

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

JOSÉBERSON MIGUEL DA SILVA

**INFLUÊNCIA DOS PROCESSOS DE LAMINAÇÃO CONVENCIONAL,
ASSIMÉTRICA E CRUZADA NA MICROESTRUTURA E TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA DO AÇO ELÉTRICO 3% DE SILÍCIO.**

**Rio de Janeiro
2013**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

JOUSEBERSON MIGUEL DA SILVA

**INFLUÊNCIA DOS PROCESSOS DE LAMINAÇÃO
CONVENCIONAL, ASSIMÉTRICA E CRUZADA NA
MICROESTRUTURA E TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DO AÇO
ELÉTRICO 3% DE SILÍCIO.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão D.C. do IME.

Co-Orientador: Prof. Rodrigo Felix de Araújo Cardoso D.C. do CBPF.

Rio de Janeiro
2013

C2013

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmado ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do autor e dos orientadores.

620.11
S586i

Silva, Jouséberon Miguel

Influência dos processos de laminação convencional, assimétrica e cruzada na microestrutura e textura cristalográfica do aço elétrico 3% de silício / Jouséberon Miguel da Silva; orientado por Luiz Paulo M. Brandão - Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2013.

123 p. : il.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2013.

1. Ciências dos Materiais. 2. Aço elétrico GNO. 3. Laminação. 4. Textura cristalográfica. I. Brandão, Luiz Paulo M.. II Título. III Instituto Militar de Engenharia.

CDD: 620.11

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

JOUSÉBERSON MIGUEL DA SILVA

**INFLUÊNCIA DOS PROCESSOS DE LAMINAÇÃO CONVENCIONAL,
ASSIMÉTRICA E CRUZADA NA MICROESTRUTURA E TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA DO AÇO ELÉTRICO 3% DE SILÍCIO.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C. do IME.

Co-orientador: Prof. Rodrigo Felix de Araújo Cardoso – D.C. do CBPF.

Aprovada em 24 de junho de 2013 pela seguinte Banca Examinadora:

Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C. do IME – Presidente

Prof. Rodrigo Felix de Araújo Cardoso – D.C. do CBPF

Prof^a. Cristiane Maria Basto Bacaltchuk – Ph.D. do CEFET/RJ

Prof. José Ricardo Gomes Matheus – D.C. do IME

Rio de Janeiro

2013

Dedico este trabalho aos meus pais,
esposa e filho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus e meus pais, pela vida e saúde que possibilitou em minha trajetória alcançar mais esta conquista.

Agradeço também a minha esposa Edvânia e meus irmãos Joubert e Joelem por sempre me entender e incentivar diante das dificuldades que deparei pelo caminho.

Agradeço ao docente do IME pelas aulas que me proveram de conhecimento para aprender as disciplinas do curso.

Agradeço aos meus orientadores Luiz Paulo e Rodrigo Felix, os quais foram fundamentais para a conclusão dos meus trabalhos acadêmicos.

Agradeço aos centros de pesquisa da Companhia Siderúrgica Nacional e Aperam South America que disponibilizaram seus laboratórios para realização de ensaios dos materiais.

Ao Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas pela realização de ensaios e tratamentos térmicos.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP e o Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Ceará, por disponibilizar os laboratórios.

Aos meus colegas de turma, pelo incentivo e apoio de todos pudessem defender suas dissertações. Assim como todas as discussões realizadas até aqui, que foram muito importantes para a formação de opiniões e idéias.

Aos técnicos dos laboratórios do IME que auxiliaram na execução dos experimentos necessários a este trabalho.

E a todos os outros que indiretamente me ajudaram na realização e conclusão deste trabalho.

*“Não se mede o valor de um homem
pelas suas roupas ou pelos bens que possui,
o verdadeiro valor do homem
é o seu caráter, suas idéias e
a nobreza dos seus ideais”*

Charles Chaplin

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	9
LISTA DE TABELAS.....	14
LISTAS DE EQUAÇÕES	15
LISTAS DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	16
LISTAS DE SIGLAS.....	17
1	INTRODUÇÃO.....20
1.1	Objetivo22
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....23
2.1	Aços elétricos.....23
2.2	Propriedades magnéticas25
2.2.1	Permeabilidade e indução magnética26
2.2.2	Perdas magnéticas27
2.2.3	Energia de anisotropia31
2.3	Influência dos parâmetros de processo na microestrutura e propriedades dos aços elétricos.....34
2.3.1	Laminação a quente.....39
2.3.2	Laminação a frio41
2.3.3	Laminação assimétrica45
2.3.4	Laminação cruzada.....50
2.3.5	Recozimento53
2.3.6	Aços elétricos produzidos por processos alternativos.....56
2.3.7	Comparação da microestrutura e propriedades dos processos convencional e alternativos.....56
3	MATERIAIS E MÉTODOS60
3.1	Materiais61
3.2	Nomenclatura.....61
3.3	Tratamentos termomecânicos63

3.3.1	Laminação convencional	63
3.3.2	Laminação cruzada.....	64
3.3.3	Laminação assimétrica	65
3.3.4	Recozimento	66
3.4	Caracterização.....	67
3.4.1	Análise metalográfica.....	68
3.4.2	Análise da textura cristalográfica.....	69
3.4.3	Energia de Anisotropia	71
4	RESULTADOS.....	72
4.1	Metalografia.....	72
4.2	Textura cristalográfica.....	75
4.2.1	Laminado a quente	76
4.2.2	Laminação convencional	76
4.2.3	Laminação cruzada.....	79
4.2.4	Laminação assimétrica de razão 1,3.....	81
4.2.5	Laminação assimétrica de razão 1,5.....	85
4.3	Energia de Anisotropia	89
5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	94
5.1	Efeito da redução na evolução da textura e microestrutura.....	94
5.1.1	Laminação convencional	94
5.1.2	Laminação cruzada.....	95
5.1.3	Laminação assimétrica de razão 1,3.....	96
5.1.4	Laminação assimétrica de razão 1,5.....	97
5.2	Efeito do tipo de laminação na textura e microestrutura.....	98
5.3	Efeito do tipo de laminação na Energia de Anisotropia.....	103
6	CONCLUSÃO	109
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	111
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	112

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 2.1 Diagrama Fe-Si, a) Região rica em Fe do diagrama Fe-Si; b) o efeito da adição de 0,07% C nessa região do diagrama (MCCURRIE, 1994).....	24
FIG. 2.2 Variação de algumas propriedades intrínsecas do Fe em função do teor de Si (LITTMANN, 1971).....	25
FIG. 2.3 Curvas de magnetização de ferro em 3 direções distintas de um monocristal de ferro (PAOLINELLI,2006).....	27
FIG. 2.4 Influência da espessura da chapa nas perdas magnéticas (XIUGA ET AL, 2006)....	29
FIG. 2.5 Perdas e resistividade de aços convencionais e de alta pureza (CUNHA E PAOLINELLI, 2008).....	30
FIG. 2.6 Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (Pt), perdas histeréticas (Ph), perdas parasíticas (Poc) e perdas anômalas (Pa) de um aço com 2%Si (CUNHA E POLINELLI, 2001).....	31
FIG. 2.7 Propriedades magnéticas e Energia de anisotropia para diferentes direções no plano da chapa (CUNHA E LUMA, 2000).	32
FIG. 2.8 Separação da perda em parcelas devidas a textura e espaçamento entre partículas, para (a) 1.0T e (b) 1.5T (CUNHA E LUMA, 2000).....	32
FIG. 2.9 Energia de anosotropria em função da relação para três diferentes aços. (PAOLINELLI e CUNHA, 2006).	34
FIG. 2.10 Esquemático das subestruturas formadas durante deformação plástica de aço. (1 - banda de deformação, 2 - microbandas, 3 - regiões de contorno de grão, 4 - regiões de inclusão) (GORELIK, 1981).....	35
FIG. 2.11 (a) até (f) EBSD de aço elétrico com 1,25% Si e abaixo o mapa de orientação. (SILVA ET AL, 2006).....	36
FIG. 2.12 (a) Razão das fibras em função da temperatura de recozimento. (b) temperatura de recozimento vesus razão J50/JS e (c) perdas em relação a J50 (PAOLINELLI E CUNHA, 2006).....	38
FIG. 2.13 Tipos de laminação e fases microestruturas presentes durante a deformação (FISHER E SCHNEIDER 2003).	39

FIG. 2.14 Seção de $\phi_2=0$ e $\phi_2=45^\circ$, notação de Bunge, de aço GNO com 87.5% de redução na LQ, recozido a 800°C (FELIX, 2005).	40
FIG. 2.15 Seção de $\phi_2=0$ e $\phi_2=45^\circ$, notação de Bunge, de aço GNO com 90% de redução na LQ, recozido a 800°C (FELIX, 2005).	41
FIG. 2.16 Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (DUNKLE e GOODENOW, 1986). (\circ permeabilidade; \square perdas)	42
FIG. 2.17 FDOC do com aço 0,75%Si e 75% de deformação a frio (BACALTCHUK, 2005).	43
FIG. 2.18 (a) perdas watt/kg, (b) permeabilidade medida com 1.5T em função do recozimento em diferentes tempos e reduções a frio em aço com 0.55%Si (PREMKUMAR ET AL, 2003).	44
FIG. 2.19 Efeito combinado do fator de textura, tamanho de grão e (a) perdas, (b) permeabilidade (PREMKUMAR ET AL, 2003).	45
FIG. 2.20 Desenho esquemático da laminação assimétrica com diâmetros dos cilindros diferentes.	46
FIG. 2.21 Perfil das malhas de deformação nas chapas por laminação (a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1,5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1,5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro.(LEE E LEE, 2001).	47
FIG. 2.22 FDOC de chapa de aço com 50% de redução através de laminação(a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1,5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1,5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro em aços IF com simetria triclinica após a laminação (LEE E LEE, 2001)	48
FIG. 2.23 Representação dos componentes de orientação na seção de $\phi_2=45^\circ$ para materiais CCC (LEE E LEE, 2001).	49
FIG. 2.24 Influência da espessura final na permeabilidade, (b) perdas em chapas de aço elétrico recozidas a 1200°C por 7h (XIUGA ET AL, 2006).	50
FIG. 2.25 FDOC's com ψ constante ($\psi=0^\circ, 5^\circ, 10^\circ\dots$) de aço elétrico GO laminado assimetricamente a 80% de redução, pico de intensidade=31,2 (XIUGA ET AL 2006).	50

FIG. 2.26 FDOC's das etapas de (a) laminação a quente, (b) laminação a frio, (c) recozimento e (d) descarbonetação em aços elétricos de GNO (VANDERSCHUEREN ET AL, 1991).	52
FIG. 2.27 Dependência da indução magnética em relação (a) temperatura de recozimento durante 7horas no material laminado convencional C e assimetricamente AS e (b) tempo de recozimento a 1200°C no material laminado assimetricamente com diferentes espessuras (XIUGA ET AL, 2006).....	55
FIG. 2.28 Representação da textura de laminação em aço elétrico com 60% de redução, ODF com $\phi_2=45^\circ$ (HEO, 2005).....	57
FIG. 2.29 Distribuição das fibras de textura através da espessura de aço elétrico após recozimento para recristalização primária, produzido via laminação assimétrica (LIU ET AL, 1997).	58
FIG. 2.30 Variação das intensidades da fibra η (a) e da fibra γ (b) em relação aos tipos de laminação convencional e assimétrica em chapas de aço silício com 80% de redução e recozimento a 950° por 1 min (SHA ET AL, 2008).....	59
FIG. 3.1 Fluxograma das etapas do trabalho e retirada das amostras.	60
FIG. 3.2 Chapa de aço E 105.	61
FIG. 3.3 Laminador reversível FENN do laboratório de fundição do IME.	63
FIG. 3.4 Geometria dos cilindros a) vista frontal; b) vista lateral.....	64
FIG. 3.5 Prensa usada para desempenar as chapas.	66
FIG. 3.6 Forno usado para recozimento das amostras.....	67
FIG. 3.7 Amostras embutidas.	69
FIG. 3.8 Equipamento usado para análise de textura cristalográfica.	70
FIG. 3.9 Figura esquemática da geometria do goniômetro (CULLITY, 1978).....	70
FIG. 3.10 Abacos de Roe das orientações cristalográficas.....	71
FIG. 4.1 Metalografia da amostra a) CR8, b) CR7 e c) CR6.....	72
FIG. 4.2 Metalografia a)ZR8, b)ZR7 e c)ZR6.....	73
FIG. 4.3 Metalografia das amostras a) A13R8 e b) A13R7.	73

FIG. 4.4 Metalografia das amostras a) A15R8 b) A15R7.	74
FIG. 4.5 Comparativo entre os tamanhos de grão médio de cada laminação.....	74
FIG. 4.6 FDOC do material laminado a quente.	76
FIG. 4.7 FDOC da amostra CL6.	77
FIG. 4.8 FDOC da amostra CL7.	77
FIG. 4.9 FDOC da amostra CL8.	78
FIG. 4.10 FDOC da amostra CR7.....	78
FIG. 4.11 FDOC da amostra CR8.	79
FIG. 4.12 FDOC da amostra ZL6.	79
FIG. 4.13 FDOC da amostra ZL7.	80
FIG. 4.14 FDOC da amostra ZL8.	80
FIG. 4.15 FDOC da amostra ZR7.	81
FIG. 4.16 FDOC da amostra ZR8.....	81
FIG. 4.17 FDOC da amostra de A13L7.....	82
FIG. 4.18 FDOC da superfície superior da amostra A13L8S.....	82
FIG. 4.19 FDOC do centro de espessura da amostra A13L8.	83
FIG. 4.20 FDOC da superfície inferior da amostra A13L8I.....	83
FIG. 4.21 FDOC da amostra A13R6 analisada no centro de espessura.	83
FIG. 4.22 FDOC da amostra A13R7.	84
FIG. 4.23 FDOC da superfície superior da amostra A13R8S.....	84
FIG. 4.24 FDOC do centro de espessura da amostras A13R8.....	85
FIG. 4.25 FDOC da superfície inferior da amostra A13R8I.	85
FIG. 4.26 FDOC da amostra de A15L7.....	86
FIG. 4.27 FDOC da superfície superior da amostra A15L8S.....	86
FIG. 4.28 FDOC do centro de espessura da amostra A15L8.	87
FIG. 4.29 FDOC da amostra A15L8I analisada na superfície inferior.	87

