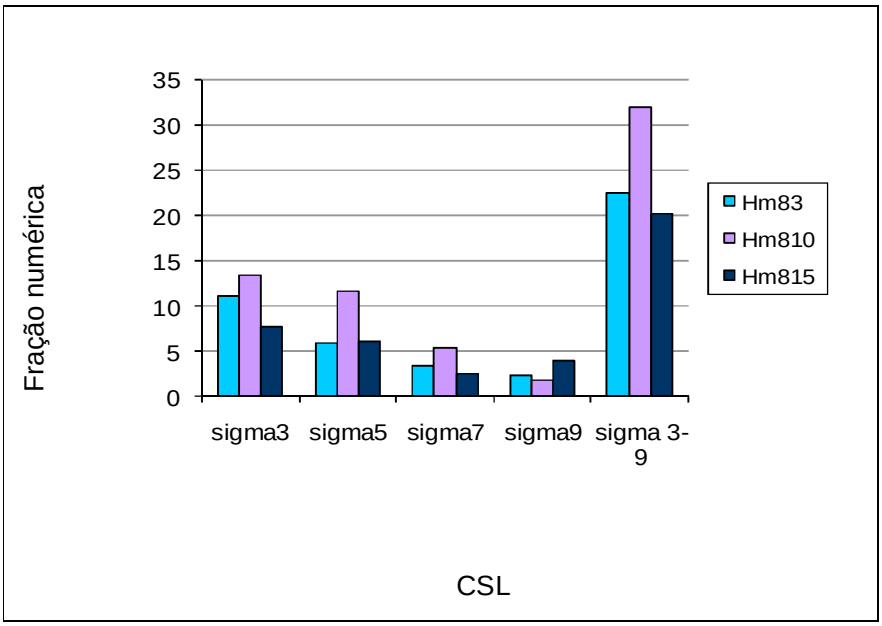


Figura III.32: CSL das amostras recozidas no campo magnético.

IV. Discussão

IV.1 Microscopia ótica

IV.1.1 Amostras recozidas por 3 min

Comparando o tamanho médio de grão da amostra recozida convencionalmente por 3 minutos com o da amostra recozida dentro do campo magnético por 3 minutos, podemos observar que o tamanho médio de grão da amostra recozida convencionalmente é em torno de

20% maior do que o da amostra Hm83v. Com esses tamanhos médios de grão, nem a amostra recozida convencionalmente, nem a amostra recozida no campo magnético se encaixam na faixa de tamanho de grão ótimo que é de 100 a 150 μm [Shimanaka, 1982]. A diferença em tamanho de grão encontrado nas duas amostras pode ter sido causada pela aceleração do processo de recuperação provocada pelo recozimento magnético. Essa aceleração levaria a uma consequente redução da força motriz necessária para a recristalização, resultando em uma redução do crescimento de grão [Xu, 1999]. O efeito do recozimento convencional na microestrutura do aço elétrico, levando a um tamanho de grão final maior do que o encontrado após o recozimento magnético, concorda com os resultados encontrados por outros autores [Skorski, 1967; Markov, 1971; Martikainen, 1981; Watanabe, 1990; Xu, 1999] Analisando as micrografias das amostras Ho83 e Hm83v mostradas na figura IV.1, podemos observar que as duas amostras apresentam microestruturas com distribuição de tamanhos de grão similares com muitos grãos pequenos e alguns poucos grãos bem maiores.

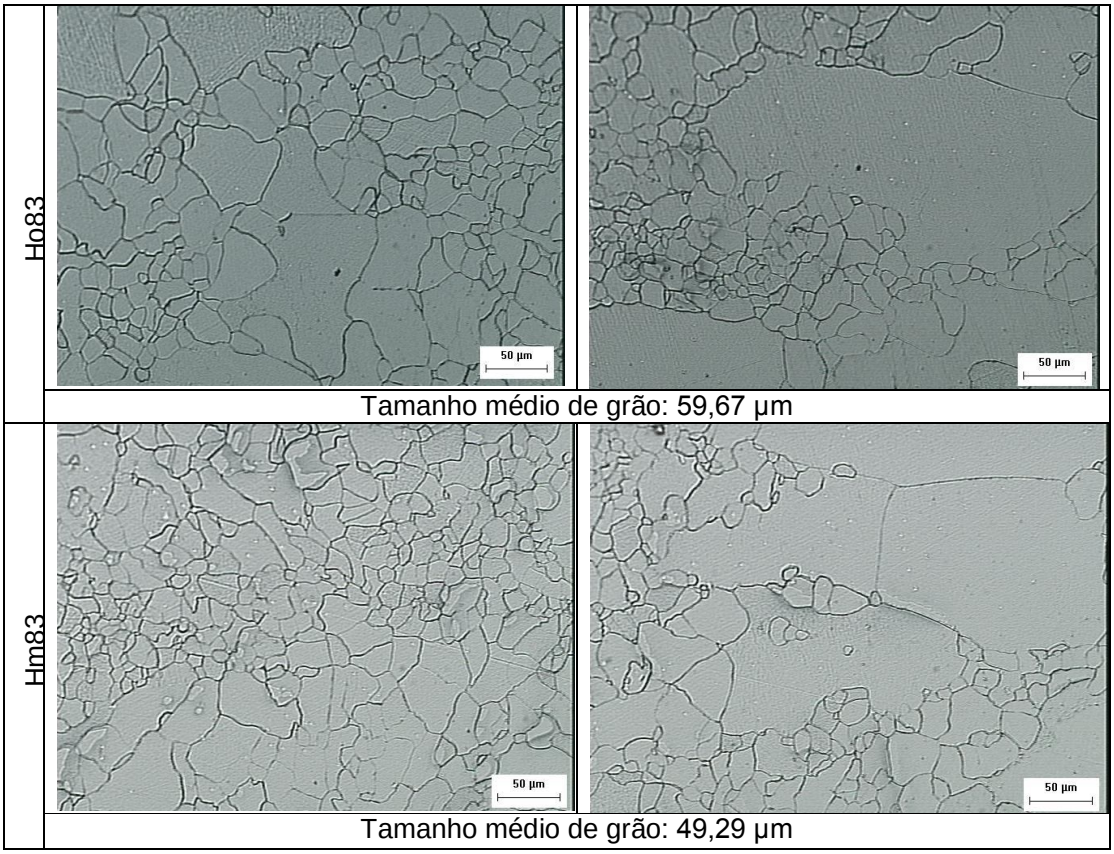


Figura IV.1: Micrografias das amostras recozidas por 3 minutos.

IV.1.2 Amostras recozidas por 10 min

A amostra recozida convencionalmente por 10 minutos mostrou um tamanho médio de grão de 59,91 μm. Este é um tamanho medio de grão pouco maior do que o que foi desenvolvido na amostra recozida no campo magnético por 10 minutos, que foi de 56,07 μm. Novamente, esses valores são fora da faixa de tamanho de grão otimo, que é de 100 a 150 μm [Shimanaka, 1982]. A distribuição do tamanho de grão, que pode ser visto na figura IV.2, é muito parecida com a das amostras recozidas por 3 minutos, e mostram varios grãos pequenos e alguns poucos grãos bem grandes.

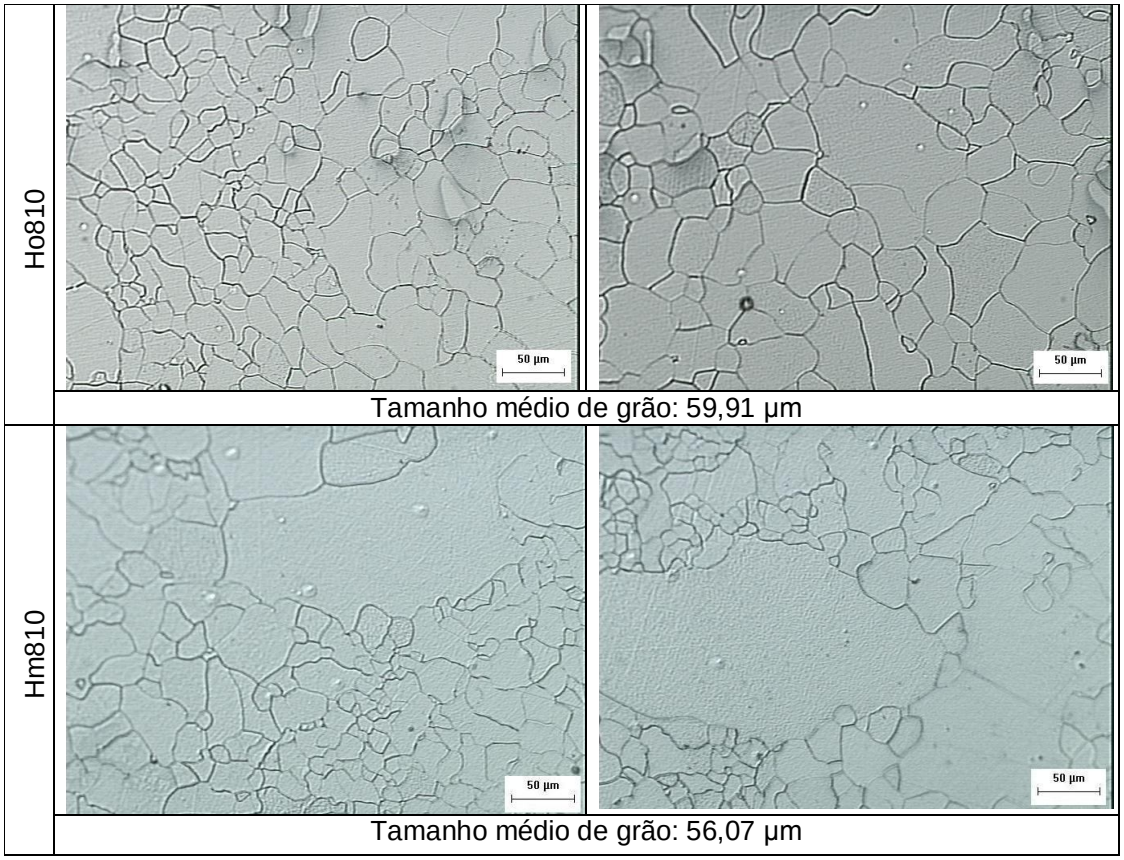


Figura IV.2: Micrografias das amostras recozidas por 10 minutos.

IV.1.3 Amostras recozidas por 15 min

A amostra Ho815 desenvolveu um tamanho médio de grão de 60,16 μm. A amostra recozida no campo magnético, Hm815, mostrou um tamanho médio de grão menor, 52,01 μm. A distribuição de grãos na amostra recozida convencionalmente é mais uniforme do que a da amostra recozida no campo magnético. De acordo com as micrografias da figura IV.3, podemos ver que a amostra Ho815 apresenta grãos pequenos e grãos de tamanho médio, ao contrário da amostra Hm815, aonde podemos perceber, a presença de diversos grãos pequenos e alguns bem maiores.

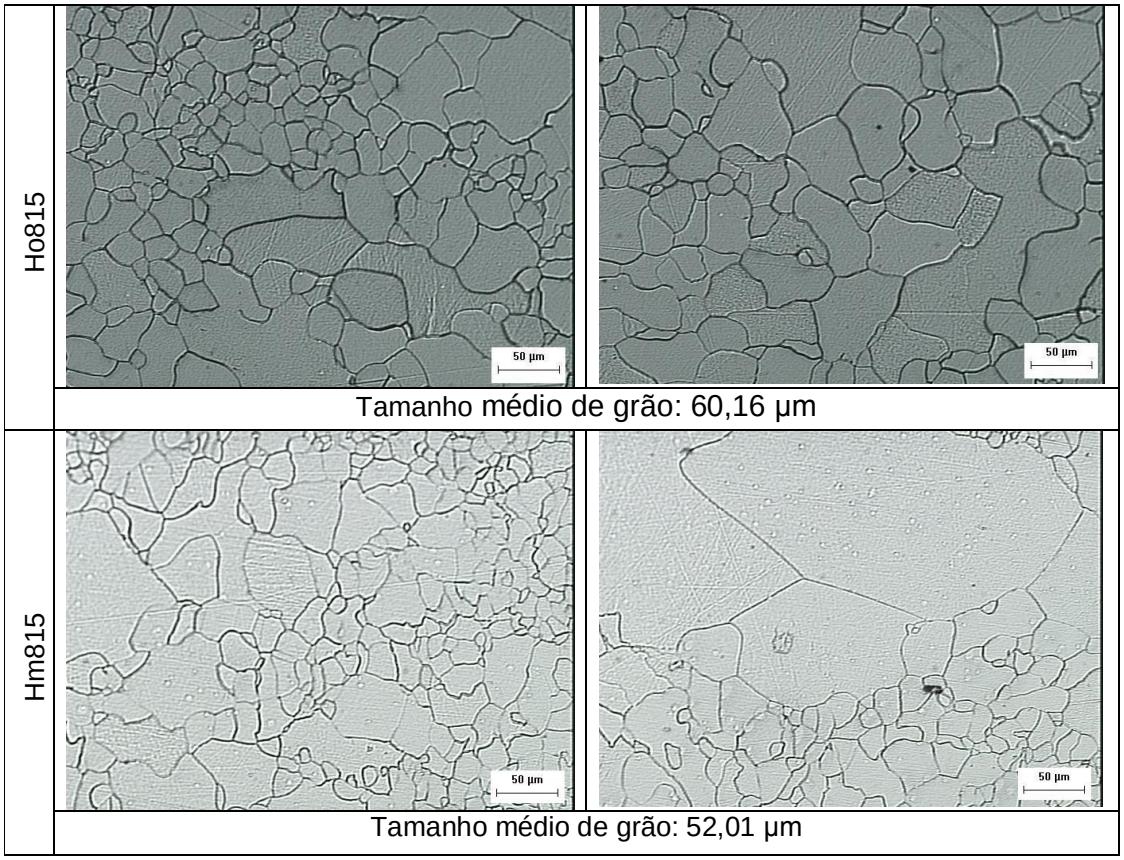


Figura IV.3: Micrografias das amostras recozidas por 15 minutos.