FIG. 4.30 FDOC da amostra A15R7.....	87
FIG. 4.31 FDOC da amostra A15R8S.....	88
FIG. 4.32 FDOC da amostra A15R8.....	88
FIG. 4.33 FDOC da amostra A15R8SI.....	88
FIG. 4.34 Energia de anisotropia das amostras de laminação convencional após recozimento.	89
FIG. 4.35 Energia de anisotropia das amostras de laminação cruzada após recozimento	90
FIG. 4.36 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,3 no centro de espessura após recozimento.....	91
FIG. 4.37 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,3 com 80% de redução nas superfícies e centro de espessura após recozimento.....	92
FIG. 4.38 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,5 no centro de espessura após recozimento.....	93
FIG. 4.39 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,5 com 80% de redução nas superfícies e centro de espessura após recozimento.....	93
FIG. 5.1 Chapa de laminação cruzada com 80% de redução total.....	96
FIG. 5.2 Evolução da fibra <001>//ND nas amostras com 80% de laminação a frio.....	100
FIG. 5.3 Evolução da fibra <001>//ND nas amostras após recozimento.	101
FIG. 5.4 Evolução da fibra <110>//ND nas amostras após recozimento.	102
FIG. 5.5 Evolução da fibra <111>//ND nas amostras com 80% de laminação a frio.....	102
FIG. 5.6 Evolução da fibra <111>//ND nas amostras após recozimento.	103
FIG. 5.7 Energia de Anisotropia para diferentes tipos de laminação com 80% de redução após recozimento.	105
FIG. 5.8 Energia de Anisotropia para diferentes tipos de laminação com 70% de redução após recozimento.	107
FIG. 5.9 Indução magnética calculada para cada parâmetro de laminação.....	108

LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1 Energia de anisotropia dos diferentes processos termomecânicos (adaptado Botelho 2012).	33
TAB. 2.2 Relação entre tamanho de grão, textura e propriedades magnéticas. (PREMKUMAR ET AL, 2003).....	45
TAB. 3.1 Composição Química do aço E105.....	61
TAB. 3.2 Nomenclatura adotada para distinção das amostras.....	62
TAB. 3.3 Espessuras alcançadas nos passes da laminação cruzada.....	65
TAB. 4.1 Orientação dos componentes de textura.....	75
TAB. 5.1 Intensidade dos componentes de textura para cada parâmetro de processamento. ..	94
TAB. 5.2 Componentes de textura das três camadas da amostra de laminação assimétrica com razão de 1,3. com 80% de redução.	97
TAB. 5.3 Componentes de textura das três camadas da amostra de laminação assimétrica com razão de 1,5 com 80% de redução	98
TAB. 5.4 Resultado do calculo da Ea nas direções paralelas ao plano da chapa das amostras com 80% cde redução.	104
TAB. 5.5 Resultado do calculo da Ea para as amostra com 70% de redução.	106

LISTAS DE EQUAÇÕES

EQ. 2.1	33
EQ. 2.2	33
EQ. 2.3	33
EQ. 2.4	33
EQ. 2.5	34
EQ. 2.6.....	34
EQ. 2.7.....	34

LISTAS DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

\bar{x}	Média dos resultados de tamanho de grão
x_i	Resultado de medição de tamanho de grão
μ_r	Permeabilidade relativa com indução a 1500 μ T e frequência de 60Hz
C	Processos de laminação convencional
Z	Processos de laminação cruzada
A13 e A15	Processos de laminação assimétrica com razão 1.3 e 1.5
B_{50}	Indução magnética a 5000A/m e frequência de 60Hz, o mesmo que J_{50}
B_s	Polarização magnética de saturação
C_{Si}	Porcentagem de silício na amostra
H	Campo magnético, sendo $H_{1,7T}$ o necessário para se obter indução de 1,7 T
K_1, K_2	Coefficientes de anisotropia
$P_{10/50}$	Perda magnética com indução a 1000 μ T e frequência de 50Hz
$P_{10/60}$	Perda magnética com indução a 1000 μ T e frequência de 60Hz
$P_{15/50}$	Perda magnética com indução a 1500 μ T e frequência de 50Hz
$P_{15/60}$	Perda magnética com indução a 1500 μ T e frequência de 60Hz
Pa	Perdas magnéticas anômalas
Ph	Perdas magnéticas histeréticas
P_w	Perdas magnéticas
Pt	Perdas magnéticas totais
P_{H_2O}	Potencial químico de redução de H_2O , sendo a mesma simbologia aplicada em outros compostos químicos
M	Permeabilidade magnética
t	Coefficiente da tabela <i>t</i> 'Student
Fibra- α	$\langle 110 \rangle \parallel RD, \{ hkl \} \langle 110 \rangle$
Fibra- γ	$\langle 111 \rangle \parallel ND, \{ 111 \} \langle uvw \rangle$
Fibra- η	$\langle 001 \rangle \parallel RD, \{ hkl \} \langle 100 \rangle$
Fibra- θ	$\langle 001 \rangle \parallel ND, \{ 100 \} \langle uvw \rangle$

LISTAS DE SIGLAS

ND	<i>Normal direction</i> , ou Direção normal à laminação (DN)
TG	Tamanho de grão
SP	Aço semiprocessado (<i>Semi-processed steel</i>)
RD	<i>Rolling direction</i> , ou Direção de laminação (DL)
LCT	Lingotamento contínuo de tiras (<i>Strip-casting</i>)
ICDD	<i>The International Centre for Diffraction Data</i>
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
CBPF	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
IME	Instituto Militar de Engenharia
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
GNO	Aço ao silício de grão não orientado
GO	Aço ao silício de grão orientado
Ea	Energia de anisotropia
CFC	Cristal cúbico de face centrada
CCC	Cristal cúbico de corpo centrado
FDOC	Função de distribuição de orientações cristalinas
PopLA	<i>preferred orientation package – Los Alamos</i>

RESUMO

Nos materiais policristalinos a orientação preferencial dos grãos é conhecida como textura cristalográfica, sendo que nos metais esta pode ser influenciada pelos processos de solidificação, deformação plástica e tratamentos térmicos. As propriedades dos metais são diferentes conforme a orientação cristalográfica predominante. Portanto durante o processo de fabricação objetivam-se algumas orientações preferenciais para produzir materiais com propriedades otimizadas.

Os aços para aplicação em núcleos de motores e transformadores são chamados aços elétricos. Tais aços têm suas propriedades magnéticas favorecidas na presença de orientações com baixo fator de empacotamento. Neste trabalho buscou-se estudar a variação da textura em função da alteração de parâmetros de deformação tais como, tipo de laminação (convencional, cruzada e assimétrica com razão entre cilindros 1,3 e 1,5) e o grau de redução aplicado (60%, 70% e 80%).

Para avaliação das alterações produzidas nos materiais provenientes dos diferentes processos citados, foram avaliados os tamanhos de grão médio, as texturas resultantes em cada tipo de processamento, além da energia de anisotropia, que possui uma relação inversamente proporcional com a indução magnética. As texturas foram, em geral, medidas no centro de espessura, sendo que as amostras de laminação assimétrica com 80% de redução também foram avaliadas nas superfícies superiores e inferiores das amostras.

Após o recozimento, a textura do material laminado convencionalmente apresentou intensidades significativas da componente Goss, com surgimento de cubo em 80% de redução. O material de laminação cruzada, após o recozimento, desenvolveu as componentes Goss, Goss rodado e fibra- γ , também com 80% observou-se a presença da componente cubo. Em ambos os processos de laminação assimétrica observou-se a formação de Goss, Goss rodado e fibra- γ com leve surgimento da componente cubo. A laminação convencional com 80% de redução apresentou o melhor resultado de energia de anisotropia.

ABSTRACT

In polycrystalline materials the preferential grains' orientation is known to crystallographic texture, in the metals can be influenced by solidification processes, plastic deformation and heat treatment. The metals's properties are different as predominant crystallographic orientation. Therefore during the manufacturing process has aimed some preferential orientations to produce materials with optimized properties. The steels for use in motors and transformers cores are called electrical steels. Such steels have their magnetic properties favored in the presence of orientations with low packing factor. This work aimed to study the texture variation due to the change of deformation parameters such as: kind of rolling (conventional, cross and asymmetric with ratio between cylinder 1,3 and 1,5) and the strain rate applied (60%, 70% and 80 %). To evaluate the changes produced in the materials from different processes previously mentioned, it was evaluated the average grain sizes, the resulting textures in each processing type, besides the anisotropy energy, which has an inverse relationship with the magnetic induction. The textures were, in general, measured in the thickness center, while the asymmetric rolling samples with 80% of reduction were also evaluated in the upper and lower surfaces of samples. After annealing, the texture of conventional rolled material showed significant intensities of Goss component, with the emergence of cube component at 80% of reduction. The material with cross rolling, after annealing, it were developed the Goss component , rotated Goss and γ fiber, also at 80% it was observed the presence of cube component. In both asymmetric rolling processes was observed the formation of Goss, rotated Goss and γ -fiber component with the emergence of cube component. The conventional rolling with 80% of reduction showed the best result of anisotropy energy.

1 INTRODUÇÃO

Os aços elétricos podem ser distinguidos como uma classe especial de aços baixo carbono com propriedades magnéticas específicas para aplicação na fabricação de núcleos de motores elétricos, geradores e transformadores de potência.

Aços elétricos são os aços especialmente fabricados para "amplificar" o campo magnético induzido pela aplicação de energia elétrica. Eles estão presentes nas peças centrais de motores elétricos e sua função é transformar energia elétrica em energia mecânica. Porém, como em praticamente todo processo de transformação de energia, existe uma perda. Um motor elétrico que é magnetizado e desmagnetizado 60 vezes por segundo (60 Hz), acaba aquecendo-se, e esse calor representa uma energia perdida. Efeito indesejável que o aprimoramento dos aços elétricos procura minimizar. (BUYS, 2006)

Segundo MOSES (2012), em média 97% dos materiais magnéticos produzidos são aços elétricos, com uma produção anual de cerca de 12 milhões de toneladas, desses aproximadamente 80% são aços elétricos de grãos não orientados. Devido à crescente preocupação com a preservação ambiental as indústrias e o meio científico buscam melhorias nas propriedades dos materiais visando minimizar a agressão ao meio ambiente. Dessa maneira há um aumento nas pesquisas em aços elétricos, responsáveis pela eficiência dos motores elétricos e transformadores, uma vez que grande parte da energia elétrica produzida é usada em motores de tração. A melhoria das propriedades magnéticas dos aços elétricos fabricados nas siderúrgicas pode ser obtida através da investigação direcionada a otimização dos processos de produção.

Os aços elétricos, ou aços ao silício podem ser distinguidos em dois tipos: grão orientado (GO) e grão não orientado (GNO). Os aços GNO podem ser subdividido em: semi-processados que são entregues com um pequeno encruamento para que o recozimento final seja feito posteriormente, conduzindo a um tamanho de grão desejado promovendo ainda a decarbonetação e eliminação de tensões residuais; e totalmente processados, cuja textura e tamanho de grão final são desenvolvidos na própria siderúrgica (LANDGRAF, 2002). O GO deve possuir as propriedades magnéticas otimizadas na direção de laminação, e é utilizado em transformadores onde são cortados e montados de maneira que o fluxo magnético permaneça

paralelo à direção de laminação, enquanto o GNO tem sua aplicação em motores elétricos sendo requisitadas boas propriedades magnéticas em todas as direções devido à alternância do fluxo magnético.

A eficiência dos motores elétricos está intimamente ligada ao fluxo magnético no “entreferro”, ou seja, depende do fluxo magnético entre a parte fixa do motor (estator) e a parte móvel (rotor) sendo estes compostos por um conjunto de lâminas sobrepostas. Quando em funcionamento, o motor gira em alta velocidade alternando a direção do campo magnético em relação ao rotor, no entanto as lâminas mantêm-se paralelas.

O melhor desempenho de tais máquinas está associado às propriedades de permeabilidade e perdas magnéticas devido à dissipação da energia. Tais propriedades apresentam forte anisotropia, causada pela diferença na facilidade de magnetização dos eixos, portanto, a textura cristalográfica tem grande influência sobre a eficiência das mesmas. A presença do silício é de grande importância, pois, aumenta a resistividade elétrica, diminui a constante de anisotropia magnética e torna a magnetização de saturação e a perda no ferro baixa tanto em média e quanto em alta frequência. No entanto quando adicionado quantidades superiores a 3,5%, provoca o endurecimento da liga reduzindo sua trabalhabilidade.

Atualmente existem várias rotas de investigação que visam um maior grau de permeabilidade magnética com menores perdas totais como: mudança da composição, otimização do tempo de laminação a quente, bandas de recozimento e laminação a frio em dois passes com recozimento intermediário, laminação cruzada, recozimento com aplicação de campo magnético e solidificação direcional.

Estudos em laminação cruzada, como o de MEKHICHE ET AL. (1994), VANDERSCHUEREN ET AL. (1991) e USHIMAGI ET AL. (1988), sugerem três passes de laminações onde o segundo ocorre na direção perpendicular ao da primeira e o terceiro na mesma direção do primeiro. Resultando na formação da textura de recristalização cubo-na-face e Goss, estes aços também são chamados de duplamente orientados, com as componentes $\{100\}\langle 001\rangle$ e $\{110\}\langle 001\rangle$ presentes. Estes podem ser empregados tanto em transformadores quanto em motores elétricos.

A laminação assimétrica consiste na aplicação tensões diferentes nos cilindros de laminação, sendo essas referentes as diferenças nos cilindros quanto à suas velocidades de rotação, seus diâmetros e/ou coeficientes de atrito. Este método de laminação parte da aplicação de uma maior deformação cisalhante no material, proporcionando um aumento no gradiente de textura através da espessura da chapa laminada. Outra vantagem observada neste

processo refere-se a aplicação de menores forças e torques para uma mesma deformação quando comparada com a laminação convencional. YEONG-MAW HWANG E GOW-YI (1996) diz que essa diminuição é favorável à obtenção de melhorias nas propriedades da superfície da chapa; ao controle mais fácil do tamanho e espessura da chapa; à diminuição do número de passes e aumento da redução; à laminação de materiais com alto limite de escoamento e grandes taxas de deformação e ao armazenamento de energia para diminuição da etapa de recozimento.

1.1 OBJETIVO

Em vista das técnicas mencionadas produzirem diferentes efeitos e alterações na forma, tamanho e orientação da microestrutura, o presente trabalho vem com o intuito de estudar a aplicabilidade dos métodos alternativos de produção de aço explorando o impacto dos tipos e parâmetros de laminação (a frio convencional, cruzada e assimétrica), na microestrutura e textura cristalográfica dos aços elétricos GNO com 3%Si.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Em suas aplicações, os aços elétricos são solicitados quanto as propriedades magnéticas, sendo estas altamente dependentes da orientação cristalográfica do material. Dessa forma a qualidade magnética do aço está relacionada com a textura do mesmo.

Textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual há uma distribuição preferencial de orientações dos grãos em um policristal. A textura não está relacionada com o formato dos grãos, mas sim ao arranjo espacial da rede cristalina desses grãos. A introdução de orientação preferencial no material pode ser feita por várias maneiras: uma delas é a deformação plástica (VIANA E PAULA, 2001).

A textura pode ser melhor representada pela Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC) segundo as coordenadas de Bunge ou de Roe. A FDOC especifica a probabilidade de encontrar determinadas orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ em uma amostra do material.

2.1 AÇOS ELÉTRICOS

Os aços elétricos possuem anisotropia de propriedades em função da orientação do cristal, sendo assim, em transformadores de potência, onde é aplicado um campo magnético constante, os aços GO são melhor empregados. Através da descoberta de Norman P. Goss em 1934 é possível produzir aços com alta intensidade de grãos orientados na direção de mais fácil magnetização e planos a 45° do ideal. Portanto para montagem dos transformadores as chapas devem ser cortadas e montadas a 45° da direção de laminação. As chapas de aços GO possuem espessura típica de 0,35mm e através do crescimento de grão após a recristalização secundária os grãos assumem tamanho médio de 5 mm. Assim sendo, haverá formação de apenas um grão ao longo da espessura, aumentando a eficiência na magnetização dos transformadores (LANDGRAF, 2002).

Aços GNO são mais aplicados em motores elétricos onde é exigida certa isotropia de propriedades no plano da chapa. O campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, no entanto o motor ao girar muda a direção do fluxo magnético. O ideal é que este material tenha textura típica de fibra η , ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ presentes em todas as direções no plano da chapa.

Em geral estes aços apresentam na composição química um teor de carbono final abaixo de 0,003%, o teor de silício pode variar de milésimos a 3,5% e alumínio em torno de 0,04 a 0,5%. O aumento do custo é sensível à adição dos dois últimos elementos de liga, devido seu aumento proporcionar efeito benéfico ao aumentar a resistividade elétrica que proporciona a diminuição das perdas parasíticas. A FIG. 2.1 ilustra o efeito da adição de silício na transformação de fase e efeito causado pela adição de carbono no tamanho da região correspondente ao campo bifásico (As fases em equilíbrio dependem da composição química do aço e da temperatura de acabamento, onde o término da laminação a quente pode ocorrer dentro do campo austenítico, do campo bifásico ou do campo ferrítico). Sendo assim é possível alterar a estrutura dos grãos e textura da bobina a quente, por conseguinte, a evolução estrutural subsequente até a obtenção da estrutura final e as propriedades magnéticas correspondentes (CUNHA E PAOLINELLI, 2003).

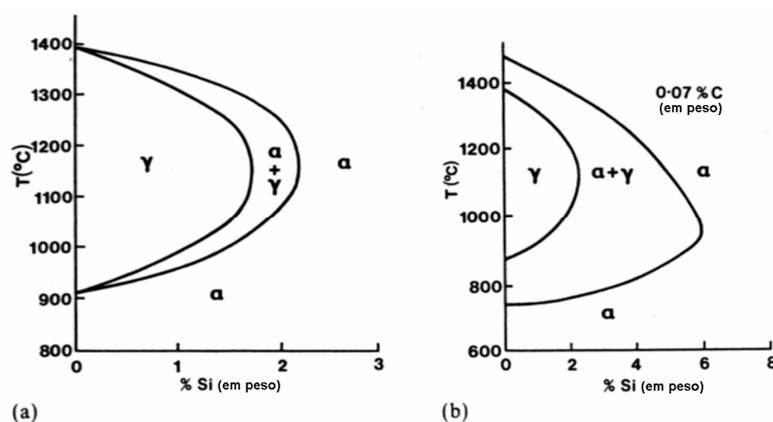


FIG. 2.1 Diagrama Fe-Si, a) Região rica em Fe do diagrama Fe-Si; b) o efeito da adição de 0,07% C nessa região do diagrama (MCCURRIE, 1994).

Nas aplicações que requerem perda magnética baixa são utilizados os aços com teores de silício mais elevado. Essa adição de Si, entretanto, dificulta o processamento a frio devido à fragilização. Várias pesquisas são desenvolvidas com o objetivo de melhorar as propriedades magnéticas. CHANG (2006) constatou em seu estudo que aços laminados com adição de Ni,

promovem um tamanho de grão maior em relação a adição de Co e Mo, relatou também que a adição do Ni colaborou com a melhoria das propriedades magnéticas.

2.2 PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Nos aços elétricos, o principal elemento de liga tradicionalmente utilizado é o silício. A FIG. 2.2 mostra o efeito do silício em diversas propriedades intrínsecas do Fe- α (Fe - CCC). Com o aumento do teor de silício, há uma diminuição da temperatura de Curie e da indução de saturação junto com um aumento da resistividade elétrica, e, além disso, a magnetostricção de saturação alcança o valor nulo quando o teor de silício é igual a 6,5% em peso.

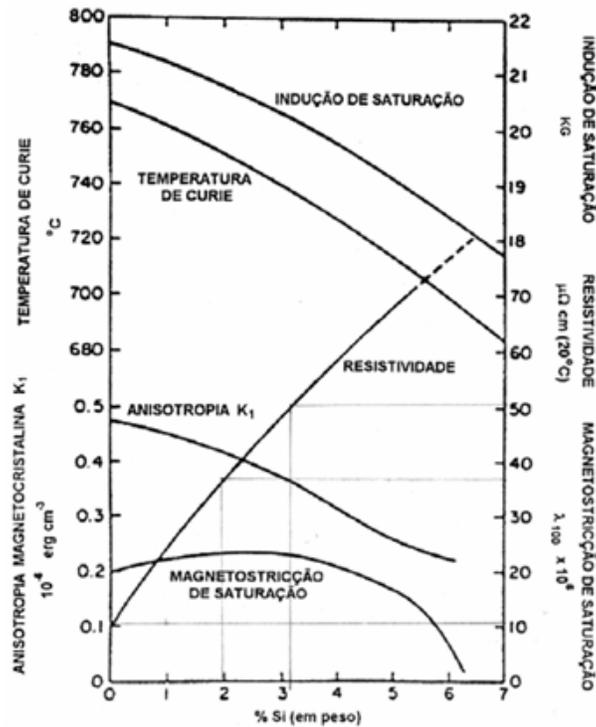


FIG. 2.2 Variação de algumas propriedades intrínsecas do Fe em função do teor de Si (LITTMANN, 1971).

Propriedades como: ρ - resistividade elétrica; J_s - polarização de saturação; K_1 - constante de anisotropia magnetocristalina; T_c - temperatura de Curie, são intrínsecas do material, e independentes da microestrutura, no entanto, dependem da composição química, fase e temperatura.

2.2.1 PERMEABILIDADE E INDUÇÃO MAGNÉTICA

Permeabilidade magnética é uma propriedade específica do material, que pode ser entendida como a facilidade que um fluxo magnético atravessa o material. Um aço com boa permeabilidade magnética favorece a passagem de uma corrente alternada por ele, diminuindo a intensidade do campo magnético necessário para magnetizá-lo.

Quando um campo magnético externo “H” é aplicado sobre um material, ele induz a passagem de um fluxo magnético sobre o mesmo, a densidade desse fluxo é conhecida como indução magnética e é representada por “B”. Ambos são vetores de campos magnéticos e são caracterizados por sua magnitude e direção. A indução magnética produzida em um material é diretamente proporcional ao campo aplicado, seguindo um fator característico do material conhecido como permeabilidade magnética (μ), esse parâmetro está relacionado com a composição química do material, da microestrutura e textura cristalográfica.

Aços elétricos possuem forte anisotropia das propriedades magnéticas causada pela fácil magnetização do ferro na direção $\langle 100 \rangle$ em relação as demais e a direção $\langle 111 \rangle$ que é a de pior magnetização. Uma vez que a direção $\langle 100 \rangle$ no ferro é a de fácil magnetização entre todas, uma maior intensidade dela tende a melhorar as propriedades requeridas, já para a direção $\langle 111 \rangle$ uma menor intensidade dessa componente proporciona melhores propriedades. A FIG. 2.3 ilustra as curvas de magnetização das direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ do ferro. Segundo PAOLINELLI E CUNHA (2006), para o aço com grãos orientados na direção cristalográfica $\langle 100 \rangle$ com a aplicação de um campo de 2500 A/m é possível alcançar 97% de polarização de saturação, já na direção $\langle 111 \rangle$ é necessário a aplicação de um campo de 12 a 15 vezes maior.

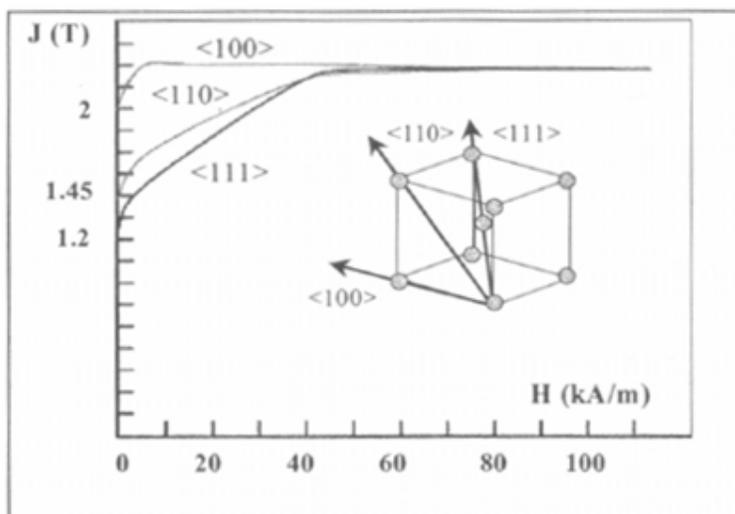


FIG. 2.3 Curvas de magnetização de ferro em 3 direções distintas de um monocristal de ferro (PAOLINELLI,2006).

A produção de aços com maior permeabilidade tem sido investigada através da otimização de diversas etapas de seu processamento, como na pureza das ligas e seguindo rotas comprometidas com a otimização do tempo de laminação a quente (ROS ET AL, 2003), com recozimento da bobina quente (CUNHA E PAOLINELLI, 2003), laminação reversível (PAOLINELLI E CUNHA, 2006), em recozimento com aplicação de campo magnético (BACALTCHUK, 2005), processos alternativos de laminação assimétrica (SHA ET AL, 2008) e (XIUGA ET AL, 2006) e laminação cruzada (LIU ET AL, 1997).

2.2.2 PERDAS MAGNÉTICAS

Outra propriedade de grande relevância é “perda no ferro”. Essas perdas ocorrem devido à mudança do fluxo que induz uma corrente no condutor e no interior do núcleo. Os tipos de perdas principais consideradas são perdas no ferro ou no núcleo, dissipação de calor por efeito Joule no interior do aço, devido às correntes parasíticas e nos condutores elétricos ou enrolamentos respectivamente (FELIX ET AL, 2005).

A área interna da curva de histerese corresponde à energia dissipada durante um ciclo de histerese, essa energia dissipada corresponde a perdas magnéticas totais. Normalmente para esta caracterização os laboratórios utilizam um quadro de Epstein, e, no Brasil, seguem a norma NBR 5161. A maioria usa equipamentos desenvolvidos especificamente para esta finalidade neste ensaio, obtendo resultados com praticidade e rapidez (FUKUHARA, 2006).

Na avaliação das perdas costuma-se separá-las para se investigar o efeito de cada uma das variáveis, de forma a facilitar sua compreensão. As perdas totais (Pt) podem ser subdivididas em perdas histeréticas - Ph, perdas parasíticas - Pp e perdas anômalas - Pa.

Perdas anômalas são decorrentes das forças de atrito internas na movimentação das paredes dos domínios magnéticos durante a magnetização, não são mensuráveis fisicamente, para obtê-las subtraí-se das perdas totais as perdas por histerese e por correntes parasitas (CAMPOS ET AL 2003).

Sabe-se que as perdas parasíticas ocorrem devido a circulação de correntes parasitas no material, estas correntes provocam dissipação de energia por efeito Joule. São dependentes, principalmente, da espessura e resistividade da chapa, quanto menor a espessura da chapa e maior a resistividade do material menores são as perdas por correntes parasitas. Portanto, os núcleos são construídos com material laminado de pequena espessura e com composição química que resulte num material de elevada resistividade (CAMPOS, 2000).

Segundo o modelo semi-quantitativo de BARROS (2008) os parâmetros microestruturais como textura, inclusões, tamanho de grão, tensão residual e defeitos superficiais determinam o ancoramento das paredes dos domínios magnéticos. Estes parâmetros influenciam na força coercitiva do material e movimento dos domínios. Estes são responsáveis pela indução magnética e pela parcela das perdas histeréticas, atribuídas a rotação dos domínios magnéticos, em baixas e médias intensidades de campo magnético externo aplicado. A indução magnética remanescente e a rotação dos domínios em altos valores de campo magnético externo aplicado são, principalmente, determinados pela textura.

Pesquisas como a de XIUGA ET AL (2006), CUNHA ET AL (2008), CHANG(2006) e outros foram realizadas com o intuito de investigar o efeito causado nas perdas através de diferentes parâmetros microestruturais. A diminuição da espessura e o aumento da resistividade elétrica do material reduzem a intensidade das correntes elétricas parasitas e assim permite reduzir as perdas parasíticas. No entanto como relatado por XIUGA ET AL (2006) o aumento da resistividade proporciona maior trabalho para a rotação dos domínios magnéticos causando um aumento nas perdas totais. De acordo com a FIG. 2.4, que relaciona a espessura da chapa com a perda magnética, a espessura da chapa provoca um aumento pronunciado na perda total, este fato é atribuído a parcela da perda parasítica, devido a maior circulação de correntes parasitas na chapa.

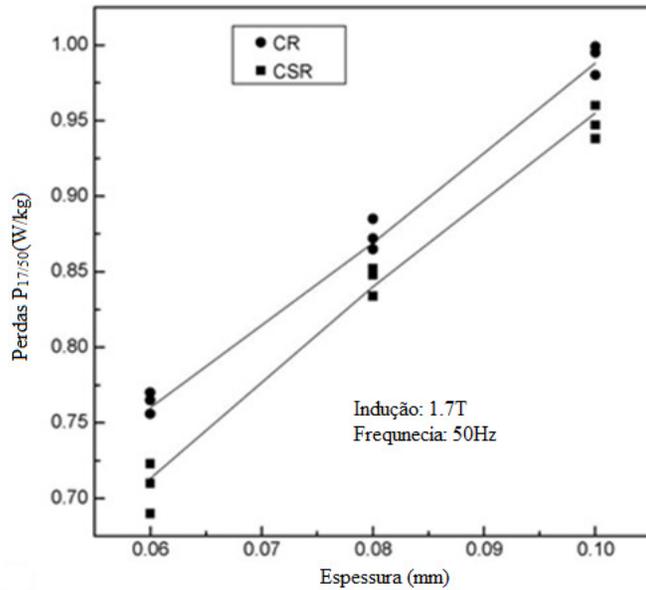


FIG. 2.4 Influência da espessura da chapa nas perdas magnéticas (XIUGA ET AL, 2006).

Menores concentrações de Si+Al provocam uma diminuição na resistividade e aumento nas perdas parasíticas. Entretanto, o aumento desta parcela pode ser compensado por uma diminuição nas perdas por histerese e perdas anômalas, devido a pureza e textura cristalográfica. CUNHA E PAOLINELLI (2008) produziu aços elétricos com menores perdas com baixo teor de Si+Al. A FIG. 2.5 mostra um gráfico relacionando perdas com resistividade em aços produzidos convencionalmente e com maior pureza. Observa-se que para uma mesma resistividade o aço com baixo Si+Al teve menor perda, além disso, a pureza da liga beneficia a polarização de saturação, condutividade térmica e propriedades mecânicas. A melhoria da textura do aço de alta pureza foi baseada no aumento da (100)<uvw> e diminuição da fibra (111)<uvw>, através de um tamanho de grão grande da bobina quente com baixa intensidade da componente (110)<uvw>.