Todas as três amostras, Hm83, Hm810 e Hm815 representam uma distribuição de tamanho de grão com muitos grãos pequenos e alguns poucos grãos grandes. Essa distribuição pode ser causada pelo fato, que certas orientações tendem a crescer mais rápido que outras [Lee, 1995].

IV.1.4 Amostras recozidas por 30 min

De todas as amostras analisadas a amostra Ho830 foi a que mostrou o maior tamanho medio de grão, 70,24 µm. A amostra recozida por 30 minutos dentro do campo magnético mostrou um tamanho médio de grão 26% menor, 51,74 µm. As amostras recozidas por 30 minutos mostraram uma distribuição de tamanhos de grão parecida com as das amostras recozidas por 15 minutos, com muitos grãos de tamanho médio na amostra recozida convencionalmente e muitos grãos pequenos e poucos grãos muito grandes na amostra recozida dentro do campo magnético. A figura IV.4 apresenta duas micrografias representativas para cada uma das amostras recozidas fora e dentro do campo magnético.

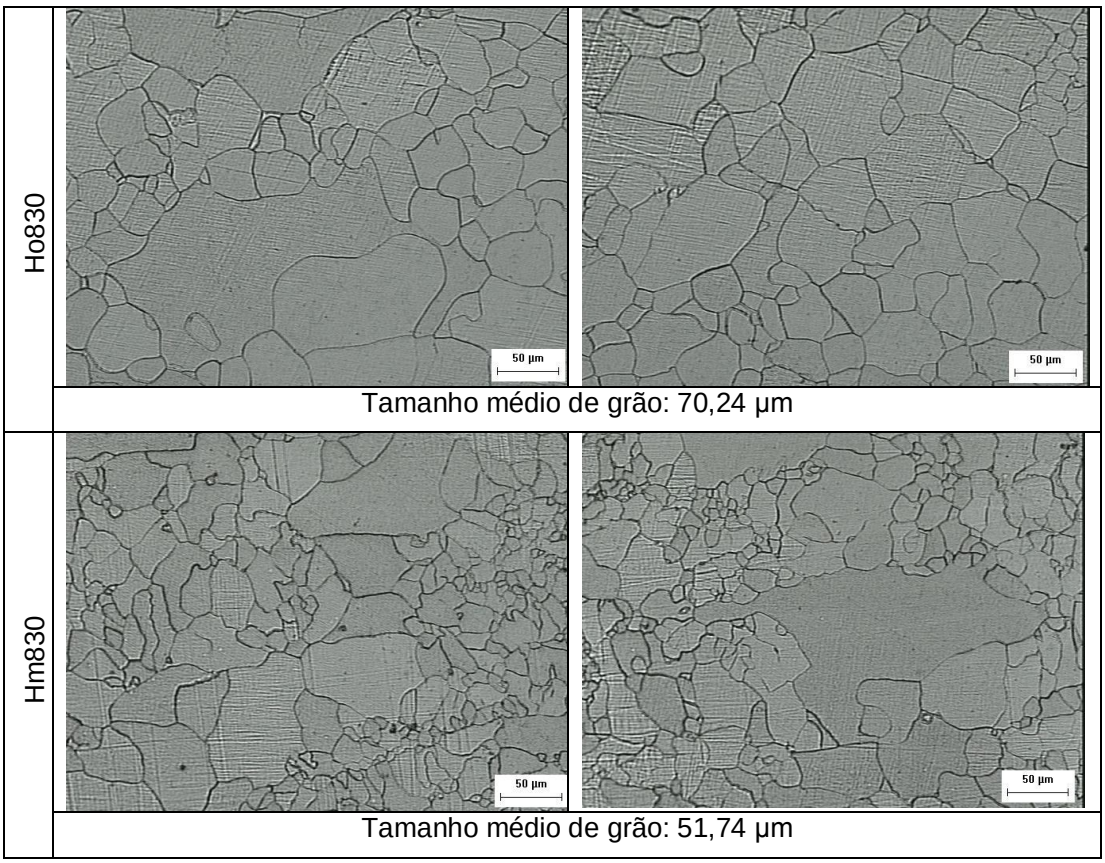


Figura IV.4: Micrografias das amostras recozidas por 30 minutos.

Comparando os tamanhos médio de grão de todas as amostras, podemos observar que o tamanho de grão das amostras recozidas convencionalmente é maior que o das amostras recozidas magneticamente para todos os tempos de recozimento. Outra diferença observada entre os dois modos de recozimento foi que, no caso do recozimento fora do campo, os tamanhos médios de grão permaneceram praticamente constantes até 15 minutos aumentando seu valor somente após 30 minutos de recozimento; enquanto que no caso do recozimento magnético, o tamanho médio dos grãos aumentou de após 10 minutos para então reduzir e para um valor em torno de 52 µm após 15 minutos de recozimento. A figura IV.5 mostra a variação do tamanho médio de grão com o tempo de recozimento para os dois modos de recozimento. Esse resultado está de acordo com Xu que mostrou que a a aplicação do campo magnetico causa uma aceleração do processo de recuperação e com isso provoca uma redução na força motriz, levando a uma redução do crescimento de grão [Xu, 1999].

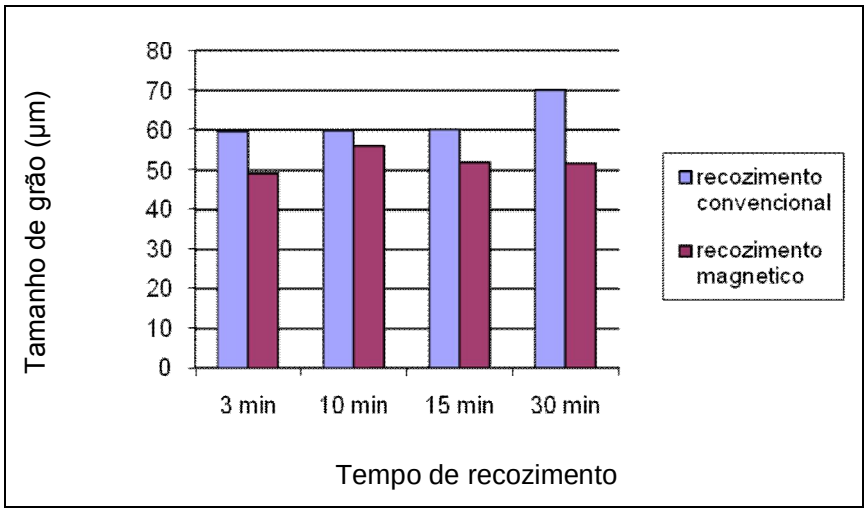


Figura IV.5: Variação de tamanho médio de grão das amostras recozidas convencionalmente e das amostras recozidas no campo magnético.

Nenhuma amostra apresentou um tamanho médio de grão, após o recozimento primário, entre 100 e 150 µm, tamanho ideal para um bom desempenho dos os aços elétricos [Shimanaka, 1982]. Finalmente, com o tempo de recozimento aumentando, as amostras recozidas convencionalmente desenvolveram uma distribuição de tamanho de grão cada vez mais uniforme com grãos de tamanhos médios enquanto a distribuição nas amostras recozidas magneticamente continuavam a ter vários grãos muito pequenos e alguns poucos grãos bastante grandes. Esse efeito pode ser causado pelo fato de que certas orientações, por exemplo a textura de Goss, crescem mais rápido do que outras [Lee, 1995].

IV.2 Textura

IV.2.1 Amostras laminadas a quente e a frio

A amostra laminada á quente mostrou uma forte textura {001}<110> e {111}<112>. Ela não apresentou textura de Goss, nem de Cubo (figura IV.6). Como essa amostra é de um aço elétrico de grão não-orientado, e vai sofrer uma grande redução durante a laminação a frio, a textura encontrada na amostra laminada a quente não vai ter muito influência na textura de deformação [Inagaki, 1987].

A textura depois da laminação a frio mostrou nenhuma componente de Goss, cubo ou {001}<011>. Pesquisadores encontraram uma influência do grau de deformação no desenvolvimento da textura [Lee, 1989; Tschiptschin, 2000]. Lee encontrou um aumento de permeabilidade para um grau de deformação a frio até 78%. Tschiptschin [Tschiptschin, 2000] explicou que, quanto maior o grau de deformação a frio (de 15 a 80%) em um aço de 3,2%Si, mais forte a textura de {100}<011>, {211}<110> e {311}<011> e levemente mais fraca a textura

de Goss. Esse resultado não pode ser confirmado na amostra HCR, uma vez que ela não mostrou nenhuma destas componentes de texturas. A amostra HCR mostrou somente uma forte fibra gama com intensidades de até 5 vezes o randômico. Este é um resultado importante, porque as orientações da fibra gama geram grãos recristalizados com orientação de Goss [Falleiros, 2001].

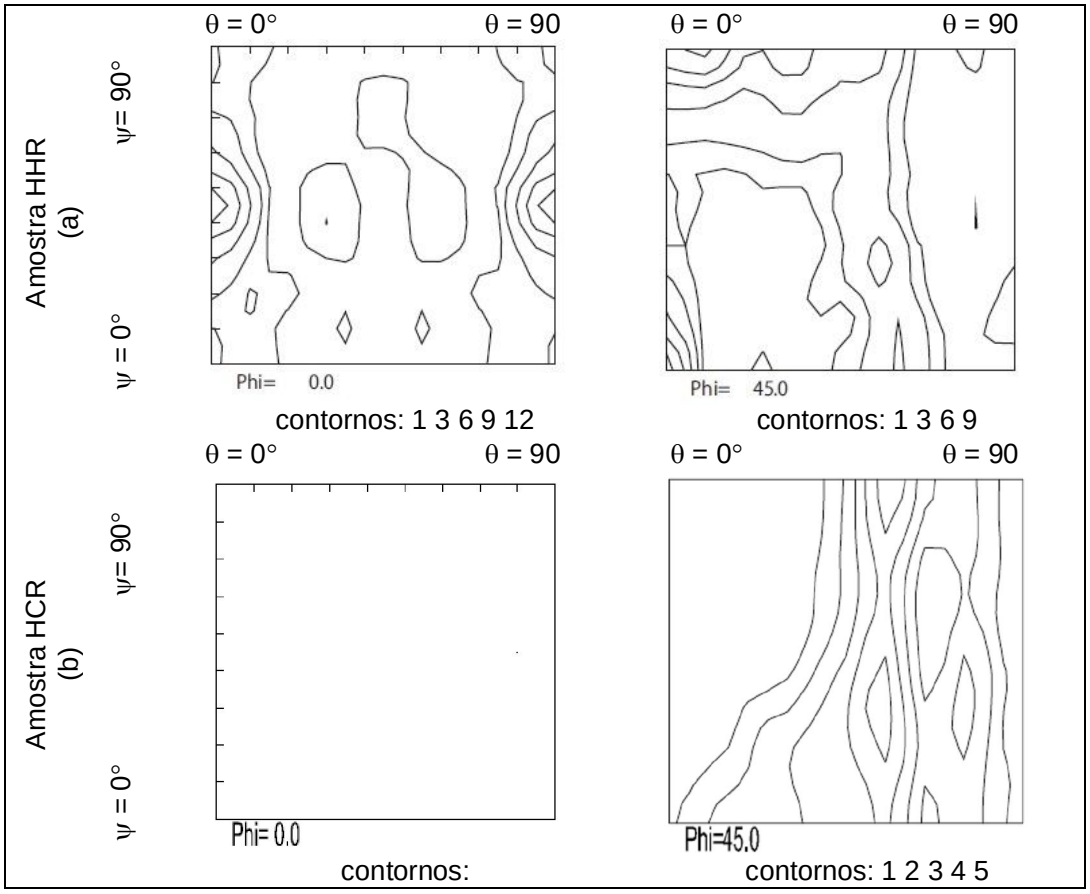


Figura IV.6: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras HHR (a) e HCR (b).

IV.2.2 Amostras recozidas por 3 minutos

Comparando a textura da amostra Ho83 com a da amostra Hm83, mostradas na figura IV.7, podemos observar que as texturas são similares. As duas amostras apresentam textura de Goss, textura {001}<110> e textura {111}<112> sendo que as intensidades encontradas para estas componentes de textura são maiores na amostra recozida convencionalmente.

Enquando a textura de Goss, na amostra Ho83, foi medida com uma intensidade de 4,2 vezes o randômico, a amostra Hm83 mostou somente uma intensidade de 3,2 vezes o randômico. A textura {001}<110> da amostra recozida convencionalmente foi encontrada com 4,4 vezes o randômico enquanto que a amostra Hm83 apresentou intensidade 2,4 vezes o randômico. O recozimento magnético por 3 minutos se mostrou benéfico em relação ao recozimento convencional somente para a componente indesejada {111}<112> que apresentou intensidade levemente reduzida, cerca de 11%, na amostra Hm83. Esses resultados mostram que, no geral, a aplicação do campo magnético não influenciou positivamente a formação da textura na amostra recozida por 3 minutos. Outros pesquisadores encontraram pouca influência da aplicação do campo magnético durante o recozimento com uma temperatura abaixo da temperatura de Curie [Smoluchowski, 1949; Sawyer, 1957; Bhandary, 1962; Adamescu, 1963; Granik, 1966].

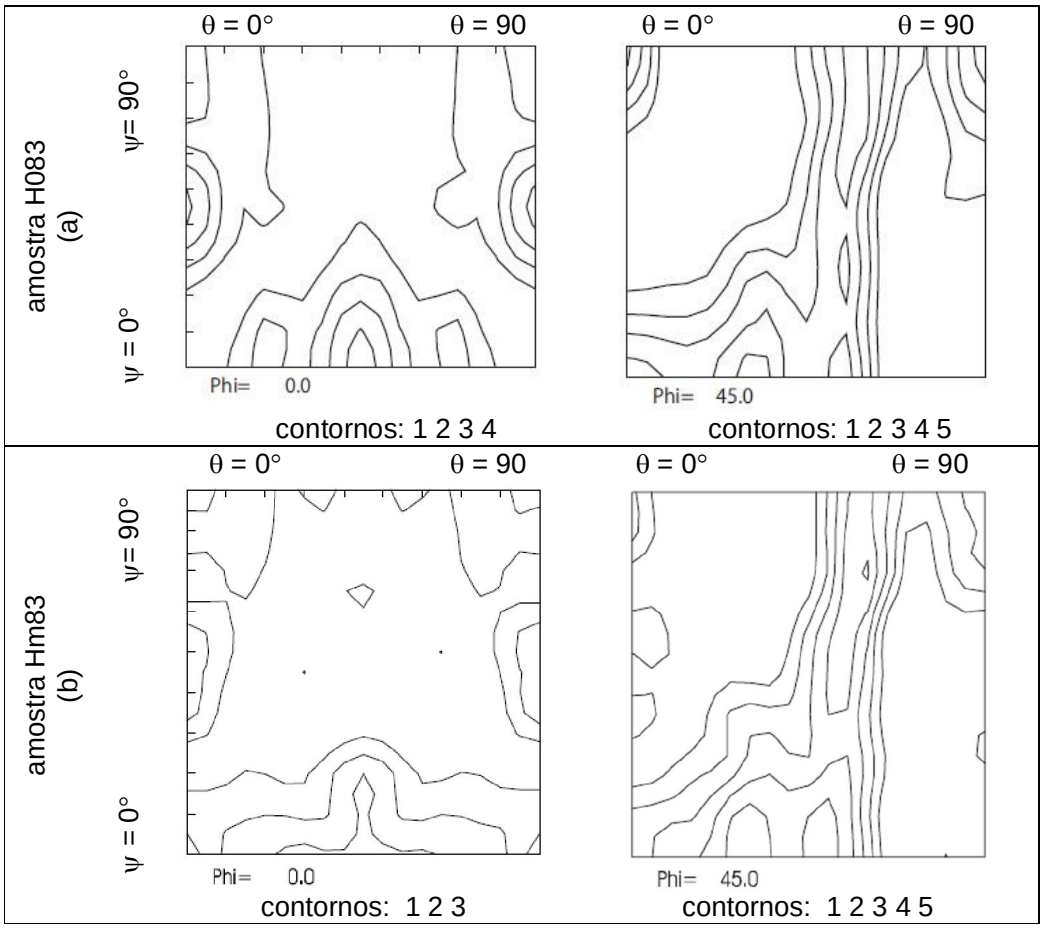


Figura IV.7: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho83, (b) Hm83.

A fibra eta é uma das fibras importantes para o aço elétrico. A figura IV.8 compara as fibras eta das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético. Podemos observar que a amostra recozida convencionalmente tem maior intensidade da textura de Goss, que se encontra no ângulo teta igual a 45°. Excetuando-se essa componente de textura, a amostra Hm83 mostrou maior intensidade da fibra eta.

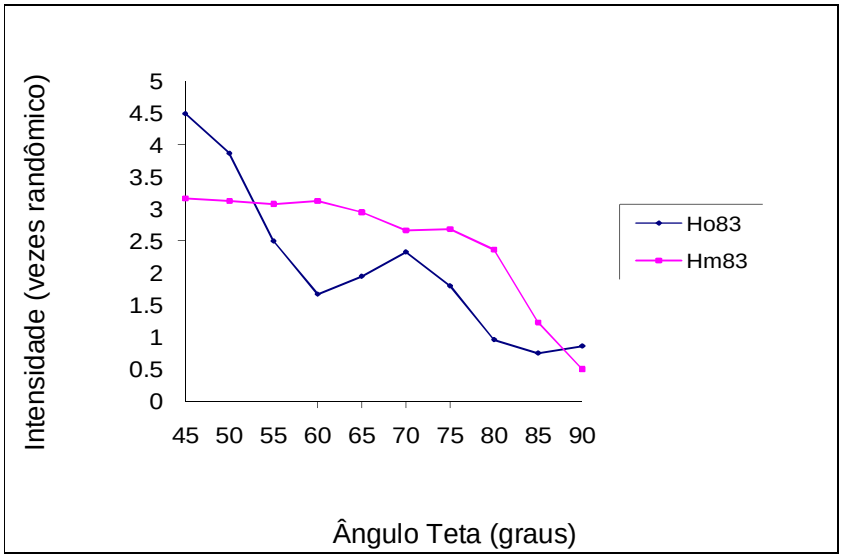


Figura IV.8: Fibras eta das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético.

Comparando a fibra teta da amostra Ho83 com a amostra Hm83 na figura IV.9, podemos observar que a fibra teta da amostra recozida convencionalmente mostra maior intensidade.

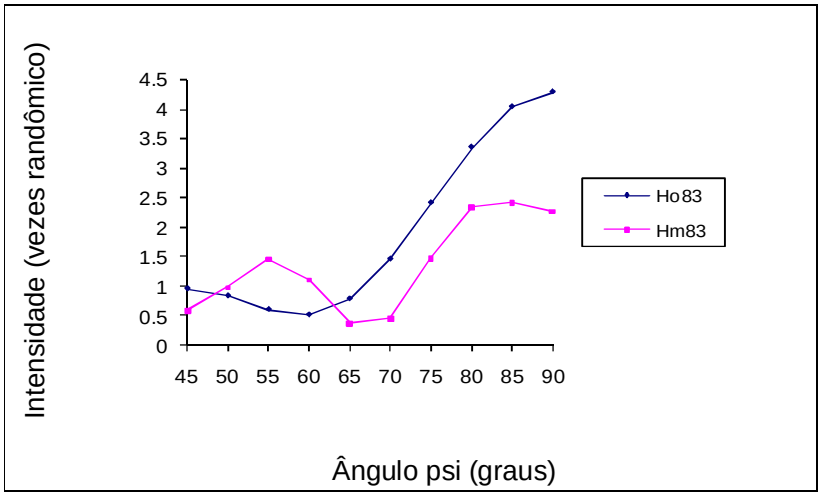


Figura IV.9: Fibra teta das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético.

A fibra gama mostrou comportamento contrário outras duas fibras ja mencionadas. A amostra recozida no campo magnético mostou, em média, maior intensidade da fibra gama e somente a textura {111}<112>, que se encontra no ângulo psi = 60°, apresenta maior intensidade na amostra recozida convencionalmente, conforme mostrado na figura IV.10.

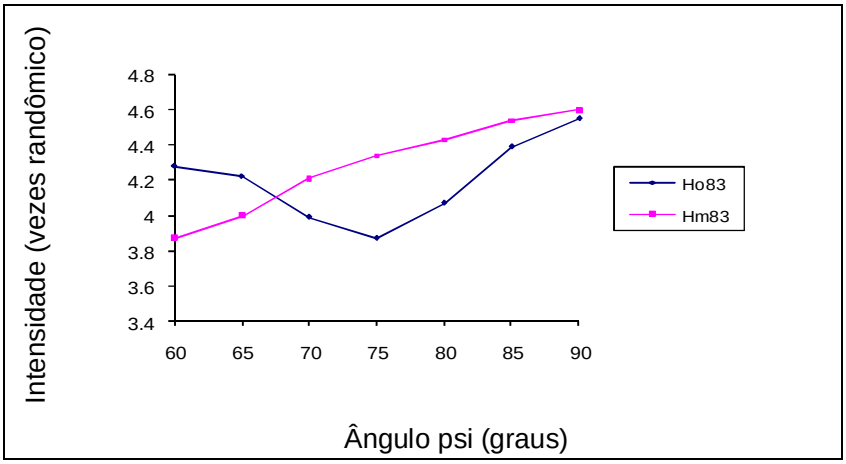


Figura IV.10: Fibra gama das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético.

IV.2.3 Amostras recozidas por 10 minutos

A figura IV.11 mostra as FDOCs das seções constantes de phi=0° e phi=45° para as amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético. Podemos observar que os FDOCs da amostra recozida convencionalment diferem um pouco dos FDOCs da amostra recozida no campo magnético. A amostra Ho810 mostra uma textura de Goss forte, 6 vezes o randômico enquanto que a amostra Hm810 mostra uma intensidade para essa componente de textura de 4,5 vezes o randômico. A amostra Ho810 foi a única que conseguiu desenvolver uma leve textura de cubo de intensidade 2 vezes o randômico. A componente de textura {001}<110> foi encontrada com maior intensidade na amostra Hm810 com uma intensidade de 3,2 vezes o randômico contra 2,8 vezes o randômico na amostra recozida convencionalmente. A componente de textura {111}<112> apresentou intensidade pouco mais baixa apos o recozimento no campo magnético por 10 minutos. Um aumento da textura de Goss, causado pelo campo magnético aplicado durante o recozimento, não pode ser evidenciado nestas amostras. Outros pesquisadores descobriram que o campo magnético aplicado durante o

recozimento tinha pouca influência na textura [Smoluchowski, 1949; Martikainen, 1981; Masahashi, 1998]. Nesses trabalhos, foram aplicados campo magnéticos de baixo e de alta magnitude. Isso faz com que a magnitude do campo magnético usado durante esse trabalho não possa ser a causa do resultado diferente. Como o Masahashi trabalhou com aço elétrico com 3,25% Si, o teor de silício também não pode ser a causa. Isso sugere, que o tempo e a temperatura de recozimento tem uma grande influência no desenvolvimento da textura.

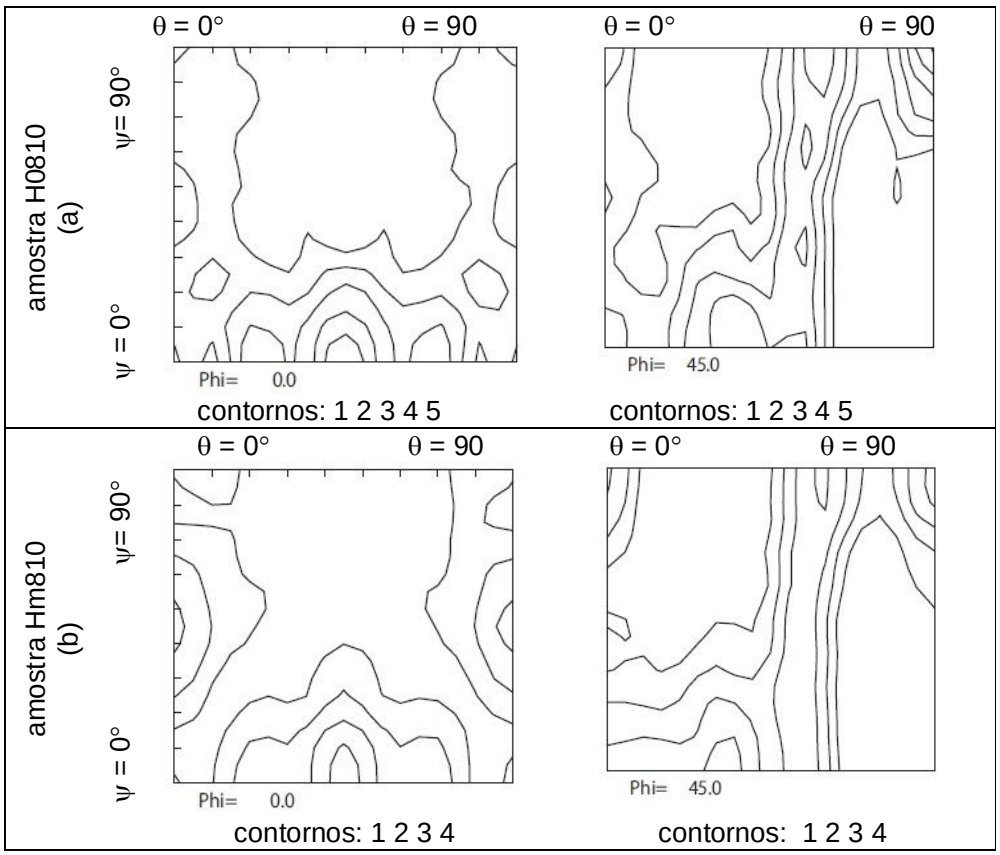


Figura IV.11: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho810, (b) Hm810.

A figura IV.12 mostra as fibras eta das amostras recozidas por 10 minutos. É possivel ver que ao longo de toda a fibra eta, a amostra recozida convencionalmente apresentou intensidades maiores do que a amostra recozida no campo magnético. Mostrando que para esta fibra, o recozimento magnético não teve influência positiva.

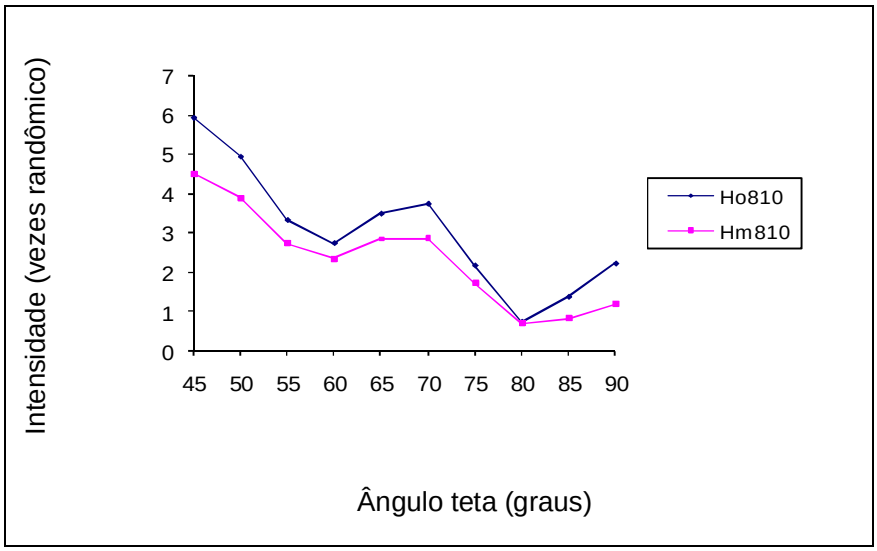


Figura IV.12: Fibra eta das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético.

A fibra teta foi encontrada na média levemente elevada na amostra recozida no campo magnético por 10 minutos. Na figura IV.13 podemos ver que a amostra Ho810 desenvolveu uma fibra teta mais forte nos ângulos de 45° a aproximadamente 62°, a partir desse ângulo a fibra teta se desenvolveu mais forte na amostra Hm810.