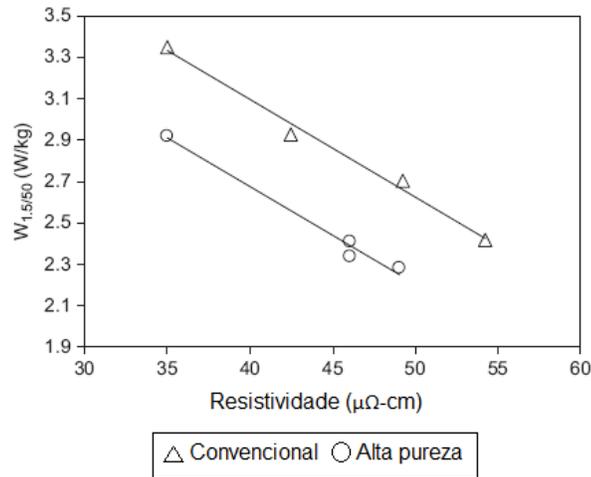


FIG. 2.5 Perdas x resistividade de um aço convencional e outro de alta pureza (CUNHA E PAOLINELLI, 2008).

CHANG (2006) demonstrou que adições de 0,054% Ni em aços contendo 3% Si, 1,52%Al, 0,1Sn, 0,08% Sb, proporcionaram uma diminuição nas perdas parasíticas e redução na anisotropia planar. As inclusões, além de seu efeito deletério direto nas propriedades magnéticas, restringem o crescimento de grão e interferem na formação da textura, afetando indiretamente nas perdas. As partículas e precipitados também influenciam nas perdas totais aumentando o componente das perdas histeréticas, elas dificultam a movimentação das paredes dos domínios necessitando campos mais altos. Dessa forma, provocam também um aumento nas perdas anômalas aumentando o atrito entre as paredes dos domínios (LANDGRAF ET AL, 2000).

A temperatura de recozimento também influencia nas perdas, segundo PARK E SZPUNAR (2009) as perdas diminuem com o aumento da temperatura, o que é causado pelo aumento do tamanho de grão e alteração da textura. O aumento do tamanho de grão tem o efeito benéfico de reduzir a área dos contornos de grão, que restringem o movimento e rotação dos domínios magnéticos durante a magnetização. No entanto as perdas anômalas aumentam com um maior tamanho de grão, fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo que varia com a composição do aço. CUNHA E POLINELLI (2001) investigou o efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas em aço 2%Si. A FIG. 2.6 relaciona o efeito do tamanho de grão nas perdas histeréticas, parasitas e anômalas. Nota-se a diminuição das perdas totais com o aumento do tamanho de grão até 150 μm , pode se observar uma diminuição considerável da parcela histeréticas e aumento das perdas parasitas e anômalas.

Quando o tamanho médio dos grãos é maior que $150\mu\text{m}$ as perdas totais aumentam, devido ao aumento da parcela anômala.

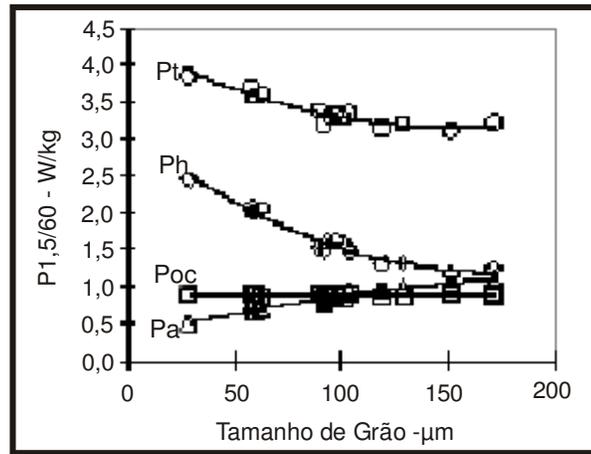


FIG. 2.6 Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (Pt), perdas histeréticas (Ph), perdas parasíticas (Poc) e perdas anômalas (Pa) de um aço com 2%Si (CUNHA E POLINELLI, 2001).

2.2.3 ENERGIA DE ANISOTROPIA

CUNHA E LUMA (2000) investigou o comportamento anisotrópico de aços silício, mediu as propriedades magnéticas em diferentes direções no plano da chapa e calculou os valores de energia de anisotropia, que pode ser descrita como a energia necessária para magnetizar um cristal partindo da orientação do mesmo para a de mais fácil magnetização. Com os resultados obteve-se um gráfico que correlaciona a energia de anisotropia (E_a), as perdas (W) e indução magnética (B_{50}) em função do ângulo com a direção de laminação, FIG. 2.7. Observa-se concordância entre as propriedades e a energia de anisotropia. Foi proposto, em seu modelo semi-quantitativo, que a energia de anisotropia das perdas tinha contribuição de dois fatores: textura e não uniformidade da distribuição dos precipitados. Devido a deformação causada na etapa de laminação, há uma movimentação dos precipitados, gerando uma redução da distância média na direção normal e um aumento na direção longitudinal. A partir dos resultados experimentais foi obtida a relação entre o espaçamento médio numa direção qualquer com a direção transversal. Em função do espaçamento médio e a energia de anisotropia foi encontrada a perda magnética. A FIG. 2.8, ilustra a perda relativa $[(P_\theta - P_0)/P_0]$

com θ variando de 0° a 90° e apresenta a separação das perdas nas duas parcelas em função do ângulo θ em 1.0T e 1.5T. Nota-se que a parcela devida a textura exerce maior influência em 1.5T, em indução mais baixa o efeito das partículas é mais influente.

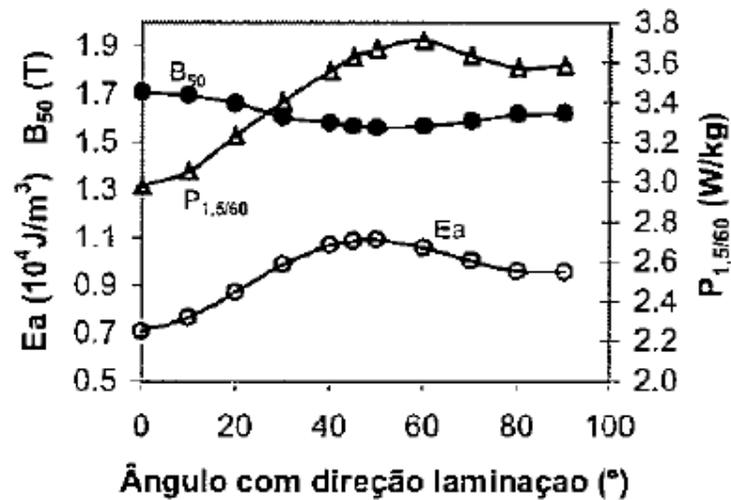


FIG. 2.7 Propriedades magnéticas e Energia de anisotropia para diferentes direções no plano da chapa (CUNHA E LUMA, 2000).

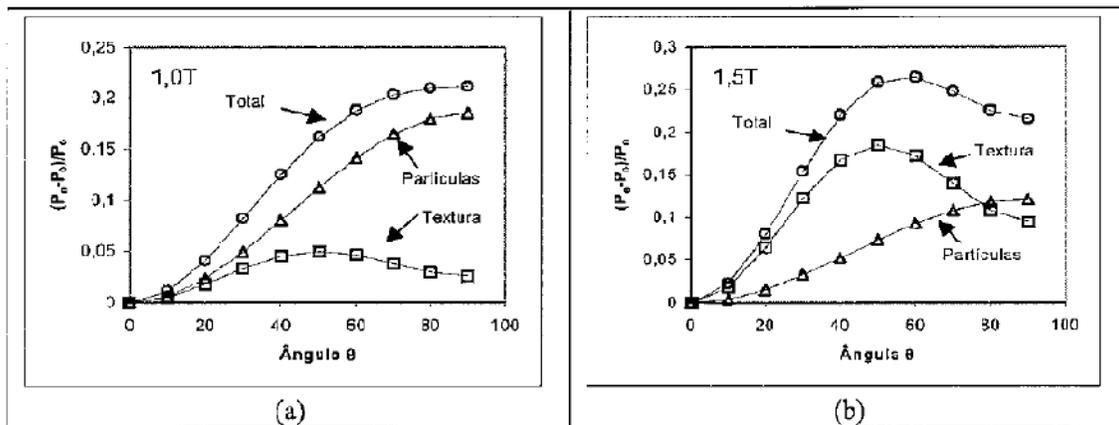


FIG. 2.8 Separação da perda em parcelas devidas a textura e espaçamento entre partículas, para (a) 1.0T e (b) 1.5T (CUNHA E LUMA, 2000).

Segundo BOTELHO (2012), os aços elétricos processados com recozimento intermediário na laminação a frio proporcionam diferenças nos valores de energia de anisotropia em relação ao processo convencional. Em seu trabalho Botelho revelou ainda que a laminação assimétrica confere maior energia de anisotropia ao material conforme a TAB. 2.1. Nota-se que o processo de laminação assimétrica com recozimento intermediário alcança

valores 1,5 vezes maior que no processo sem recozimento intermediário. Já na laminação convencional essa diferença chega a ser 7 vezes maior no aço com recozimento intermediário.

TAB. 2.1 Energia de anisotropia dos diferentes processos termomecânicos (adaptado Botelho 2012).

AMOSTRAS	fEa	K ₁	Ea
	0°	(x10 ⁴ J/m ³)	(x10 ⁴ J/m ³)
Assimétrica com recozimento intermediário	0,161	3,700	0,596
Convencional com recozimento intermediário	0,197	3,700	0,729
Assimétrica sem recozimento intermediário	0,099	3,700	0,365
Convencional sem recozimento intermediário	0,028	3,700	0,104

A função energia de anisotropia é calculada a partir dos cossenos diretores entre a orientação do cristal e a direção de mais fácil magnetização, conforme $fEa = (\alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_1^2\alpha_3^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2)$ EQ. 2.1. A Energia de anisotropia pode ser calculada seguindo a $Ea (J/m^3) = K_1 \times fEa$ EQ. 2.2, sendo a

multiplicação desta função pelo coeficiente de anisotropia K₁, descrito na $K_1 (J/m^3) = (5,2 - 0,5 \times C_{Si}) \times 10^4$ EQ. 2.3. A polarização magnética de saturação leva

em consideração a apenas a composição química do material, sendo encontrada a partir da $B_s (T) = 2,16 - 0,048 \times C_{Si}$ EQ. 2.4.

$$fEa = (\alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_1^2\alpha_3^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2) \quad \text{EQ. 2.1}$$

$$Ea (J/m^3) = K_1 \times fEa \quad \text{EQ. 2.2}$$

$$K_1 (J/m^3) = (5,2 - 0,5 \times C_{Si}) \times 10^4 \quad \text{EQ. 2.3}$$

$$B_s (T) = 2,16 - 0,048 \times C_{Si} \quad \text{EQ. 2.4}$$

Através da Energia de anisotropia Ea e da polarização magnética de saturação B_s pode-se calcular os valores de indução magnética B₅₀ conforme descrito nas $B_{50} (T) = c_1 - c_2 \times Ea$

$$\text{EQ. 2.5, } c_1 = 19,1706 - 17,08346 \times B_s + 4,24696 \times B_s^2 \quad \text{EQ. 2.6 e}$$

$$c_2 = 22,20874 - 20,27905 \times B_s + 4,70645 \times B_s^2 \quad \text{EQ. 2.7. PAOLINELLI E}$$

CUNHA (2006) comparam a Ea com a relação B₅₀/B_s para três aços com teores diferentes de Si e obtiveram uma boa relação, como pode ser observado na FIG. 2.9.

$$B_{50}(T) = c_1 - c_2 \times Ea \quad \text{EQ. 2.5}$$

$$c_1 = 19,1706 - 17,08346 \times B_s + 4,24696 \times B_s^2 \quad \text{EQ. 2.6}$$

$$c_2 = 22,20874 - 20,27905 \times B_s + 4,70645 \times B_s^2 \quad \text{EQ. 2.7}$$

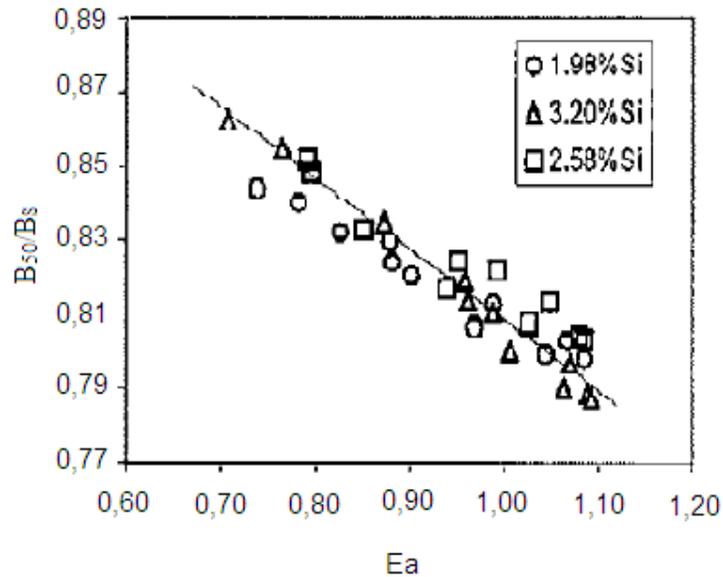


FIG. 2.9 Energia de anisotropia em função da relação para três diferentes aços. (PAOLINELLI e CUNHA, 2006).

2.3 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DOS AÇOS ELÉTRICOS

Na década de 60 estudos mostraram o efeito da deformação na microestrutura de monocristais. WALTER E KOCH (1962) concluíram que durante a deformação uma parte do grão sofre rotação em um sentido e outra em sentido oposto, assim é formada uma região de interface, que acomoda essas rotações, chamadas de “banda de transição”. As regiões que sofreram rotações são chamadas bandas de deformação, podendo ser formadas várias bandas em um material policristalino, DOHERTY (1978) optou a chamá-las de bandas-matriz. A FIG. 2.10 ilustra esquematicamente as subestruturas de deformação.

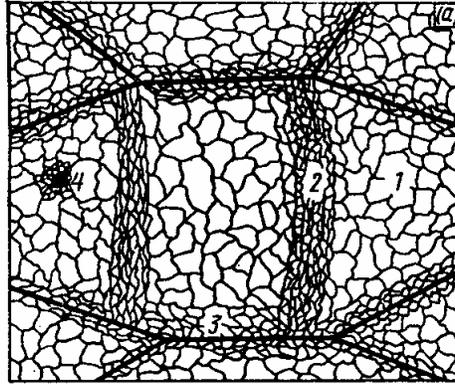


FIG. 2.10 Esquemático das subestruturas formadas durante deformação plástica de aço. (1 - banda de deformação, 2 - microbandas, 3 - regiões de contorno de grão, 4 - regiões de inclusão) (GORELIK, 1981).

De acordo com SILVA ET AL (2006) materiais sem deformação apresentam diferenças de orientação até 3° dentro do grão, como pode ser observado na FIG. 2.11(a) a mudança de tonalidade na imagem de EBSD é mínima. No entanto, observando a FIG. 2.11(b), foi constatado que apenas 10% de deformação é capaz de aumentar essa diferença para até 10° . Silva 2006 também constatou que essa diferença aumenta de acordo com as deformações aplicadas até um limite de 60 a 70% assim como ilustrado nas FIG. 2.11(c), FIG. 2.11(d) e FIG. 2.11(e). Após esse ponto os grãos se tornam mais achatados e diminuem essa diferença de acordo com a FIG. 2.11(f). Os grãos apresentam comportamentos distintos a partir de 60% redução, de maneira que alguns mantêm o alongamento enquanto outros apresentam bandas de transição com diferenças de orientação acima de 50° .