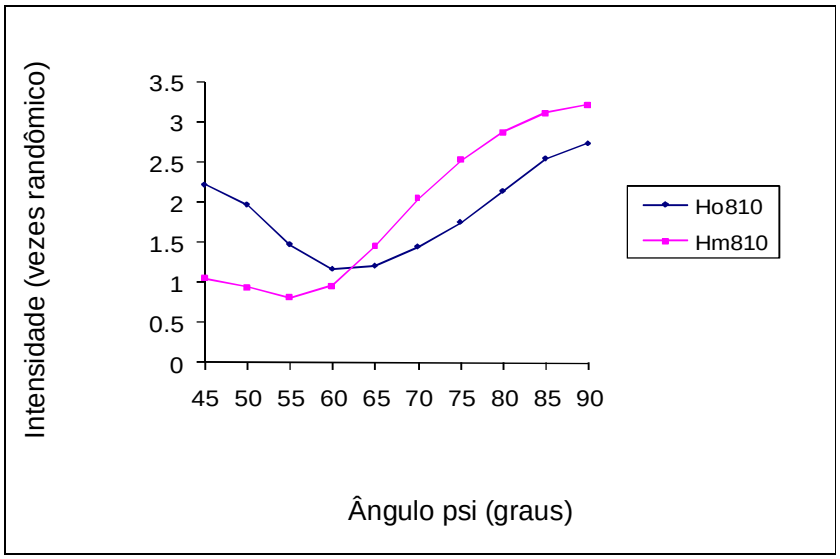


Figura IV.13: Fibra teta das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético.

O recozimento magnético por 10 minutos conseguiu na média diminuir o teor de fibra gama comparada com o recozimento convencional pelo mesmo período de tempo. Isso pode ser observado na figura IV.14.

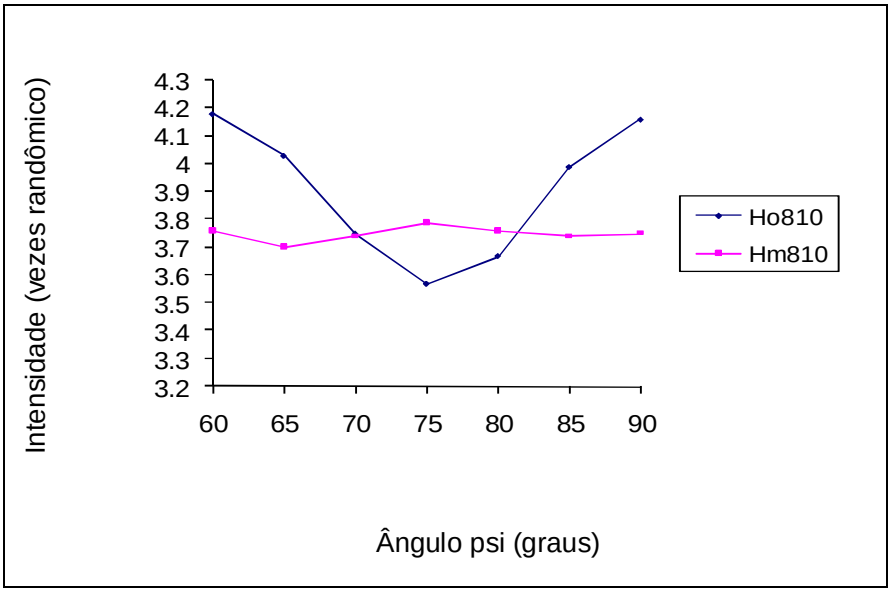


Figura IV.14: Fibra gama das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético.

IV.2.4 Amostras recozidas por 15 minutos

A figura IV.15 mostra as FDOCs das seções constantes de phi=0° e phi=45° para as amostras recozidas por 15 minutos. Nas amostras recozidas convencionalmente e no campo magnético, a textura de Goss se desenvolveu igualmente e mostrou uma intensidade de 4 vezes o randômico. A textura {001}<110> foi encontrada com maior intensidade na amostra Ho815: 4,3 vezes o randômico contra 3,2 vezes o randômico para, a amostra Hm815. A textura {111}<112>, indesejada, foi encontrada levemente mais forte na amostra recozida no campo magnético com 3,8 vezes o randômico, enquanto a amostra recozida convencionalmente mostrou uma intensidade de 3,2 vezes o randômico. A explicação para esse efeito é dado no capítulo IV.2.3.

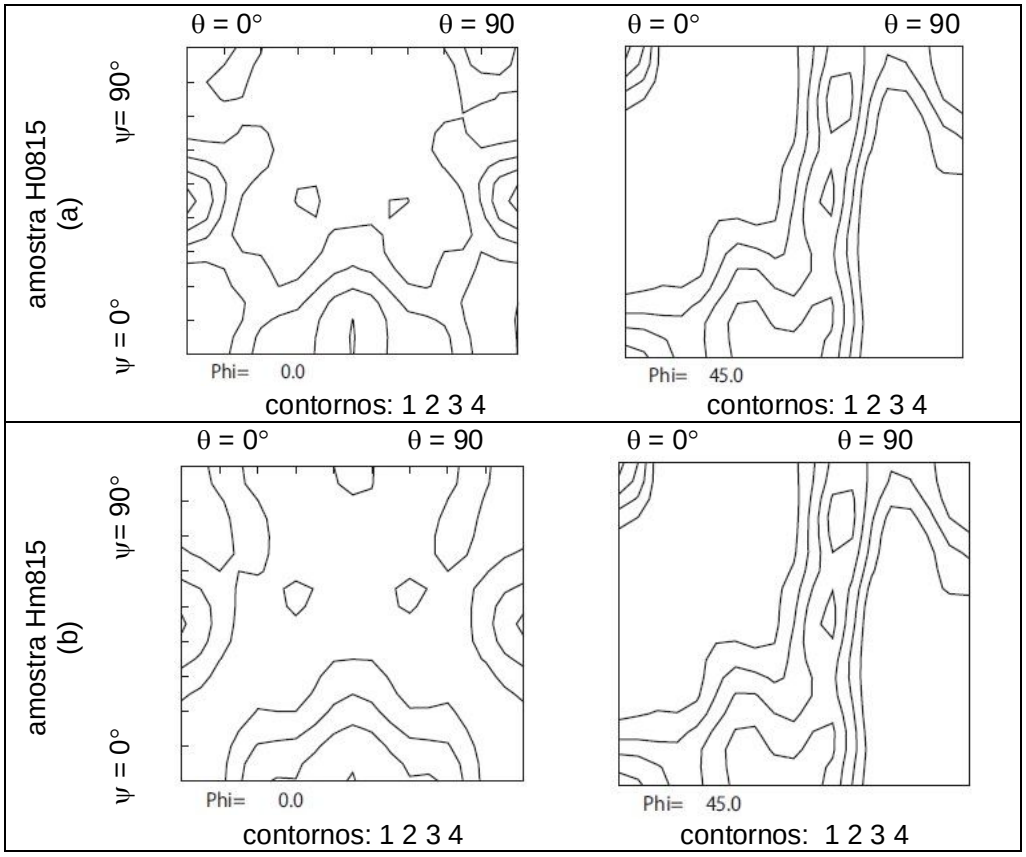


Figura IV.15: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho815, (b) Hm815.

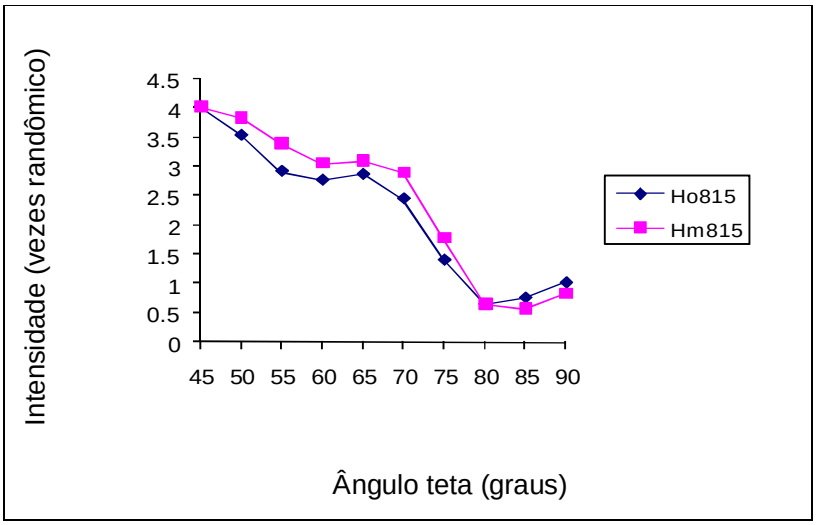


Figura IV.16: Fibra eta das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético.

Analisando a figura IV.16, podemos observar que a fibra eta foi desenvolvida praticamente da mesma forma para os dois modos de recozimento, mostrando um sutil aumento da intensidade desta fibra para a amostra recozida magneticamente.

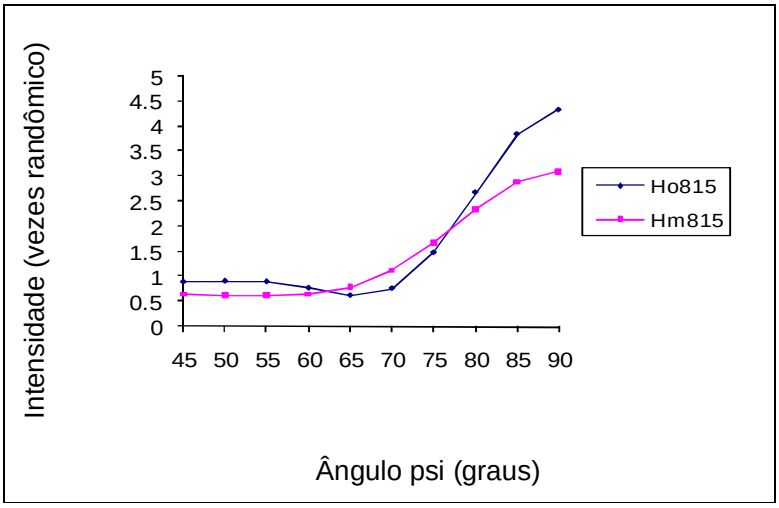


Figura IV.17: Fibras teta das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético.

A fibra teta, mostrada na figura IV.17, também mostrou uma curva bastante similar para as duas amostras, Ho815 e Hm815, com um leve aumento na intensidade da fibra no caso da amostra recozida convencionalmente.

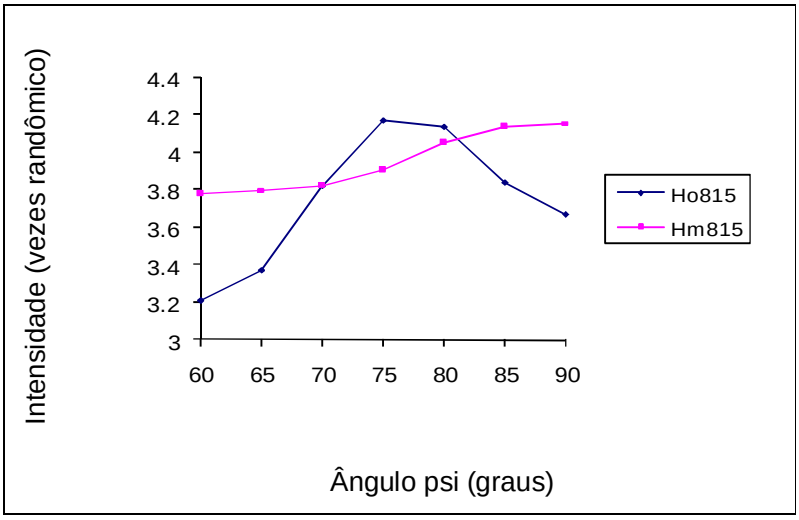


Figura IV.18: Fibra gama das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético.

A aplicação do campo magnético durante o recozimento de 15 minutos deixou a fibra gama, na figura IV.18, ficar um pouco mais forte em média do que recozida fora do campo. Isso pode ser especialmente vista com ângulo psi 60° e ângulo psi 90°.

IV.2.5 Amostras recozidas por 30 minutos

A amostra recozida convencionalmente por 30 minutos mostrou uma textura de Goss bem mais forte, com 5,6 vezes o randômico, do que a amostra recozida com aplicação do campo magnético, que teve intensidade de 3 vezes o randômico (ver figura IV.19). Mas mesmo com uma textura de Goss quase 50% mais fraca, o recozimento magnético por 30 minutos conseguiu aumentar em 47% a intensidade da textura {001}<110>. Além disso, a aplicação do campo magnético também reduziu a textura {111}<112> em 34%, de uma intensidade de 3,5 vezes o randômico (amostra Ho830) para uma intensidade de 2,3 vezes o randômico (amostra Hm830). Uma explicação para esse efeito é dado no capítulo IV.2.3.

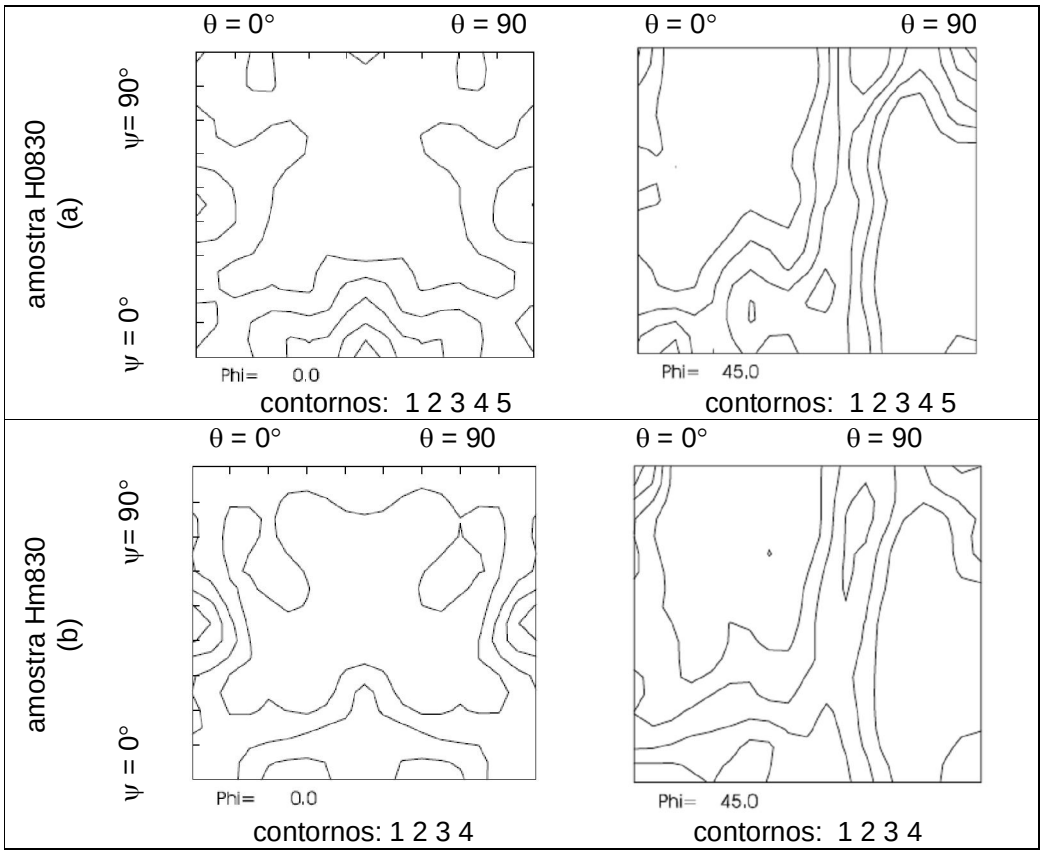


Figura IV.19: Função de distribuição de orientação cristalina, seções de phi constantes iguais a 0° e 45°, notação de Roe, para as amostras: (a) Ho830, (b) Hm830.

A fibra eta, mostrada na figura IV.20, mostra que realmente existe uma grande diferença de intensidade da componente de textura de Goss entre as amostras Ho830 e Hm830, mas excetuando-se essa componente, de textura, a fibra eta desenvolveu-se praticalmente igual para as duas amostras recozidas ao final dos 30 minutos de recozimento.

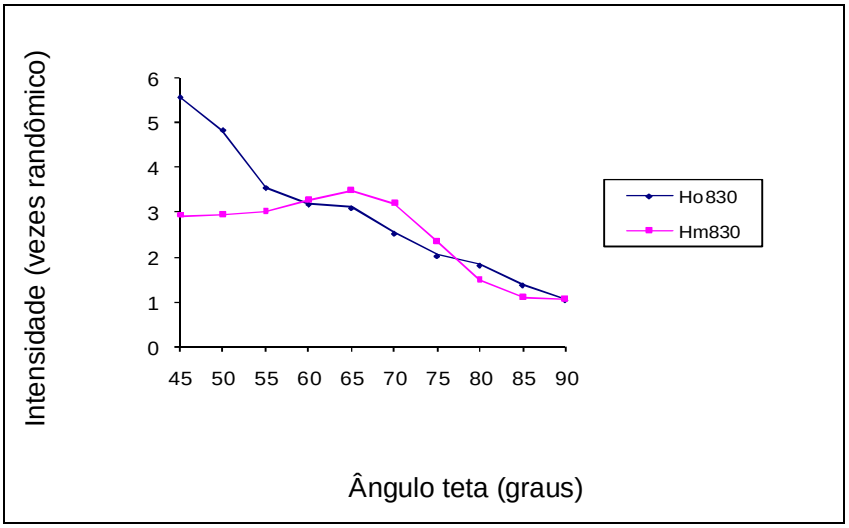


Figura IV.20: Fibra eta das amostras recozidas por 30 minutos fora e dentro do campo magnético.

O desenvolvimento da fibra teta, fibra de grande importância para o aço elétrico, para as amostras recozidas por 30 minutos é mostrado na figura IV.21. De acordo com essa figura, podemos observar que a fibra teta como um todo foi mais desenvolvida na amostra recozida dentro do campo magnético.

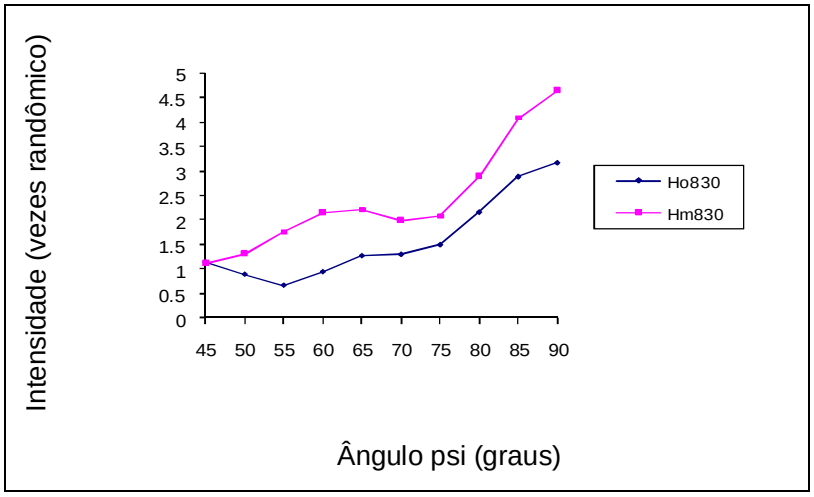


Figura IV.21: Fibras teta das amostras recozidas por 30 minutos fora e dentro do campo magnético.

Além de aumentar a fibra teta, a aplicação do campo magnético durante o recozimento por 30 minutos conseguiu ainda abaixar a intensidade da fibra gama, conforme mostrado na figura IV.22.

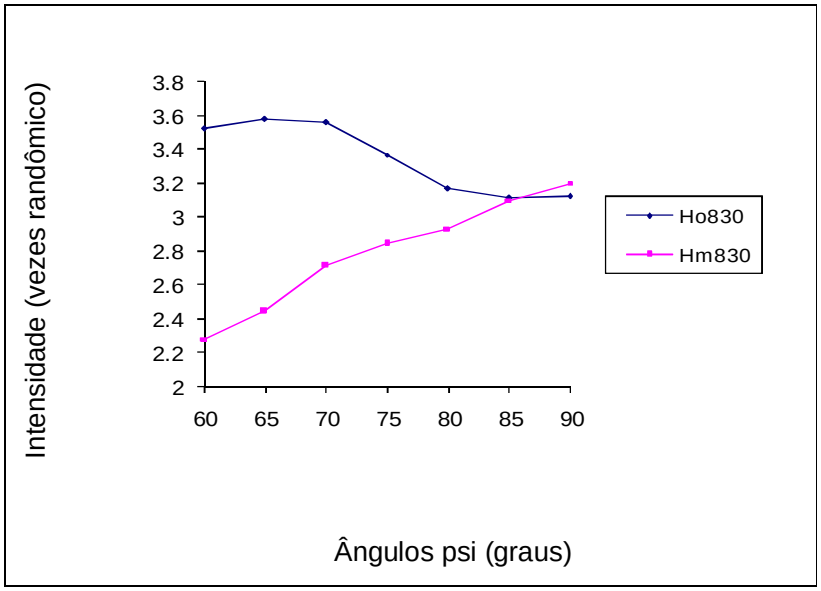


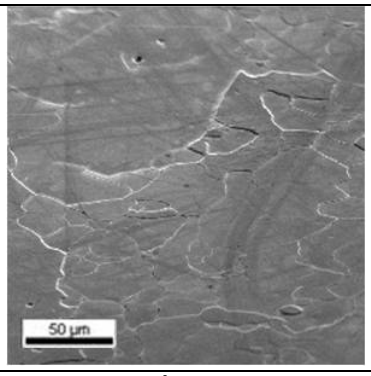
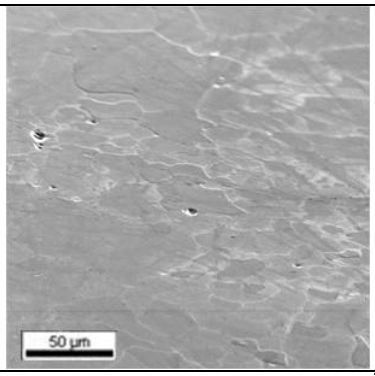
Figura IV.22: Fibra gama das amostras recozidas por 30 minutos fora e dentro do campo magnético.

IV.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

IV.3.1 Amostras recozidas por 3 minutos

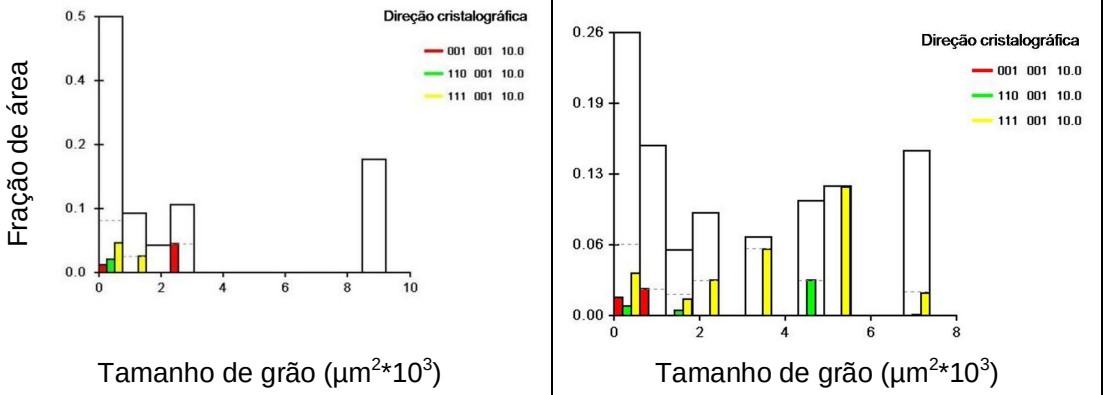
As amostras recozidas por 3 minutos convencionalmente e dentro do campo magnético mostraram o mesmo tamanho de grão médio, após análise por meio do MEV (tabela IV.1).

Tabela IV.1: Áreas analisadas no MEV das amostras recozidas por 3 minutos.

	
Tamanho da área: 39921,2 µm^2	Tamanho da área: 46884,2 µm^2

Tamanho médio de grão: 39,05 µm^2 Diâmetro médio de grão: 7,05 µm	Tamanho médio de grão: 38,56 µm^2 Diâmetro médio de grão: 7,01 µm
Ho83	Hm83

De acordo com a figura IV.23, mesmo com tamanho de grão médio praticamente igual, a distribuição de tamanhos de grão difere entre as amostras Ho83 e Hm83. Comparando o resultado do diâmetro médio de grão medido pelo MEV com o resultado medido por microscopia ótica, podemos observar que estes diferem muito. O resultado do MEV mostra tamanho de grão médio igual para as duas amostras enquanto a micrografia ótica mostrou uma grande diferença em tamanho de grão médio entre as duas amostras. Além desta grande diferença entre as duas amostras, o valor do diâmetro médio de grão medido pelo MEV foi bem menor do que o diâmetro de grão médio encontrado pela microscopia ótica: cerca 7 µm após medição pelo MEV contra cerca de 60 µm após medição ótica.



(a) Ho83	(b) Hm83

Figura IV.23: Distribuição de tamanho de grão com distribuição de orientação especificas para as amostras recozidas por 3 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético.

A figura IV.23 mostra, além da distribuição de tamanho de grão, também a distribuição de orientações especificas. A amostra recozida no campo magnético mostrou um grande número de grãos com orientação {111}<001> em todos os tamanhos de grãos. Esta orientação faz parte da fibra gama e não é desejada. Além dessa orientação foi encontrada uma leve orientação de cubo, especialmente nos grãos pequenos e orientação de Goss nos grãos pequenos e médios. A amostra Ho83 também mostrou um leve desenvolvimento das orientações de cubo e de Goss nos grão pequenos, mas desenvolveu muito menos a orientação {111}<001>. Estes resultados diferem dos resultados de textura obtidos através de

medição por difração de raios-X, sugerindo que a área medida pelo MEV não pode ser considerada uma área representativa da amostra.

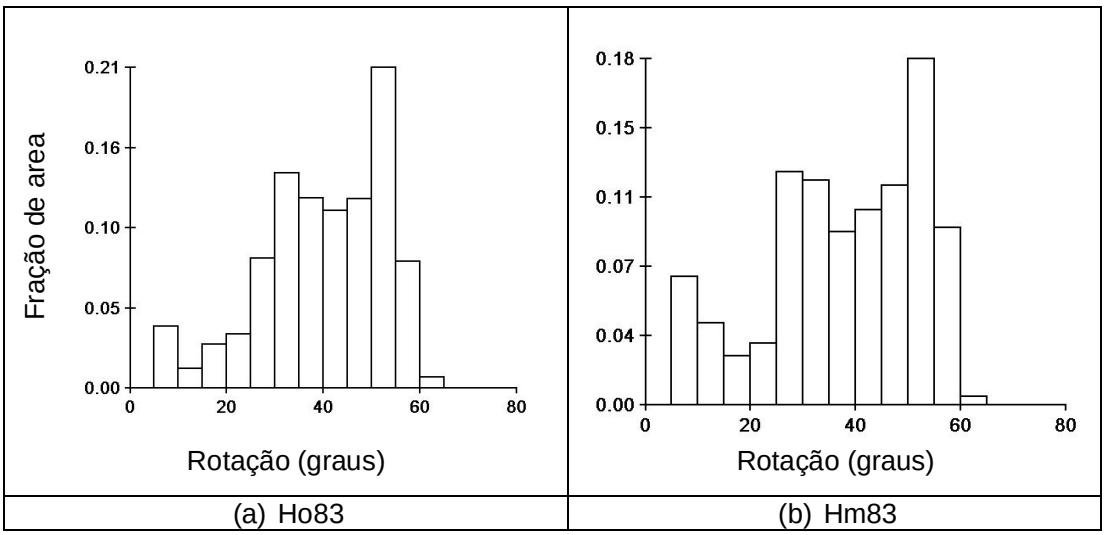


Figura IV.24: Distribuição de misorientações das amostras recozidas por 3 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético.