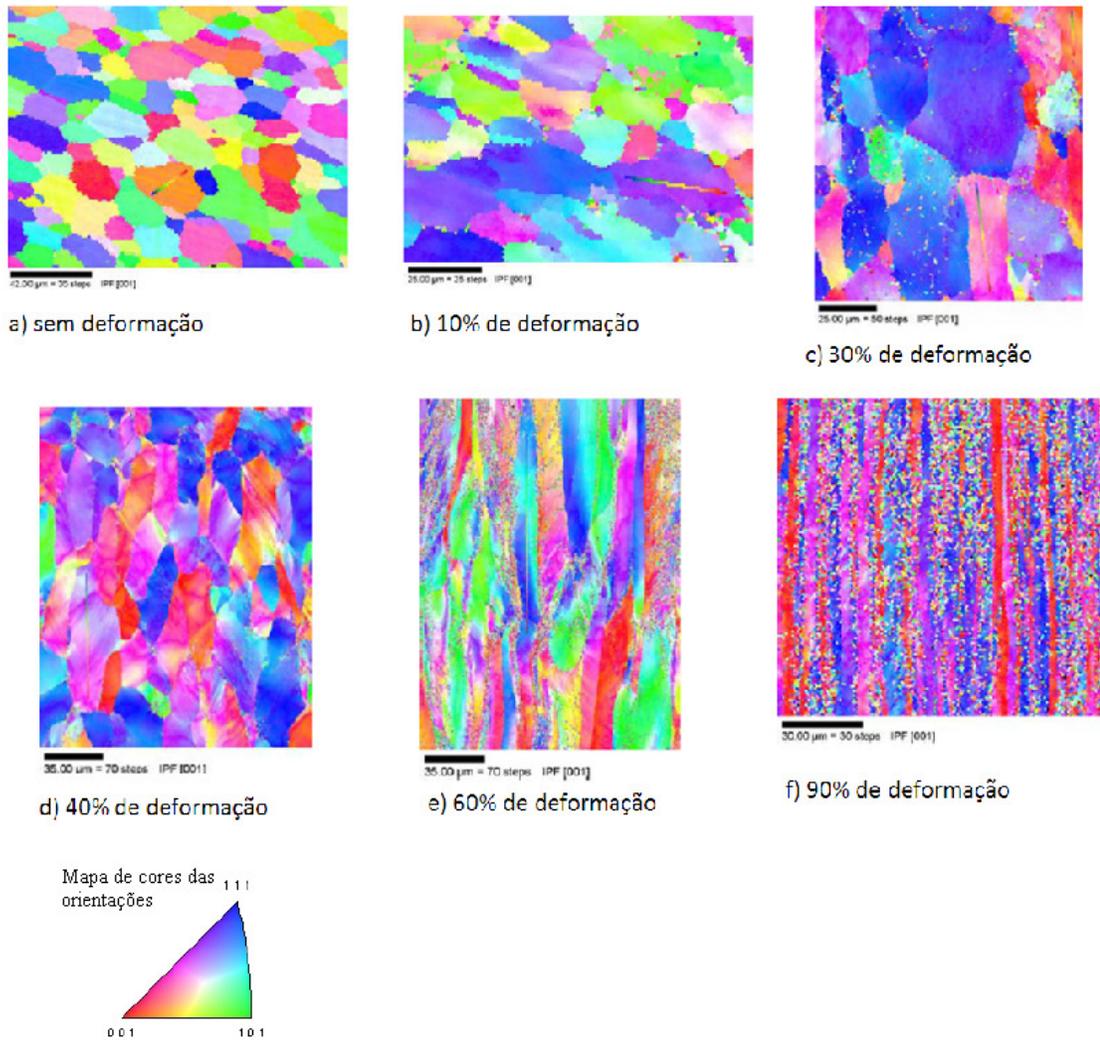


FIG. 2.11 (a) até (f) EBSD de aço elétrico com 1,25% Si e abaixo o mapa de orientação.
(SILVA ET AL, 2006)

Segundo WALTER E KOCH (1962) as bandas de transição apresentam sub-bandas com diferença de orientação na ordem de 2° entre cada uma. A diferença de orientação entre as bandas de deformação vizinhas podem chegar a 30° , e são acumuladas pelos contornos de baixo ângulo no interior da banda de transição. Nos experimentos encontrava-se a orientação inicial antes da deformação plástica. A nucleação da recristalização se deu exatamente nessa orientação.

TAKANOHASHI ET AL (2000) e LANDGRAF ET AL (2000) encontraram evidências microestruturais, após laminação a frio, indicando que cada grão endurece diferentemente,

acumulando uma quantidade diversa de bandas de cisalhamento (bandas de transição) no seu interior, variando assim o tempo para recristalização completa e produzindo regiões com orientações similares.

Segundo RAY ET AL (1994) grãos $\{110\}\langle 001\rangle$ ou $\{100\}\langle 011\rangle$ nucleariam preferencialmente nas bandas de transição, enquanto que grãos $\{111\}$ nucleariam tipicamente em contornos de grão. Por isso, para os aços elétricos, objetiva-se tamanho de grão grande na bobina a quente, pois isto favorece a formação de heterogeneidades de deformação. Uma outra possibilidade para justificar menor quantidade de componentes $\{110\}$ quando o tamanho de grão é menor, seria a maior dificuldade de formar bandas de transição. No caso da nucleação em precipitados, a orientação dos grãos formados tende a ser randômica (HUTCHINSON, 1984). Essas bandas de deformação são mais comumente obtidas a partir de uma estrutura de grãos grandes antes da laminação a frio.

O crescimento de grão após a recristalização fortalece a fibra $[111]\langle uvw\rangle$ que reduz a permeabilidade (CUNHA, 2004). PAOLINELLI E CUNHA (2006) reportou a diferença na produção de aços E105 com alto grau de permeabilidade, otimizando parâmetros de produção como tamanho de grão na bobina quente e laminação a frio com recozimento intermediário, com relação aos aços produzidos convencionalmente. Em seu trabalho efetuou o recozimento final em várias temperaturas e observou uma pequena variação na razão entre as fibras $(100)\langle uvw\rangle/(111)\langle uvw\rangle$ após a recristalização. A FIG. 2.12(a) mostra a variação da razão entre as fibras citadas em função da temperatura de recozimento. A FIG. 2.12(b) relaciona a razão entre a polarização (J_{50}) e a polarização de saturação (J_S) com a temperatura de recozimento. Nota-se que os aços com alta permeabilidade (AP) obtiveram melhores propriedades com recozimento em temperaturas entre 800°C e 950°C. Nos aços convencionais (C) observam-se as melhores propriedades entre 750°C e 900°C, acima desta faixa de temperatura apresenta forte queda nas propriedades. A FIG. 2.12 (c) correlaciona a polarização (J_{50}) com as perdas totais, a otimização do processo levou a produção de aço com baixas perdas e forte aumento na permeabilidade devido à textura combinada com o tamanho de grão final.

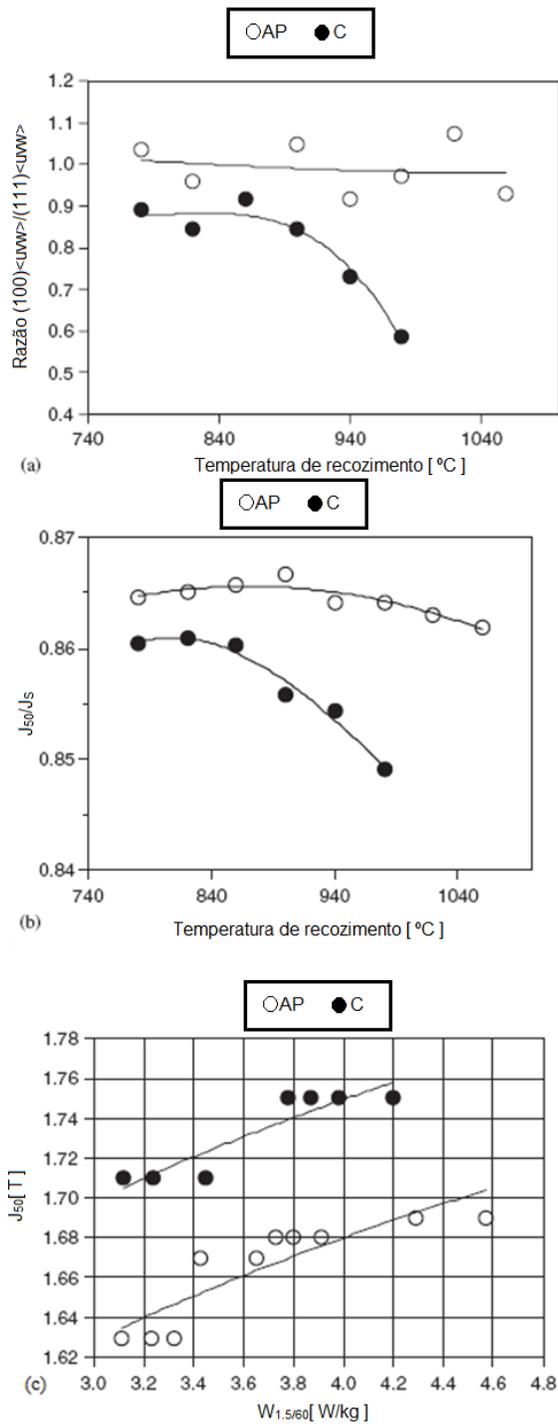


FIG. 2.12 (a) Razão das fibras em função da temperatura de recozimento. (b) temperatura de recozimento versus razão J50/JS e (c) perdas em relação a J50 (PAOLINELLI E CUNHA, 2006).

2.3.1 LAMINAÇÃO A QUENTE

Durante o processo laminação a quente inicia mudanças microestruturais importantes que influenciam diretamente a microestrutura final do material, tais como tamanho de grão, partição do carbono e nitrogênio em solução sólida e precipitados, o que influencia significativamente na microestrutura e textura cristalográfica final do aço. Durante a laminação a quente pode-se deformar extensamente o material, devido ao amaciamento ocasionado pela recuperação e principalmente pela recrystalização, que ocorre durante o processo de deformação.

Baseando-se nas temperaturas de mudança de fase, pode-se prever o tipo de microestrutura formada nos diferentes tipos de laminação. Conforme podemos observar no gráfico apresentado na FIG. 2.13, a laminação a quente em temperaturas mais elevadas proporciona deformação na região austenítica. A laminação realizada por duas etapas em temperaturas intermediárias, promove a coexistência das fases γ e α , já a laminação realizada em etapas ao longo das três regiões favorece a formação de uma microestrutura mista e ainda a laminação em temperaturas inferiores desenvolve a deformação na região ferrítica.

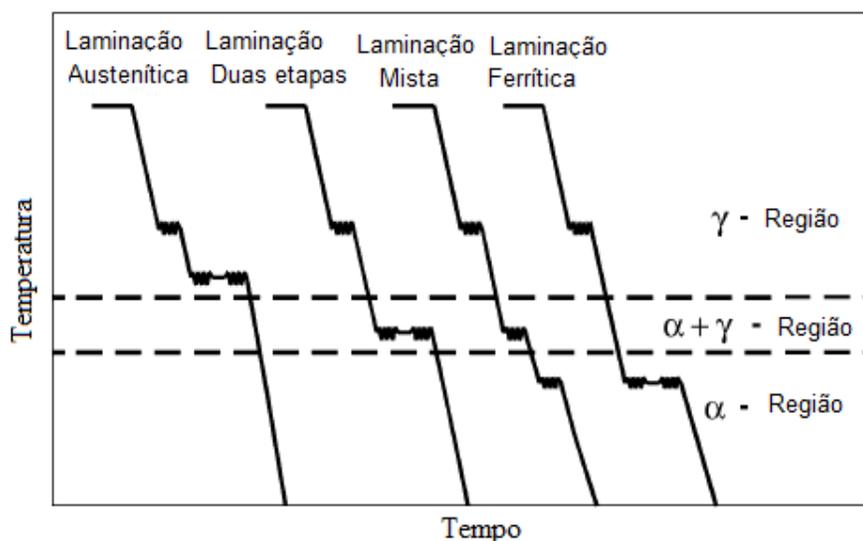


FIG. 2.13 Tipos de laminação e fases microestruturais presentes durante a deformação (FISHER E SCHNEIDER 2003).

Segundo PAOLINELLI E CUNHA (2003) pode se obter menor fração de grãos $\{111\}$ e boa intensidade de orientação Goss, a partir da formação de bandas de cisalhamento após a laminação a frio, local preferencial de nucleação de fibra Goss, e a diminuição da área dos contornos de grão, onde nucleiam grãos $\{111\}$, isso é possível utilizando uma temperatura de acabamento em 1000°C , o que favorece a formação de grãos grosseiros na bobina quente (BQ). Dessa forma um tamanho de grão grande na BQ melhora as propriedades magnéticas, uma vez que minimiza a formação de grãos $\{111\}$ além de formar mais grãos com orientação Goss.

FELIX (2005) realizou redução de 87.5% em Fe-Si com 3,5%(Si+Al) obtendo intensidades de até 18,09x da componente $\{001\}\langle 230\rangle$, próxima a cubo rodado e ausência da componente Goss na textura final, de acordo com a ODF da FIG. 2.14. Ao realizar 90% de redução observou-se picos de 6,02x de intensidade da componente $\{33\bar{1}\}\langle 116\rangle$, próxima a orientação Goss, conforme a ODF da FIG. 2.15. A evolução da fibra- γ e componentes próximas a ela também foram observadas, de forma que a redução de 87.5% proporcionou fator de textura mais favorável às propriedades magnéticas.

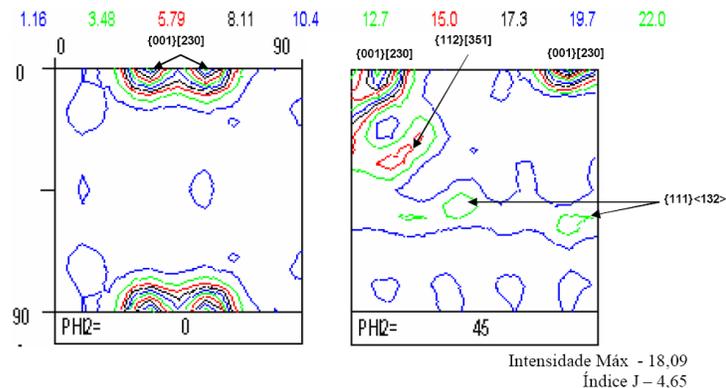


FIG. 2.14 Seção de $\phi 2=0$ e $\phi 2=45^{\circ}$, notação de Bunge, de aço GNO com 87.5% de redução na LQ, recozido a 800°C (FELIX, 2005).