A distribuição de mistorientação, encontradas nas amostras Ho83 e Hm83v, é mostrada na figura IV.24. A distribuição das duas amostras se mostrou ser muito parecida. A amostra recozida convencionalmente mostrou um leve aumento no número de grãos com misorientação acima de 20°, conforme mostrado na figura IV.25. Esta mesma figura mostra um aumento no número de grãos com misorientação menor que 15°. Este resultado esta de acordo com o encontrado por Watanabe e colaboradores [Watanabe, 1990], aonde o material que foi recozido no campo magnético apresentou um aumento na frequência de grãos de baixo ângulo (<15°) com o aumento do campo magnético. Esses resultados diferem do encontrado por Zhang et al [Zhang, 2005], aonde a presença de um campo magnético de 12T aplicado em uma amostra de aço carbono comum durante a decomposição difusional da austenita diminuiu a ocorrência de grãos com misorientações de baixo ângulo. A razão para esta diferença pode estar no fato de que o aço elétrico, com teor de silício de 3,25% Si, ao contrário do aço carbono comum, que apresenta decomposição difusional da austenita, a 870C°, não exibir este fenômeno, permanecendo na fase alfa (ferrita) durante a temperatura de recozimento.

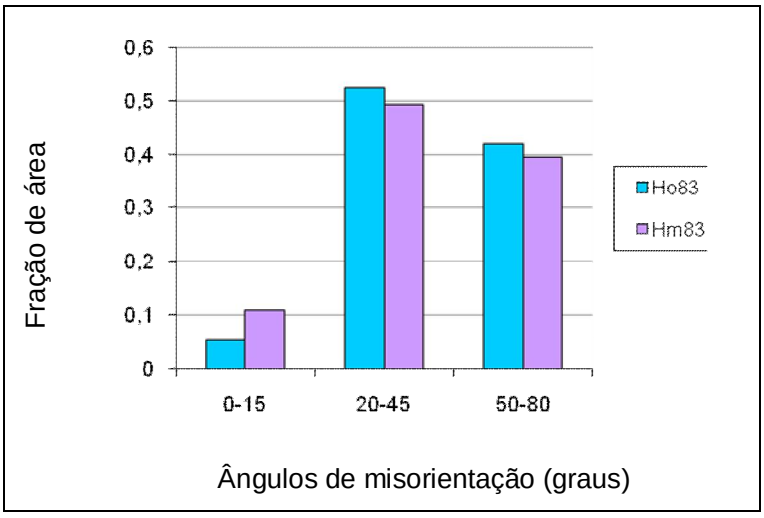


Figura IV.25: Comparação entre as misorientação das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético.

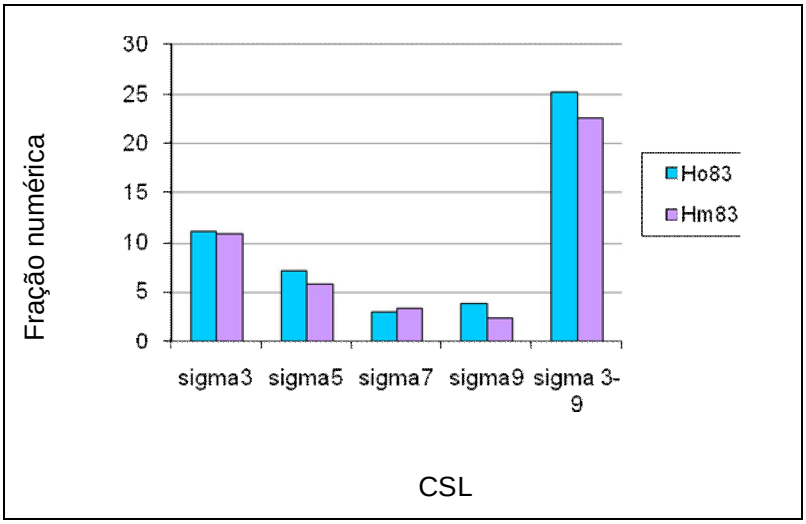


Figura IV.26: CSL das amostras recozidas por 3 minutos fora e dentro do campo magnético.

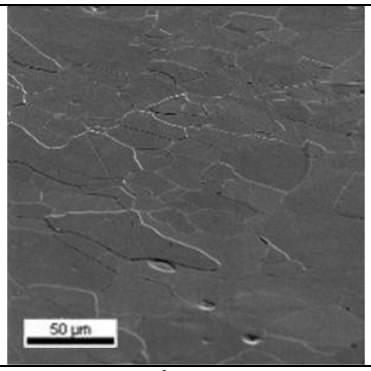
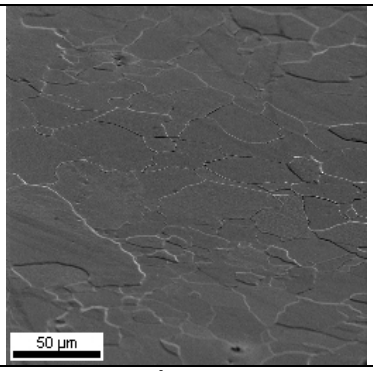
A figura IV.26 mostra os sitios de coincidencia (CSL) das amostras Ho83 e Hm83v. Podemos observar que a aplicação do campo magnético reduziu o número de contornos de baixo ângulo. O único sigma que aumentou levemente com aplicação do campo magnético foi o sigma 7. Este resultado esta em desacordo com o encontrado por outros pesquisadores [Esling, 2007; Zhang, 2005]. Segundo Lin [Lin, 1996] existe uma relação entre os grãos de Goss e a frequência de CSL. Orientações de Goss frequentemente apresentam os contornos de baixos CSL. Além disso o Lee [Lee, 1995] descreveu que grãos com textura de Goss com CSL $\Sigma 5$ crescem mais rápido. Essas duas observações estão de acordo com os resultados encontrados para as amostras Ho83 e Hm83v. Como a amostra Hm83v mostra um número de

grãos menores com orientação de Goss, em relação a amostra Ho83, ela também apresentou menos contornos de baixos CSL e com isso os grãos cresceram mais devagar e a microestrutura mostrou no final do recozimento um tamanho médio de grão menor do que o da amostra Ho83.

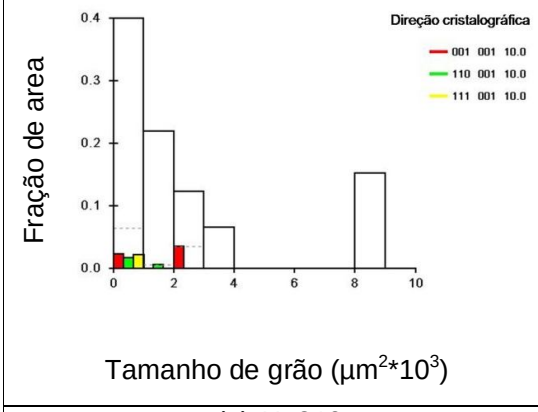
IV.3.2 Amostras recozidas por 10 minutos

O tamanho médio de grão encontrado pela medição de MEV mostrou uma grande diferença entre a amostra recozida convencionalmente e magneticamente por 10 minutos. O tamanho médio de grão da amostra recozida convencionalmente atingiu um tamanho duas vezes maior, com 21,49 µm, do que a amostra recozida no campo magnético, com 10,63 µm. Estes tamanhos e as micrografias das áreas analisadas são mostrados na tabela IV.2.

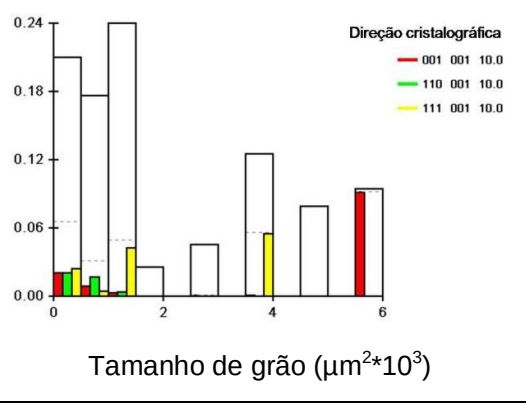
Tabela IV.2: Áreas analisadas no MEV das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético.

	
Tamanho da área: 53076,2 μm^2	Tamanho da área: 58428,5 μm^2
Tamanho médio de grão: 362,75 μm^2 Diâmetro médio de grão: 21,49 µm	Tamanho médio de grão: 88,83 μm^2 Diâmetro médio de grão: 10,63 µm
Ho810	Hm810

Comparando os resultados de tamanho de grão encontrados através do método de MEV com os encontrados atraves da microscopia ótica, 60 µm para a amostra Ho810 e 56 µm para a amostra Hm810, podemos observar que tanto um método quanto outro mostram um tamanho de grão maior para a amostra recozida convencionalmente. Existe, no entanto, uma grande diferença entre os valores encontrado através do MEV e os valores encontrados através do microscopia ótica.



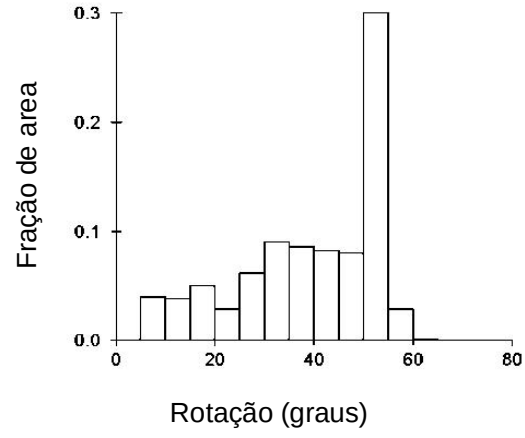
(a) Ho810



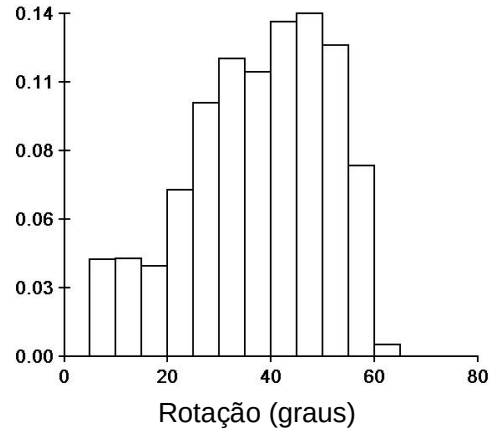
(b) Hm810

Figura IV.27: Distribuição de tamanho de grão com distribuição de orientação das amostras recozidas por 10 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético.

A distribuição de tamanhos de grão das amostras recozidas por 10 minutos é mostrada na figura IV.27. As duas amostras mostram uma distribuição formada por muitos grãos pequenos e alguns poucos maiores. A distribuição de algumas das orientações, que também pode ser vista nesta figura, mostrou um resultado parecido ao encontrado na amostra recozida por 3 minutos. A textura de Goss e a textura de cubo apareceram com mais frequência nos grão pequenos da amostra Ho810. O grão grande encontrado na amostra Hm810, com quase 6000 μm², também apresentou textura de cubo.



(c) Ho810



(d) Hm810

Figura IV.28: Distribuição de misorientações das amostras recozidas por 10 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético.

A distribuição de misorientação, mostrada na figura IV.28, é bem diferente nas duas amostras recozidas por 10 minutos. A amostra Ho810 mostra uma frequência muito grande de misorientações entre 50° e 55°.

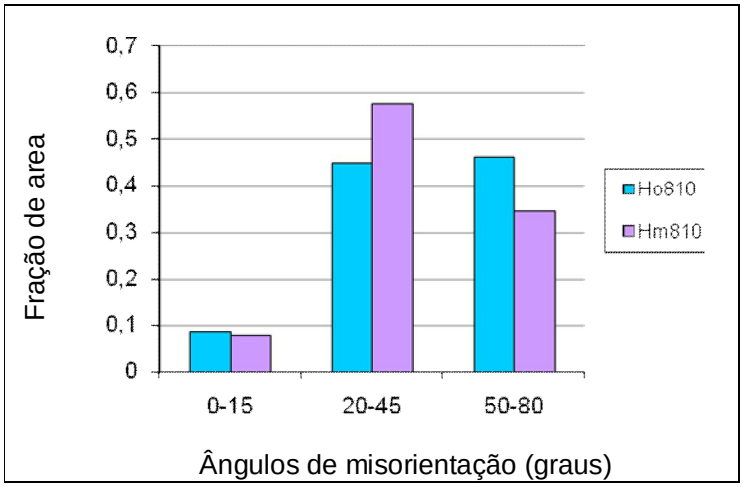


Figura IV.29: Comparação entre as misorientação das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético.

As misorientações dos grãos na amostra recozida no campo magnético por 10 minutos, foram encontradas com maior frequência entre os ângulos de 20° e 45°, e a aplicação do campo magnético conseguiu diminuir as misorientações de baixo ângulo, conforme mostrado na figura IV.29. O mesmo resultado foi encontrado pelos cientistas Zhang et al [Zhang, 2005] após de um recozimento magnético de 10 minutos. A explicação para esse aumento é dado pelo fato de que o campo magnético causa um aumento na temperatura de transformação e uma diminuição do stress de transformação.

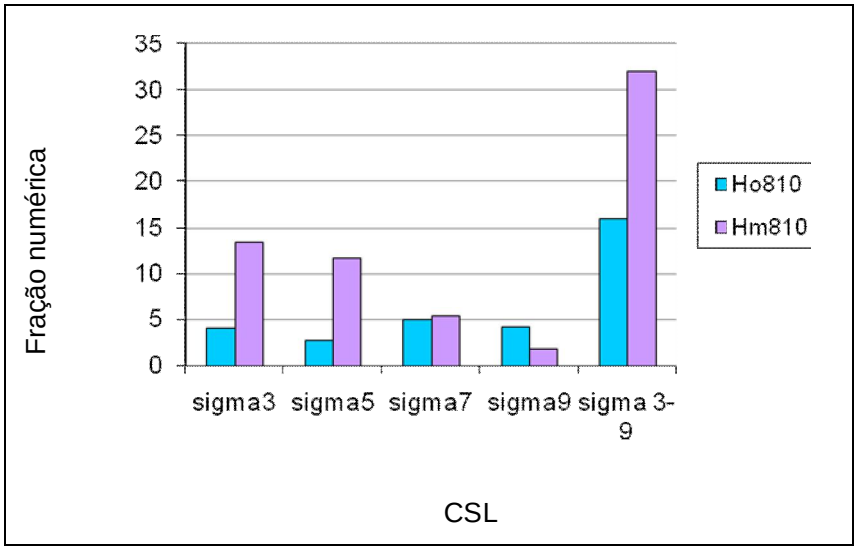


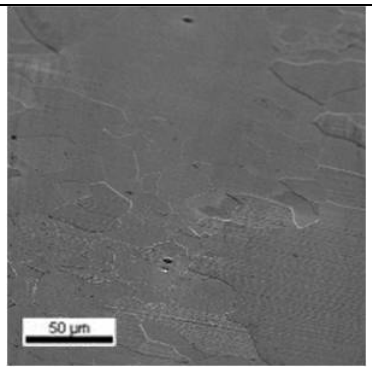
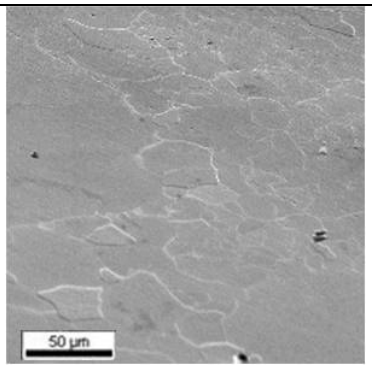
Figura IV.30: CSL das amostras recozidas por 10 minutos fora e dentro do campo magnético SL das amostras recozidas por 10 minutos.

A amostra recozida no campo magnetico por 10 minutos desenvolveu muito mais contornos de baixo CSL em relação a amostra recozida fora do campo, com exceção do CSL $\Sigma 9$ que foi encontrado com maior frequência na amostra Ho810 (veja figura IV.30). Isso confirma os resultados encontrados nas pesquisas de Esling e Zhang, que observaram um aumento no numero dos contornos de baixo CSL com aplicação de campo magnético [Esling, 2007; Zhang, 2005]. Entretanto, como a intensidade da textura de Goss encontrada foi mais alta na amostra Ho810, a teoria criada por Lin [Lin, 1996], que diz que baixos CSLs ocorrem com mais frequência nos grãos com orientação de Goss, não pôde ser confirmada nesse trabalho nas amostras recozidas por 10 minutos. A teoria de Lee [Lee, 1995], que diz que grãos com orientação de Goss e CSL $\Sigma 5$ crescem mais rápido, também não pôde ser confirmada, uma vez que o tamanho de grão da amostra recozida no campo magnético veio a ser menor do que o da amostra recozida convencionalmente por 10 minutos.

IV.3.3 Amostras recozidas por 15 minutos

As áreas analisadas das amostras recozidas por 15 minutos e os tamanhos médio de grão encontrados estão relacionados na tabela IV.3. A amostra recozida no campo magnético por 15 minutos mostrou da mesma forma que as amostras recozidas magneticamente por 3 e 10 minutos, um tamanho médio de grão menor do que o da amostra recozida convencionalmente. A relação entre os tamanhos de grão da amostra Ho815 e Hm815 encontrada através da medição por microscopia otica e por MEV foi similar, porém o valor dos resultados do MEV são muito menores. A mesma diferença entre os resultados dos dois métodos foi encontrado nas amostras recozidas por 3 e 10 minutos.

Tabela IV.3: Áreas analisadas no MEV das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético.

	
Tamanho da área: 48630,5 µm^2	Tamanho da área: 33449,2 µm^2
Tamanho médio de grão: 46,50 µm^2 Diâmetro médio de grão: 7,69 µm	Tamanho médio de grão: 40,59 µm^2 Diâmetro médio de grão: 7,19 µm
Ho815	Hm815

A distribuição de tamanhos de grão, mostrado na figura IV.31, é parecida nas amostras recozidas convencionalmente e no campo magnético por 15 minutos. Observam-se muitos grãos pequenos com até 2000 µm^2 e alguns poucos grãos maiores. Podemos ver também a distribuição das componentes de Goss e cubo através da figura IV.31. A amostra recozida convencionalmente mostra um textura de Goss muito fraca. A textura de cubo conseguiu se desenvolver num grão grande na amostra Ho815. Na amostra Hm815 a textura de Goss conseguiu se desenvolver num grão grande e apareceu, junto com a textura de cubo tambem com mais frequência nos grãos pequenos em relação a amostra recozida convencionalmente.

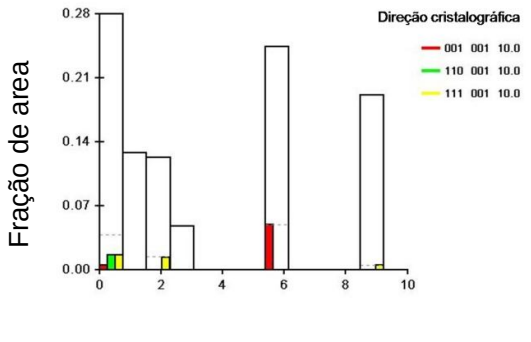
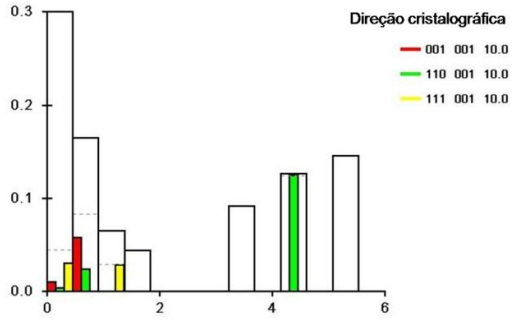
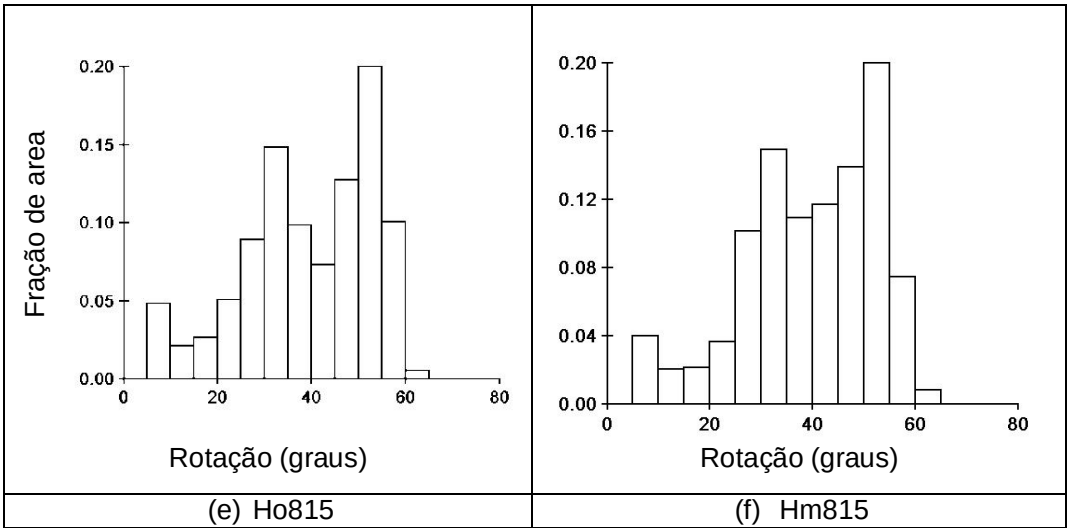
	
Tamanho de grão (µm^2*10^3)	Tamanho de grão (µm^2*10^3)
(a) Ho815	(b) Hm815

Figura IV.31: Distribuição de tamanho de grão com distribuição de orientação das amostras recozidas por 15 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético.



(e) Ho815 (f) Hm815

Figura IV.32: Distribuição de misorientação das amostras recozidas por 15 minutos (a) fora e (b) dentro do campo magnético.

De acordo com a figura IV.32, a distribuição de misorientação das amostras recozidas por 15 minutos são muito parecidas. A amostra recozida no campo magnético mostra um leve aumento de misorientações de ângulos entre 20° e 45°. Contornos de grãos com baixo ângulo de misorientação e de alto ângulo de misorientação, acima de 50°, foram encontrados mais frequentemente na amostra Ho815 (figura IV.33). Zhang et al. [Zhang, 2005] haviam encontrado o mesmo efeito da aplicação do campo magnético e justificaram o aumento dos ângulos de 20° a 45° com o fato de que o campo magnético aumenta a temperatura de transformação e diminui o stress de transformação.

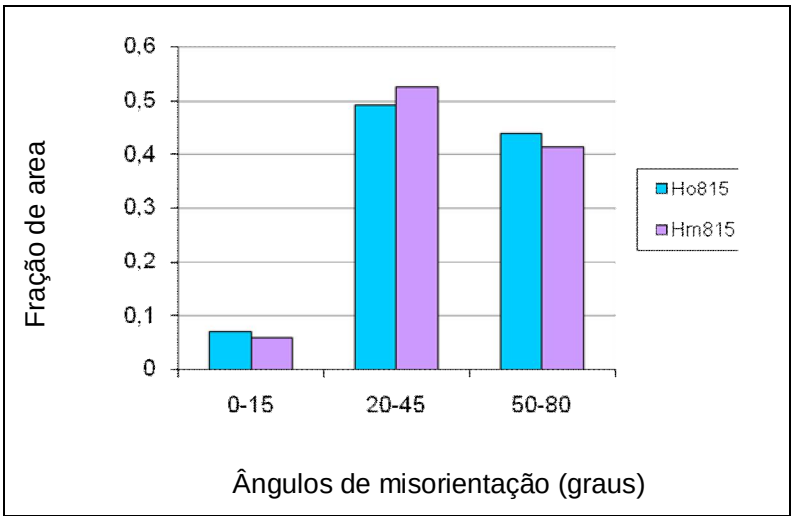


Figura IV.33: Comparação entre as misorientação das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético.

Contornos de grão com baixo CSL entre Σ3 a Σ9 foram desenvolvidos com maior frequência na amostra Ho815. Contornos de grão com Σ5 e Σ9 se desenvolveram mais na amostra recozida no campo magnético, conforme mostrado na figura IV.34. O resultado encontrado por Esling e Zhang et al. [Esling, 2007; Zhang, 2005], de que o campo magnético aumenta a fração de contornos de baixo CSL não pôde ser confirmada para as amostras recozidas por 15 minutos nesse trabalho. A influência da textura de Goss no desenvolvimento do CSL Σ5, como explicado pelo Lin [Lin, 1996], analisando a textura encontrada pelo MEV, pode ser confirmada nestas amostras, uma vez que observamos um aumento de textura de Goss e um aumento do CSL Σ5 para a amostra recozida no campo magnético por 15 minutos. Comparando com o resultado de textura encontrado pelo raios-X, essa influência também pôde ser confirmada, pois a textura de Goss através desse método foi encontrada com a mesma intensidade para a amostra recozida convencionalmente e no campo magnético. De qualque forma, os grãos de Goss não levaram ao um aumento de tamanho de grão, como explicado pelo Lee [Lee, 1995].

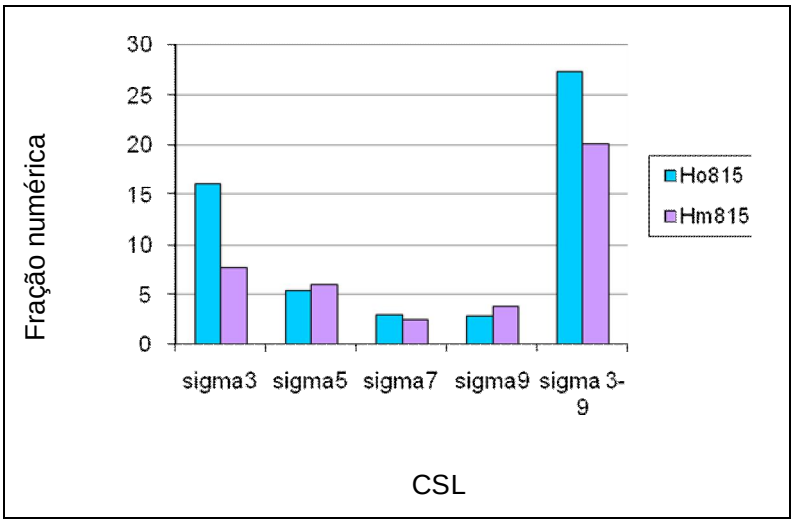


Figura IV.34: CSL das amostras recozidas por 15 minutos fora e dentro do campo magnético.

A tabela IV.4 mostra os resultados mais importantes encontrados nesse trabalho sobre tamanho de grão, textura e contorno de grão para todas as amostras analisadas.

Tabela IV.4: Resultados mais importantes de todas as amostras.

	Tamanho de grão	Goss	Cubo	{100}<011>	{111}<112>	Fibra eta	Fibra teta	Fibra gama	Ângulo <15°	Ângulo 20°-45°	Σ 3-9	Σ5	Σ7
HHR	207,9	0	1	13,7	7	0,7	5,2	5,1	-----	-----	-----	-----	-----
HCR	-----	0	0	0	5	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----
Ho83	59,67	4,2	1	4,4	4,3	2,0	2,0	4,2	5,3	52,6	25,3	7,2	3,0
Ho810	59,91	6	2	2,8	4,2	3,0	1,9	3,9	8,8	45,0	16,0	2,8	5,0
Ho815	60,16	4	1	4,3	3,2	2,2	1,8	3,9	7,1	49,2	27,4	5,4	3,0
Ho830	70,24	5,6	1	3,2	3,5	2,7	1,6	3,4	-----	-----	-----	-----	-----
Hm83	49,29	3,2	1	2,4	3,8	2,5	1,4	4,3	11,1	49,3	22,6	5,8	3,4
Hm810	56,07	4,5	1	3,2	3,8	2,2	1,9	3,8	7,9	57,6	32,0	11,6	5,3
Hm815	52,01	4	1	3,1	3,8	2,3	1,4	4,0	6,0	52,6	20,1	6,0	2,5
Hm830	51,74	3	1	4,7	2,3	2,5	2,5	2,8	-----	-----	-----	-----	-----

Conclusão

A aplicação do campo magnético durante o recozimento a 800°C por 3, 10, 15 e 30 minutos retardou o processo de recristalização e levou a um tamanho médio de grão menor do que o recozido convencionalmente. A textura de cubo não conseguiu se desenvolver em nenhuma das amostras recozidas no campo magnético tendo se desenvolvido de forma fraca somente na amostra recozida convencionalmente por 10 minutos. A textura de Goss foi encontrada mais forte após do recozimento convencional para todas as amostras. A aplicação do campo magnético conseguiu aumentar a textura {100}<001> após os recozimentos por 10 e 30 minutos. Depois do recozimento magnético por 30 minutos a fibra gama conseguiu se desenvolver mais forte e a fibra gama diminuiu bastante. Os ângulos de misorientação entre 20° e 45° foram encontradas com maior frequência após o recozimento magnético por 10 minutos. Além disso a amostra Hm810 mostrou maior percentual de contornos de baixo CSL, Σ 3-9. Com base nos dados de textura, tamanho de grão e de contorno de grão, o recozimento magnético por 30 minutos foi o que levou a melhores resultados.