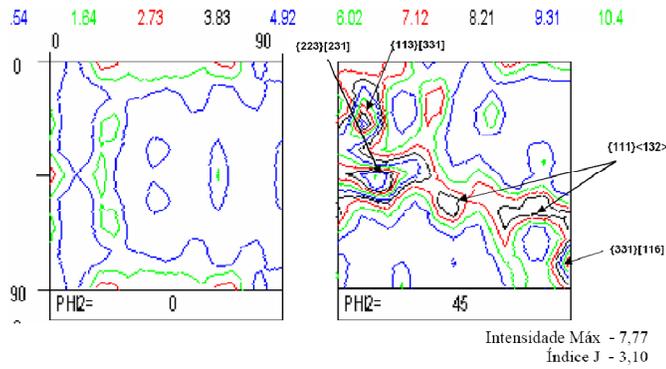


FIG. 2.15 Seção de $\phi 2=0$ e $\phi 2=45^\circ$, notação de Bunge, de aço GNO com 90% de redução na LQ, recozido a 800°C (FELIX, 2005).

2.3.2 LAMINAÇÃO A FRIO

A laminação a frio tem grande influência na permeabilidade magnética final dos aços, o percentual de redução ideal para otimização das propriedades magnéticas pode variar com a composição da liga e parâmetros dos processos anteriores, como tamanho e forma dos grãos na bobina quente. LEE ET AL (1989) obteve permeabilidade crescente com reduções até 78%. DUNKLE e GOODENOW (1986) haviam mostrado que a permeabilidade decrescia a partir de 70% de redução de acordo com a FIG. 2.16. A diferença do comportamento observado da variação das propriedades magnéticas com a redução a frio é em função da composição dos aços e, principalmente, a concentração de Si.

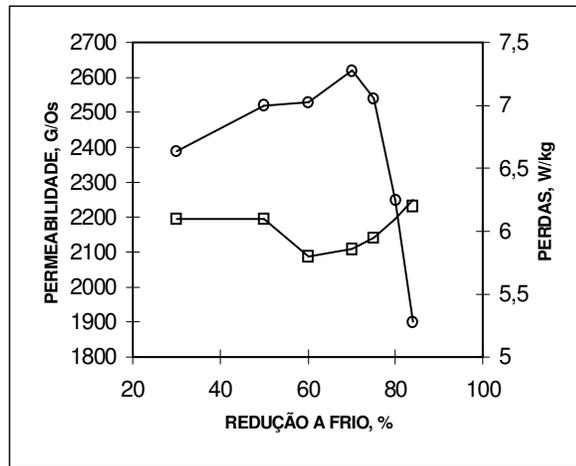


FIG. 2.16 Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (DUNKLE e GOODENOW, 1986). (○ permeabilidade; □ perdas)

De acordo com VIANA E PAULA (2001) as texturas de laminação a frio dos materiais cúbicos de corpo centrado se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais: $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle uvw \rangle$. A primeira é chamada de fibra α por ter várias orientações com as direções $\langle 110 \rangle$ paralelas à direção de laminação. A segunda é chamada de fibra γ por ter várias componentes com as normais dos planos $\{111\}$ paralelas à direção normal.

Segundo BACALTCHUK (2005) 75% de deformação no aço elétrico com 0,75% de Si desenvolve durante a laminação a frio alta intensidade da componente $(001)\langle 1-10 \rangle$ conforme ilustrado na FIG. 2.17. O desenvolvimento desta componente pode ser explicado pelo fato de ser uma orientação altamente estável originada da recristalização da austenita. Observa-se ainda forte fibra- γ , orientação característica da deformação desses aços.

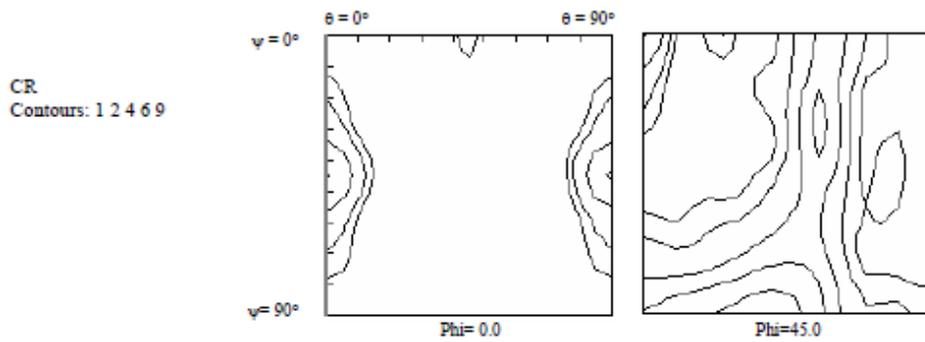


FIG. 2.17 FDOC do com aço 0,75%Si e 75% de deformação a frio (BACALTCHUK, 2005).

PREMKUMAR ET AL (2003) investigando os efeitos do tamanho de grão e textura nas propriedades magnéticas de aços elétricos GNO com composição 0,55%Si, 0,335%Al, 0,27%Mn, efetuou reduções de 20%, 40%, 60% e 80% na laminação a frio. Realizou recozimento para a recristalização primária, taxa de $9^\circ\text{C}/\text{min}$ a 650°C por 2 horas, posteriormente realizou laminação de encruamento com redução de 7% e recozimento final a 850°C durante 2, 8 e 24h em atmosfera de Nitrogênio. Seus resultados mostram que as mudanças das propriedades magnéticas estão em função das variáveis do processo. Observa-se na FIG. 2.18(a) a diminuição das perdas e aumento da permeabilidade ao longo do tempo de recozimento. No intervalo entre 0 e 2 horas de recozimento a variação na qualidade das propriedades magnéticas foram mais significativas, nota-se menores perdas nas amostras com 40% de redução. As amostras com redução de 60% apresentaram maior permeabilidade magnética, FIG. 2.18(b). As perdas das amostras com redução de 60% foram próximas as do laminado com 40% de redução, devido à combinação do tamanho de grão e fator de textura (fração volumétrica de $(111)\langle uvw \rangle / (100)\langle uvw \rangle$).

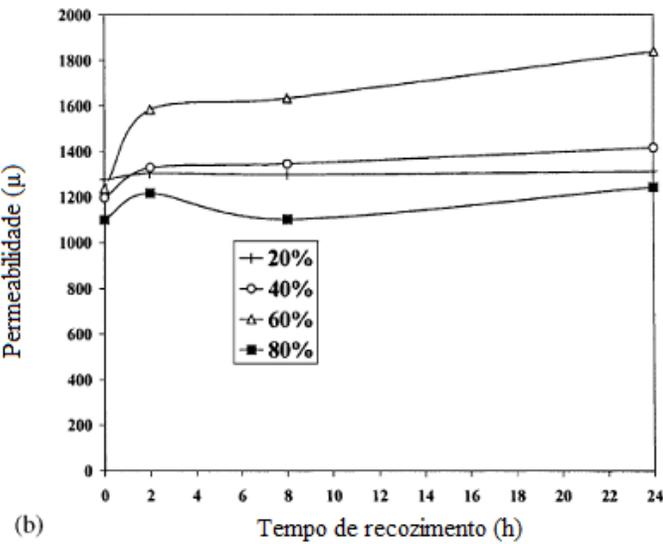
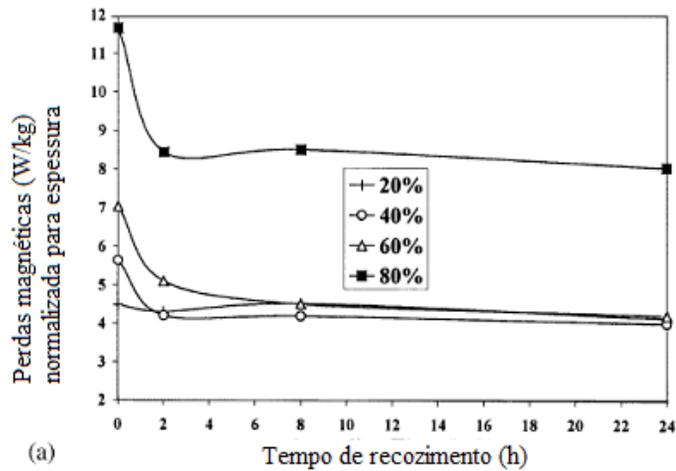


FIG. 2.18 (a) perdas watt/kg, (b) permeabilidade medida com 1.5T em função do recozimento em diferentes tempos e reduções a frio em aço com 0.55%Si (PREMKUMAR ET AL, 2003).

A TAB. 2.2 correlaciona as propriedades magnéticas com tamanho de grão e com fração volumétrica das fibras (111)uvw/(001)uvw (fator de textura). Observamos que o tamanho de grão exerce grande influência nas perdas. Proporcionando menores perdas histeréticas com maior tamanho de grão, no entanto cresce a parcela anômala existindo um tamanho de grão ótimo. A permeabilidade sofre influência de ambos os parâmetros. A FIG. 2.19 apresenta linhas de mesma intensidade relacionando tamanho de grão, fração volumétrica das fibras (111)uvw/(001)uvw e propriedades magnéticas. Nota-se que, em geral, maior tamanho de

grão e um melhor fator de textura provocam a diminuição as perdas e aumento da permeabilidade.

TAB. 2.2 Relação entre tamanho de grão, textura e propriedades magnéticas. (PREMKUMAR ET AL, 2003).

Tamanho de grão (μm)	$(111)_{uvw}/(001)_{uvw}$	Desvio padrão de R	Perdas Normalizadas (W/kg)	Permeabilidade
114.7	0.81	0.0153	4.01	1416
82.5	0.78	0.0471	4.15	1312
79.5	0.8	0.0388	4.2	1346
73.8	0.89	0.0435	4.205	1329
74	0.84	0.0603	4.22	1838
34.9	0.7	0.07119	4.3	1305
66.3	0.92	0.048	4.51	1632
56	0.68	0.0885	4.52	1299
63.2	1.09	0.0335	5.09	1583
46	0.96	0.058157	8.05	1244
35.3	1.41	0.0491	8.43	1217
38.2	1.13	0.07336	8.5	1103

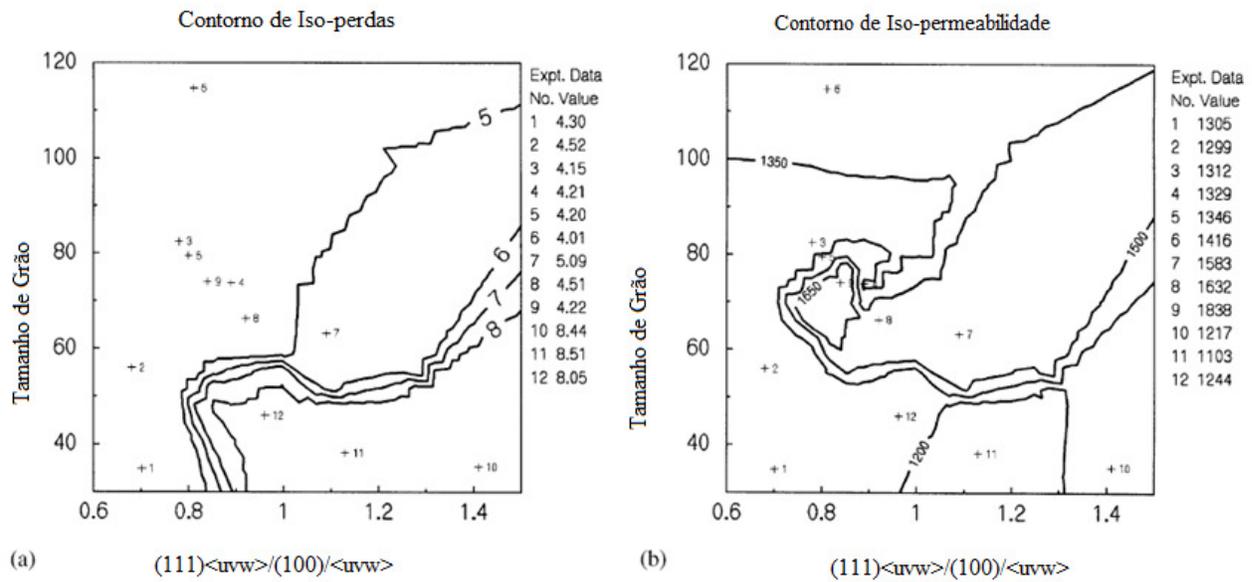


FIG. 2.19 Efeito combinado do fator de textura, tamanho de grão e (a) perdas, (b) permeabilidade (PREMKUMAR ET AL, 2003).

2.3.3 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

A laminação assimétrica consiste na aplicação de tensões diferentes pelos cilindros de trabalho na chapa a ser laminada. Esta diferença das tensões pode ser proporcionada através da variação de alguns parâmetros dos cilindros como: diferenças nos diâmetros dos cilindros, nas velocidades, na rugosidade ou outros. A FIG. 2.20 apresenta um desenho esquemático da laminação assimétrica com diferença entre os diâmetros dos cilindros, pode-se observar que o diâmetro do cilindro superior é menor que do inferior.

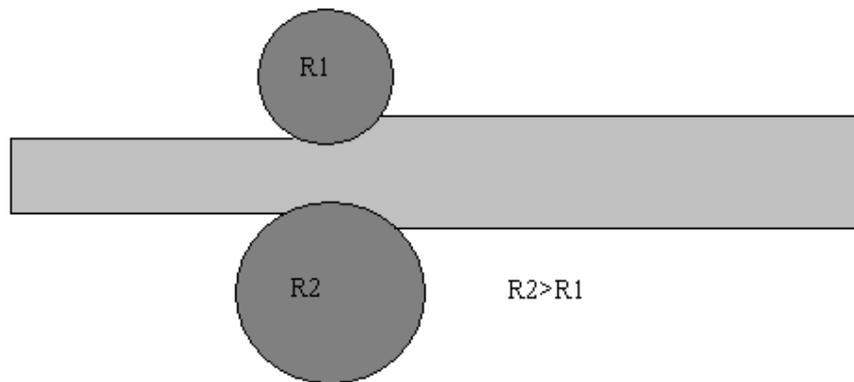


FIG. 2.20 Desenho esquemático da laminação assimétrica com diâmetros dos cilindros diferentes.

LEE (2001) comparou a influência de processos de laminação a quente assimétrica e convencional em aço IF com redução de 50% em uma chapa com espessura inicial de 3.2mm a 700°C. Realizou laminações assimétricas com cilindros de razão 1,5 de diâmetros com aplicação de força em um cilindro e em ambos, laminação com cilindro de mesmo diâmetro e razão de 1,5 entre as velocidades dos cilindros. A FIG. 2.21 apresenta o perfil das deformações geradas nos diferentes processos. Na laminação convencional, FIG. 2.21(a), observa-se que foi gerada forte deformação próxima às superfícies da chapa, no entanto não uniforme, no centro da chapa a deformação cisalhante produzida é baixa. Nota-se que a deformação foi semelhante nas FIG. 2.21(b) e (c), razão de 1,5 entre cilindros e velocidades respectivamente. Nestes casos observa-se que a produção de deformação cisalhante foi mais efetiva em várias camadas da chapa, fato atribuído a produção de maior tensão de cisalhamento referente as diferenças nos cilindros. A laminação governada por um cilindro, FIG. 2.21(d), proporcionou deformação concentrada na superfície próxima ao cilindro de aplicação do torque. Dessa forma há uma forte tendência a anisotropia na chapa.

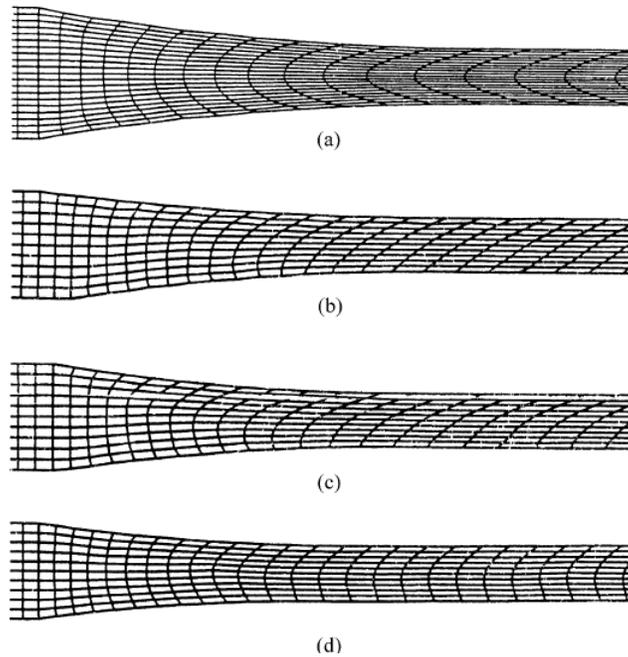


FIG. 2.21 Perfil das malhas de deformação nas chapas por laminação (a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1,5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1,5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro.(LEE E LEE, 2001).

A FIG. 2.22 representa as FDOC's para seções ao longo da espessura da chapa, assumindo simetria triclinica após a laminação assimétrica devido a ϕ_1 expandido a 360° . A seção da superfície superior é representada por $s=1$, $s=0$ a seção do centro de espessura, $s=-1$ representa a seção da superfície inferior e $s=0.2$ representa as seções a 20% do centro de espessura, para os vários processos de laminação a quente utilizados no estudo de LEE E LEE (2001) apresentados na FIG. 2.21. As componentes ideais para estampagem dos aços IF são $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ e $\{110\}\langle 001\rangle$. A FIG. 2.22(a) apresenta a as FDOC's do material laminado convencionalmente. Nela observa-se que as principais componentes de textura nas superfícies são $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ e $\{110\}\langle 001\rangle$. No centro da chapa nota-se a presença das fibra- α e, principalmente, fibra- γ . Os gráficos das FIG. 2.22(b) e (c) apresentaram semelhança nos componentes de textura obtidos com pequena diferença nas intensidades. Houve certa uniformidade das componentes formadas ao longo da espessura da chapa. Tal correlação é atribuída a facilidade de penetração da deformação cisalhante no material. Os principais componentes formados, $\{11\bar{1}\}\langle 112\rangle$ são similares aos encontrados no centro de espessura do material laminado convencionalmente. O gráfico que representa as componentes de textura e

as respectivas intensidades do material processado via laminação governada por um cilindro está ilustrado na FIG. 2.22(d). Nota-se que as intensidades, das componentes próximas a $\{111\}\langle 112\rangle$, encontradas são menores quando comparadas com os demais processos, no entanto a componente desejada $\{110\}\langle 001\rangle$ teve alta intensidade na superfície inferior. Como observado os materiais laminados assimetricamente, com razão 1,5 entre os diâmetros e velocidades dos cilindros, proporcionaram textura $\{111\}\langle 112\rangle$ favorável a estampagem. A FIG. 2.23 que representa a posição das componentes de orientação no espaço de Euler em $\phi_1=360^\circ$ e $\phi_2=45^\circ$, auxiliando na interpretação dos resultados devido a simetria triclinica observada após a laminação (LEE E LEE, 2001).

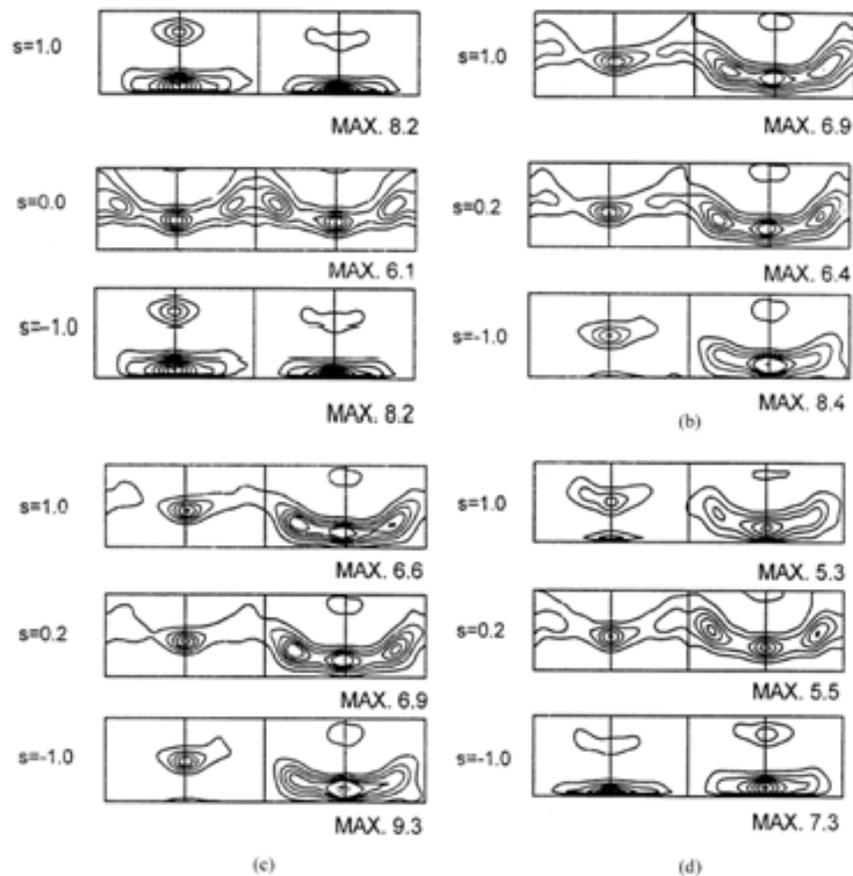


FIG. 2.22 FDOC de chapa de aço com 50% de redução através de laminação(a) simétrica; (b) assimétrica com razão entre raios 1,5; (c) assimétrica com razão entre velocidades 1,5; (d) assimétrica dirigida por um cilindro em aço IF com simetria triclinica após a laminação (LEE E LEE, 2001)

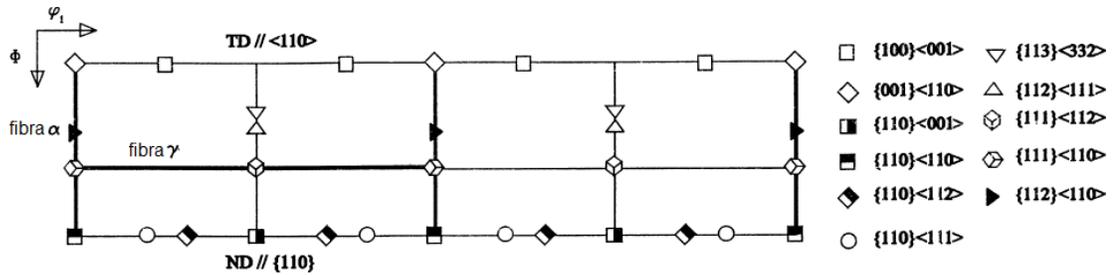


FIG. 2.23 Representação dos componentes de orientação na seção de $\phi_2=45^\circ$ para materiais CCC (LEE E LEE, 2001).

De acordo com XIUGA ET AL (2006) a diferença entre os cilindros determina a deformação cisalhante. Em sua pesquisa foram comparados aços FeSi 3,15%Si laminados convencionalmente e com razão das velocidades dos cilindros de 1,17 em diferentes reduções. Foi observado que a laminação assimétrica proporcionou, para um mesmo torque aplicado, uma maior deformação, ou seja, uma mesma redução de espessura foi alcançada com menor quantidade de passes pelo laminador. Devido esse fator o material após laminado apresentou menor encruamento. O gráfico da FIG. 2.24 apresenta os valores de indução obtidos em aços elétricos GO com 0,3mm de espessura inicial laminado convencional e assimetricamente, com recozimento final a 1200°C durante 7 horas. Os materiais laminados assimetricamente obtiveram melhores propriedades quando comparadas com as laminadas convencionalmente, essa diferença foi atribuída ao tipo de deformação sofrida e pela textura. Nota-se que a diferença nos valores de indução magnética em menores espessuras é mais pronunciada. A FIG. 2.25 apresenta as intensidades dos componentes de textura encontrados na amostra com 80% de redução laminada assimetricamente e recozida a 1250°C . O material laminado assimetricamente apresentou maior intensidade da componente Goss e da fibra $(100)\langle uvw \rangle$, favoráveis as propriedades magnéticas dos aços elétricos.

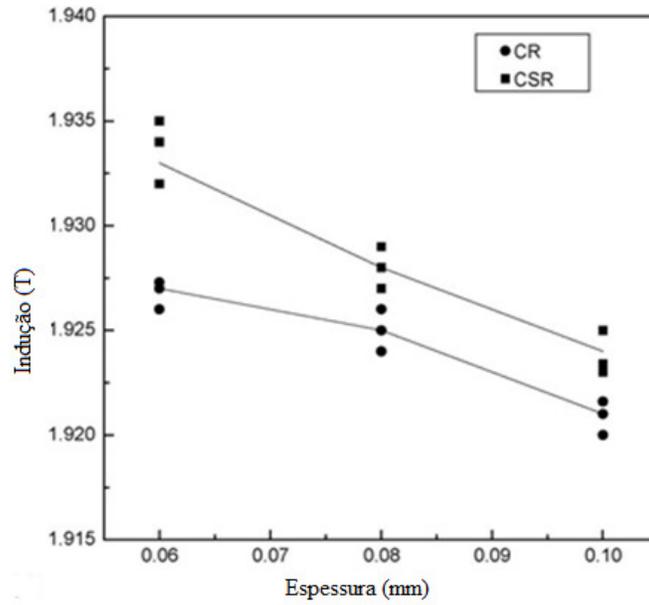


FIG. 2.24 Influência da espessura final na permeabilidade, (b) perdas em chapas de aço elétrico recozidas a 1200°C por 7h (XIUGA ET AL, 2006).

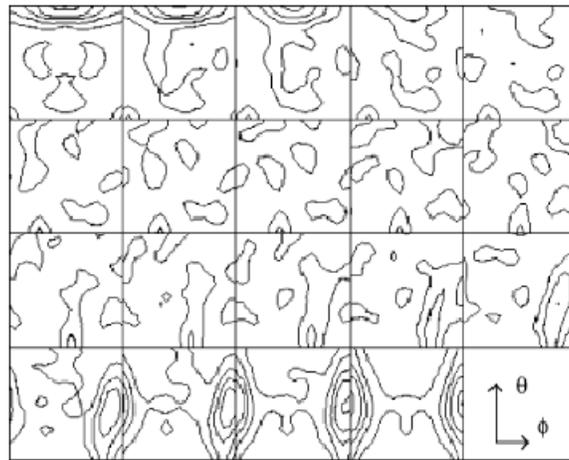


FIG. 2.25 FDOC's com ψ constante ($\psi=0^\circ, 5^\circ, 10^\circ\dots$) de aço elétrico GO laminado assimetricamente a 80% de redução, pico de intensidade=31,2 (XIUGA ET AL 2006).

2.3.4 LAMINAÇÃO CRUZADA

A patente original obtida por Bitter na década de 30, relativa à laminação cruzada,

menciona um processo que leva a um aço com melhores propriedades a 45° da direção de laminação através da laminação efetuada em 3 passes, sendo o primeiro na direção de laminação, o segundo na direção à 90°, direção transversal, e o terceiro novamente na direção de laminação (CHEN, 1986). O inconveniente desta técnica é a produtividade em se tratando da aplicação em processos industriais

A laminação cruzada tem como consequência a formação da componente $\{001\}\langle 110\rangle$ de alta intensidade através da rotação da componente de laminação a quente $\langle 110\rangle//DT$. Recozimento e descarbonetação produzem textura fortemente dependente da temperatura e textura anterior. Para os materiais laminados longitudinalmente a nucleação orientada é o mecanismo que governa a evolução da textura. Na laminação cruzada o mecanismo atuante durante a recristalização primária e secundária é o crescimento orientado (VANDERSCHUEREN ET AL, 1991). As FIG. 2.26 correspondem as FDOC's (notação de Bunge) do material laminado a quente (a), laminado a frio (b), recozido (c) e após recozimento de descarbonetação (d), apresentando a evolução da textura através dos processos. Observa-se a evolução das componentes cubo, cubo rodado e Goss, nota-se ainda a presença parcial da fibra- α , proporcionando uma textura favorável as propriedades magnéticas solicitadas.

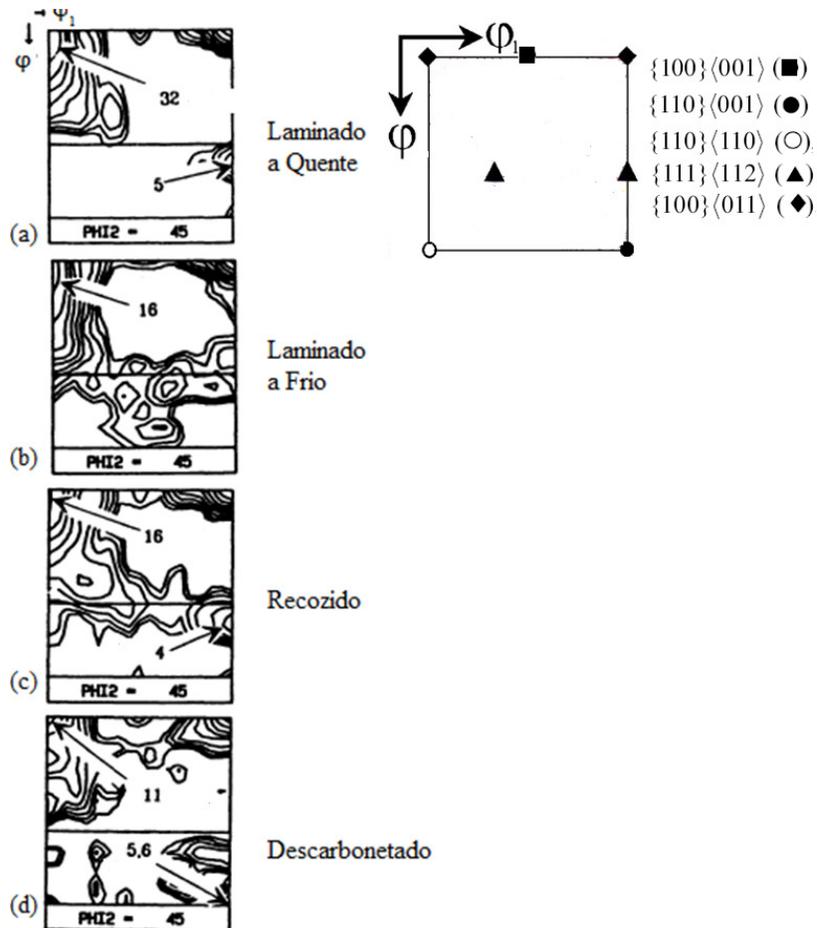


FIG. 2.26 FDOC's das etapas de (a) laminação a quente, (b) laminação a frio, (c) recozimento e (d) descarboxetação em aços elétricos de GNO (VANDERSCHUEREN ET AL, 1991).