Referências Bibliográficas

ADAMESCU, R.A.; KUDRYAVTSEV, I. P.; *Fiz. metal. metalloved.,*vol. 16, pp. 837, 1963.

ANGELIS, R. de; SYNDER, T.; HOUSE, J.; HOSFORD, W.; “Quantitative description of fibre textures in cubic metals”. *International Centre for Diffraction Data 2000*, vol. 42, pp. 510 – 520, 2000.

ASM, "ASM Handbook", vol. 3, 1992.

BACALTCHUK, C. M. B.; "Effect of magnetic annealing on texture and microstructure development in silicon streel", Florida State University, Tallahasee, 2004.

BACALTCHUK, C. M. B.; BRANCO, G. A. C.; GARMESTANI, H.; “High magnetic field effect on texture and grain growth of GNO silicon steel”. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Alemanha, v. 36, n. 10, p. 561-565, 2005.,

BACALTCHUK, C. M. B.; BRANCO, G. A. C.; GARMESTANI, H.; “Grain Boundary Misorientation and CSL in Magnetically Annealed Fe-0.75%Si”. *In: ICOTOM 15, 2008, Pittsburg. Materials Processing and Texture- Ceramic Transactions*, vol. 200, pp. 405-412., 2008_1.

BACALTCHUK, C. M. B.; PALERMO, G. N. da S.; BRANCO; G. A. C.; GARMESTANI, H.; “efeito do recozimento magnético acima da Tc em aço elétrico”. In: *18 CBECIMAT, 2008, Porto de Galinhas. 18o Congresso de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 2008_2.

BACALTCHUK, C. M. B.; GARMESANI, H.; BRANCO, G. A. C.; EBRAHIMI, M.; ROLLETT, A. D.; “Effect of magnetic field applied during secondary annealing on texture and grain size of silicon steel”, *Scripta Materialia (Oxford),* v. 48, n. 9, p. 1343-1347, 2003.

BACALTCHUK, C. M. B.; BRANCO, G. A. C.; MUELLER, J. N.; BRANDÃO, L. P. M.; GARMESTANI, H.; “Microstructure evaluation after magnetic annealing of electrical steel”, *Cbecimat*, 2010.

BECKLEY, P.; "Electrical steels for rotating machines", Institution of Engineering and Technology, London, 2002.

BHANDARY, V. S.; CULLITY, B. D.; “The texture and mechanical properties of iron wire recrystallized in a magnetic field”, *Trans. Met. Soc. AIME,*vol. 224, pp. 1194, 1962.

BOHN, F.; GÜNDEL, A.; SERVERINO, A. M.; LANDGRAF F. J. G.; SOMMER, R. L.; “Propriedades magnéticas de aços elétricos de grão não-orientado”, *Cbecimat*, 2004.

BOZORTH, R. M., "Ferromagnetism", IEEE Press, New York, 1993.

CAMPOS, M. F. de; TEIXEIRA, J. C.; LANDGRAF, F. J. G.; “the optimum grain size for minimizing energy losses in iron”, *Journal of magnetism and magnetic materials*, vol. 301, pp. 94-99, 2006.

CARDOSO, R. F. A.; "Aços eletricos de alto silicio por imersão a quente: Análise do processo e da microestrutura", Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2010.

CARR, J.; *Appl. Phys.,* vol. 29, pp. 436, 1958.

CHANG, L.; HWANG, Y.-S.; “A study of static recrystallization in 1,3%Si electrical steel after hot rolling and annealing”, *China Steel Technical Report*, n. 11, pp. 1-9, 1998.

CHANG, S. K.; LEE, S. I.; LEE, D. N,; “Change of rotated cube texture through multi-processing in 3% Si-steels”, *ISIJ International*, vol. 49, n.1, pp. 105-108, 2009.

CHEN, C. W.; "Magnetism and Metallurgy of soft magnetic materials", Dover Publications, INC, New York, 1986.

CHIKAZUMI, S.; GRAHAM, C. D. Jr; "Magnetism and Metallurgy", Vol.2, eds. Academic Press, New York, pp.617, 1969.

CULLITY, B. D.; "Introduction to Magnetic Materials", Addison-Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1972.

CUNHA, M. A.; PAOLINELLI, S. C; ”effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 2% .Si steel”, *Congresso de estruturologia, Tiradentes*, 2001.

DATTA, A.; *IEEE Trans. Magnetics*, vol 12, pp. 867, 1976.

DAVIES, G. J.; GOODWILLl, D. J.; KALLEND, J.S.; “Charts for analysing crystallite distribution function plots for cubic metarials”, *J. Appl. Cryst*., vol. 4, pp.67, 1971.

DORNER, D.; TELGER, K.; BASTECK, A; TIETZ, M; “Nichtkornorientiertes (NO-) Elektroband zur Herstellung von elektriechen Antrieben für Kraftfahrzeuge”,*Thyssen Krupp techforum.,* Vol.1, pp. 29-33, 2009.

DUNKLE, R.; GOODENOW, R.H.; “Closing the GAP with electrical lamination steels: A Producer´s Point of View”, *Soft and Hard Magnetic Materials with Applications*, pp. 41-54, 1986.

DUNN, C. G.; DANIELS, F. C.; BOLTON, M.J.; *Journal of Metallurgy*, vol. 188, pp. 1245, 1950.

ESLING, C.; ZHANG, Y. D.; HU, Z. C.; ZHAO, X.; ZUO, L.; “texture and grain boundary character modification of metallic materials by electromagnetic processing”, *material science forum,* vol.539-43(4), pp. 3395-3400, 2007.

FALLEIROS, I. G. S; CAMPOS, M. F.; “Nucleação da recristalização”. In: "Textura e relações de orientação: deformação, recristalização, crescimento de grão". Ed: AP TSCHIPTSCHIN et al. Escola Politecnica da USP, pp. 39-48, 2001.

GRANIK, G. I.; BERNSHTEYN, M. L.; *Fiz. metal. metalloved.,* vol. 21, pp. 125, 1966.

HARATANI, T.; HUTCHINSON, W. B.; DILLAMORE, I. L.; BATES, P.; “Contribution of shear banding to origin of Goss texture in silicon iron”, *Metal Science*, vol.18, pp. 57-65, 1984.

HAYAKAWA, Y.; SZPUNAR, J. A.; *Acta Materialia*, vol.45, n. 11, pp. 4713, 1997_1.

HAYAKAWA, Y.; MURAKI, M.; SZPUNAR, J. A.; *Acta Materialia*, vol. 46, pp.1063, 1998.

HAYAKAWA, Y.; SZPUNAR, J. A.; PALUMBO, G.; LIN, P.; *Journal of magnetism and magnetic materials*, vol. 160, pp.143, 1996.

HAYAKAWA, Y.; SZPUNAR, J. A.; Acta Materialia, vol. 45, n. 3, pp.1285, 1997_2.

KESTENS, L.; JACOBS, S.; “Texture control during the manufacturing of nonoriented electrial steels”, *Hindawi Publishing Corporation*, pp. 1-9, 2008.

LANDGRAF, F. J. G; TAKANOHASHI, R.; CAMPO, M. F. de; “tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado”. In: TSCHIPSTCHIN et al. (Org.). "Workshop sobre textura e relações de orientação", São Paulo, vol. 1, pp. 161-188, 2001.

LEE, Y. W.; ORIGEL, R.; BHATTACHARYA, D.; “Effect of cold reduction on the magnetic properties of a non-oriented low silicon electrical steel”. *J. Materials Engineering*, vol. 11, n.1, pp. 61-69, 1989.

LEE, K. T.; SZPUNAR, J.A.; “the role of special grain boundaries during the grain growth in Fe-3%Si”, *Canadian Metallurgical Quarterly,* vol. 34, n. 3, pp. 257-263, 1995.

LIN, P.; PALUMBO, G.; HARASE, J.; AUST, K. T.; “coincidence site lattice (CSL) grain boundaries and goss texture development in Fe-3%Si alloy”, *Acta mater.,* vol.44, n. 12, pp. 4677-4683, 1996.

MACKENZIE, J. K.; *Biometrika*, vol. 45, pp. 229, 1958.

MARKOV, Y. N.; ADAMESCU, R. A.; “Influence of magnetic field on structural changes in silicon iron during annealing at a temperature near the curie point”, *Fiz. Metal. Metalloved*., v.32, n. 4, pp. 800-804, 1971.

MARTIKAINEN, H.O.; LINDROOS, V.K.; “observations on the effect of magnetic field on the recrystallization in ferrit”, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, vol. 10, pp. 3-8, 1981.

MASAHASHI, N.; MATSUO, M.; WATANABE, K.; “Development of preferred orientation in annealing of Fe-3,25%Si in a high magnetic field”, *J. Mater. Res.,* vol. 13, n. 2, 1998.

MCCURRIE, R. A.; "Ferromagnetic materials structure and properties". London, Academic Press, 1994.

MORHENN, H.; "Elektronenmikroskopische Analyse zur Rekombinationsaktivitaet in mulikritallinem Silizium", Universitaet Konstanz, Alemanha, 2010.

NTD. Disponível em: <http://www.ndt-ed.org/EducationResources/CommunityCollege/MagParticle/ Physics/MagneticMatls.htm>. Acesso em: 21 abr. 2010.

PAOLINELLI, S. da C.; CUNHA, M. A. da; “Efeito da temperature de acabamento sobre a estrutura e as propriedades magneticas de uma aço grão não orientado com 1,3%Si”, *Anais do 58° Congresso Annual da ABM,* Rio de Janeiro, RJ, CD-ROM, p. 2229-2235, 2003.

RAJMOHAN, N.; SZPUNAR, J.A.; HAYAKAWA, Y.; *Materials science and engineering A*, vol. 259, n. 10, pp.8, 1999.

REED-HILL, E.; "Physical Metallurgy Principles", Van Nostrand Ltd, Canada, vol. 2, 1973.

ROE, R. J.; “Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials”. J. App. Phys., vol. 36, pp. 2024-2044, 1965.

ROESLER, J.; Harders, H.; Baeker, M.; "Mechanisches Verhalten der Werkstoffe", Vieweg und Teubner, vol. 2, 2006.

ROLLETT, A.D.; STORCH, M.L.; HILINSKI, E.J.; GOODMAN, S.R.; “Approach to saturation in textured soft magnetic materials”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, n. 10, pp. 2595-2603, 2001.

SAWYER, B.; SMOLUCHOWSKI, R.; *J. Appl. Phys.,* vol. 28, pp. 1069, 1957.

SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B.; “Recent development on non-oriented electrical steel sheets”, *J. Magn. Mat.,* vol.26, pp. 57-64, 1982.

SKORSKI, R. J.; *Alabama* Acad. Sci., vol 38, pp. 13, 1967.

SMOLUCHOWSKI, R.; TURNER, R.W.; “Influence of magnetic field on recrystallization”, *J. Appl. Phys.,* vol. 20, pp. 745, 1949.

TSCHIPTSCHIN, A. P.; SANTOS, C. P. dos; CUNHA, M. A. da; LIMA, N. B. de; “Influência da taxa de defomração na textura de um aço silicio de grão não orientado”, *Anais do 55° Congresso da ABM, Rio de Janeiro*, RJ, CD-ROM, p. 1461- 1470, 2000.

TSL OIM, OIM Analyser Users manual, 1998.

TUMANSKI, Slawomir; “Modern magnetic material – the review”. *Electrical Review*, vol. 86; n.4, 2010.

VERHOEVEN, J.D; "Fundamentals of physical metallurgy", department of metallurgy, Iowa State University, 1975.

WATANABE, T.; *Materials Forum*, vol. 11, pp. 284, 1988.

WATANABE, T.; SUZUKI, Y.; TANII, S.; OIKAWA, H.; “The effects of annealing on recrystallization and grainboundary character distribution (GBCD) in iron-cobalt alloy polycrystals”, *Philosophical Magazine letters*, vol. 62, n. 1, pp. 9-17, 1990.

WU, B.; SHI, J.; ZHANG, Y.; WANG, Y.; ZUO, L.; ESLING, C.;“the influence of texture and GBCD on stress corrosion and intergranular corrosion in 2024 aluminium alloy”, *Solid State Phenomena*, vol. 105, pp. 181-186, 2005.

XU, Y.; OHTSUKA, H.; UMEZAWA, S.; ANAK, K.; MIYAZAKI, S.; WADA, H.; “Effects of high magnetic field on recrystallization and coarsening behavior in Fe-Si steels”, *the japan institute of metals*, pp 571-576, 1999.

YASHIKI, H.; KANEKO, T.; “Effect of hot-band annealing on anisotropy of magnetic properties in low-Si semi-processed electrical steel”. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 112, pp. 200-202, 1992.

YENSEN, T. D.; “Magnetic and other properties of electrolytic iron melted in vacuo”, *Trans. Am. Inst. Elec. Engrs*, vol. 33, pp. 451-75, 1914.

YENSEN, T. D.; “Magnetic properties of ternary Fe-Si-C alloys”, *Trans. Am. Inst. Elec. Engrs,* vol. 43, pp. 145-75, 1924.

YENSEN, T. D.; “Development of transformer steel in North America”, *Stahl u. Eisen,* vol. 56, pp. 1545-50, 1936.

ZHANG, Y. D.; ESLING, C.; LECOMTE, J.S.; HE, C.S.; ZHAO, X.; ZUO. L.; “Grain boundary characteristics and texture formation in a medium carbon steel during its austenitic decomposition in a high magnetic field”, *acta materialia*, vol. 53, pp. 5213-5221, 2005.