Segundo KUMAZAWA (1976) estes materiais são usados para fins magnéticos, como núcleos de ferro e transformadores, contribuindo substancialmente na melhoria das propriedades magnéticas. Através da laminação cruzada foram produzidos aços elétricos com grãos com orientação (100) também chamada textura cubo. Mais precisamente, o processo produziu aços duplamente orientados, com forte presença de componente Goss apresentando anisotropia devido ao arranjo dos eixos de fácil magnetização nas direções específicas. MEKHICHE ET AL (1994) e USHIMAGI ET AL (1988) comprovaram estes resultados descrevendo a laminação cruzada como um método de produção de textura cubo. Sugerem três laminações, onde a segunda ocorre na direção perpendicular a da primeira e a terceira na mesma direção que a primeira, resultando na obtenção de aços duplamente orientados, com componentes cubo e Goss, textura otimizada para propriedades magnéticas.

2.3.5 RECOZIMENTO

A última etapa do processo metalúrgico de produção de aços elétricos é o recozimento final. Nessa etapa há uma melhoria das propriedades magnéticas, principalmente, pela descarbonetação e recristalização primária. A recristalização promove a eliminação de defeitos cristalinos favorecendo a redução das perdas e aumentando a permeabilidade.

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer apenas recuperação ou recuperação seguida de recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. A ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial (textura), na prática, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação. Outro fenômeno que pode ocorrer durante o recozimento é o crescimento anormal de grãos (recristalização secundária), que também altera drasticamente a textura.

PADILHA E SICILIANO (1996), em acordo com BURGERS e LOUWERSE (1931), explica que a formação dos componentes de textura de recristalização de alta intensidade, é baseada nas teorias de nucleação e crescimento orientado. Na teoria da nucleação orientada deve ser formado na microestrutura um número suficiente de sítios potenciais de nucleação destas orientações habilitados para crescer. No crescimento orientado os núcleos gerados com orientação ao acaso devem possuir desorientações que correspondam à alta mobilidade do contorno de grão.

A alteração da textura de deformação é referente aos novos grãos que nucleiam e crescem durante a recristalização em decorrência do tratamento térmico, sendo resultado de um conjunto de alterações na microestrutura de um material. Os novos grãos podem ter uma orientação diferente dos grãos da microestrutura deformada, pois os grãos formados estão mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada (BLUM E MCQUEEN, 1996). Assim, de acordo com o modelo da nucleação orientada, um dos mecanismos que levam à formação de novos grãos pela eliminação de defeitos cristalinos é através da migração de contornos de alto ângulo, recristalização primária. A orientação cristalográfica resultante do fenômeno da recristalização é chamada de textura de recristalização. De acordo com ENGLER ET AL (1996) a nucleação de grãos orientados com textura tipo cubo ocorre, principalmente, em subestruturas de deformação semelhantes a bandas de transição. Estes

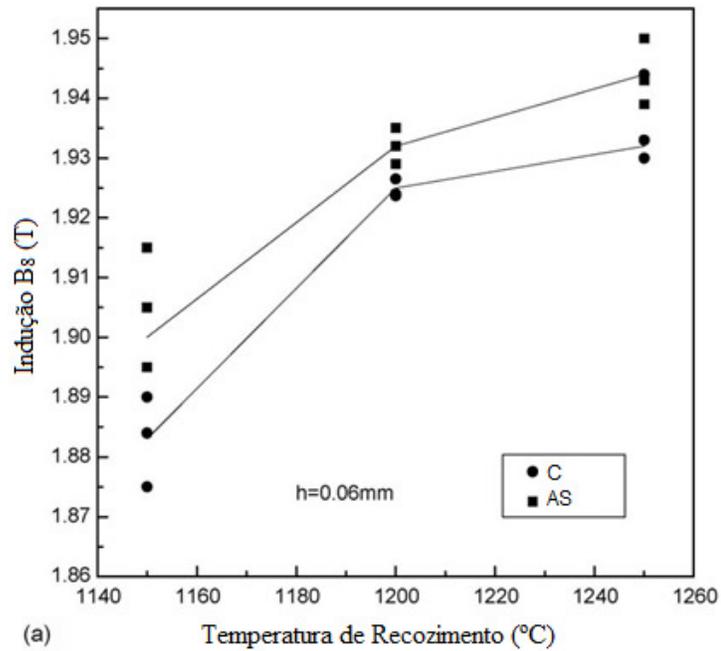
núcleos recristalizados apresentam textura tipo cubo e estão envoltos por uma matriz com textura de deformação. Estudos como o de SMALLMAN ET AL (1994), ENGELER ET AL (1997) e PADILHA ET AL (1999) mostram que durante o recozimento ocorre o crescimento de subgrãos até que alguns deles estejam aptos a crescer para fora da banda, consumindo a matriz deformada. Grãos orientados com textura tipo cubo recuperam-se mais rapidamente que outras orientações, resultando em uma vantagem para posterior crescimento em relação a outros grãos durante a nucleação. Este fato é uma forte evidência favorável à teoria da nucleação orientada.

A recristalização secundária pode ocorrer em temperaturas de recozimento mais altas, durante o recozimento e após recristalização, ocorrendo tanto o crescimento contínuo de grãos como crescimento exagerado, ou anormal, dos grãos. Neste caso, alguns poucos grãos crescem consumindo seus vizinhos menores, seguindo a teoria do crescimento orientado. A textura resultante neste caso é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização primária, devido ao grande tamanho de grão (LOW, 2000).

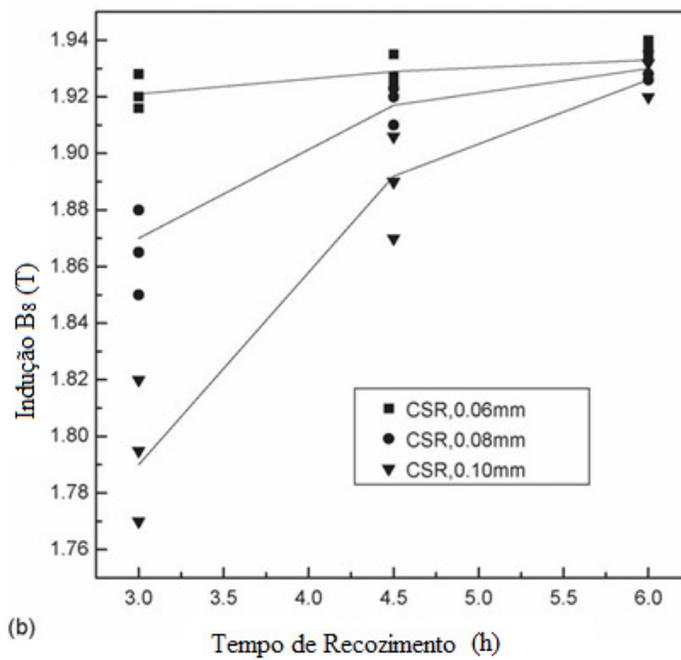
PERO ET AL (1999) estudaram a evolução da componente $\{111\}$ de aços IF laminados a frio, redução de 70% e 90%. Após o recozimento a intensidade da componente $\{111\}$ do aço laminado 90% foi muito maior que no aço laminado 70%, enquanto as componentes $\{001\}\langle uvw \rangle$ e $\{011\}\langle uvw \rangle$ foram “consumidas” e mantidas, respectivamente, durante o recozimento em ambas reduções. A partir destes resultados observamos que a redução aplicada na laminação tem forte influência na textura de recristalização.

SIDOR E KOVAC (2005) analisou a textura de materiais com diferentes composições de aços ao silício, em seu trabalho foi simulado o tratamento térmico de recozimento contínuo em atmosfera inerte a temperatura de 950°C por 45 segundos.

XIUGA ET AL (2006) em sua pesquisa verificou o efeito significativo da temperatura e tempo de recozimento, na recristalização e propriedades magnéticas, em aços elétricos GO laminados convencional e assimetricamente. A FIG. 2.27 relaciona a indução magnética com a temperatura de recozimento e com o tempo, em aços GO. Em (a) observa-se, em uma mesma temperatura, o aço laminado assimetricamente apresentou maior indução, pode se atribuir esse resultado a presença da componente $(110)\langle 001 \rangle$ formada com intensidades 25x. Em (b) pode ser observado a influência da espessura na indução magnética, pois, chapas finas recristalizam mais rapidamente devido ao menor tempo de encharque.



(a)



(b)

FIG. 2.27 Dependência da indução magnética em relação (a) temperatura de recozimento durante 7 horas no material laminado convencional C e assimetricamente AS e (b) tempo de recozimento a 1200°C no material laminado assimetricamente com diferentes espessuras (XIUGA ET AL, 2006).

2.3.6 AÇOS ELÉTRICOS PRODUZIDOS POR PROCESSOS ALTERNATIVOS

Atualmente existem várias rotas de pesquisa para obtenção de aços elétricos com melhor permeabilidade e menor perda magnética. BACALTCHUK (2005) estudou recozimento com aplicação de campo magnético. PAOLINELLI E CUNHA (2006), em ligas de alta pureza, investigou menores perdas totais baseada na melhoria da textura e otimização da laminação a quente, para um tamanho de grão grande na bobina quente. LANDGRAF ET AL (2003) avaliou as propriedades de aços produzidos por solidificação direcional. XIUGA ET AL (2006) e SHA ET AL (2008) realizaram um estudo sobre a influência da laminação assimétrica na microestrutura e textura resultando em melhoria das propriedades magnéticas. A produção mais efetiva de deformação cisalhante proporcionou formação de textura do tipo fibra- η , além da redução da fibra- γ . VANDERSCHUEREN ET AL (1991) avaliou o comportamento de aços elétricos produzidos via laminação cruzada. Na textura resultante foi observado forte intensidade das componentes tipo cubo e Goss, houve uma diminuição na intensidade da fibra- γ .

Nesta seção serão apresentados alguns dos principais trabalhos que utilizaram técnicas alternativas na busca de melhoria da qualidade dos aços elétricos.

2.3.7 COMPARAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DOS PROCESSOS CONVENCIONAL E ALTERNATIVOS

Os diferentes processos de laminação abordados apresentam importantes alterações microestruturais, com mudança na textura, tamanho e forma dos grãos, que promoveram melhorias nas propriedades magnéticas dos aços elétricos.

Os aços produzidos convencionalmente apresentam variação de textura de acordo com a redução aplicada. HEO (2005) mostrou a forte intensidade das componentes $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{110\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ e $\{100\}\langle 011\rangle$ em redução de 60% em aço elétrico 3%Si conforme a FIG. 2.28.

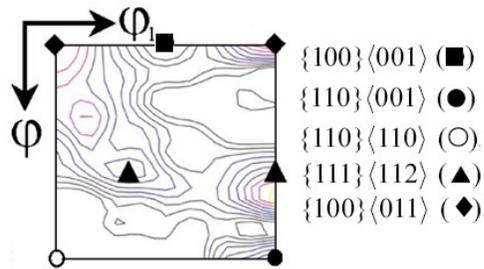


FIG. 2.28 Representação da textura de laminação em aço elétrico com 60% de redução, ODF com $\phi_2=45^\circ$ (HEO, 2005).

A laminação cruzada proporciona uma mudança na direção das tensões aplicadas gerando um redirecionamento no alongamento e a ativação de diferentes sistemas de deslizamento, causando uma reorientação do grão. Este tipo de processamento gera chapas duplamente orientadas, com alta intensidade de grãos com orientação Goss e cubo (MEKHICHE ET AL, 1994).

De acordo com LIU ET AL (1997) 55% de redução em aço elétrico com 3% Si, em laminação assimétrica, provoca diferenças nas frações volumétricas das fibras η , α e γ , ao longo da espessura da chapa como demonstrado na FIG. 2.29. As intensidades encontradas destas fibras no material favorecem as propriedades magnéticas, uma vez que há baixa ocorrência da fibra γ , prejudicial para propriedades por ser o eixo de pior magnetização. A grande presença da fibra η é favorável devido ao eixo $\langle 100 \rangle$ ser o de mais fácil magnetização.

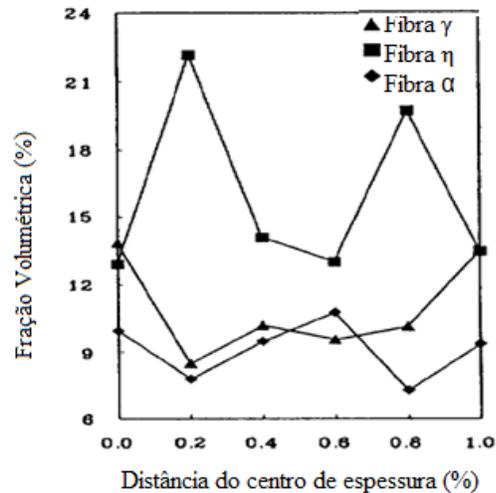


FIG. 2.29 Distribuição das fibras de textura através da espessura de aço elétrico após recozimento para recristalização primária, produzido via laminação assimétrica (LIU ET AL, 1997).

Aços laminados assimetricamente são submetidos a uma deformação cisalhante intensa, promovendo alterações na microestrutura e textura, pois, existe uma região de deformação cruzada entre as regiões de entrada e saída dos rolos, que provavelmente é responsável por tal alteração (XIUGA ET AL, 2006). Segundo CHANG (2006) a introdução da deformação é favorecida pela maior tensão cisalhante aplicada, gerando uma malha microestrutural mais coerente com distribuição da textura semelhante nas diferentes camadas da chapa.

(SHA ET AL 2008) laminou assimetricamente aços elétricos GNO 3% (Si+Al) com 80% de redução. As laminações foram realizadas em cilindros com razão de diâmetro 1.0 e 1.125. Para melhor investigar o efeito da assimetria dos cilindros, o processo de laminação foi realizado de diferentes maneiras: todos os passes via laminação convencional; assimétrica no primeiro passe; assimétrica no último passe; assimétrica no primeiro e último passe; e todos os passes em laminação assimétrica. Como resultado obteve modificação nas intensidades das fibras η e γ , como pode ser observado na FIG. 2.30. No material laminado convencionalmente observou-se menor fração da fibra η , componente benéfica às propriedades magnéticas da chapa. A maior fração volumétrica da fibra η pode ser observada, até $\theta=25^\circ$, ao laminar-se assimetricamente a chapa em todos os passes. Entretanto após 35° os demais processos assimétricos apresentam maior intensidade da fibra. A maior fração da fibra γ , desfavorável as propriedades magnéticas por ser coincidente com eixo de pior magnetização, até $\theta=15^\circ$ foi

notada no processo de laminação convencional. A utilização de laminação assimétrica no primeiro e último passe proporcionaram menores intensidades da fibra γ .

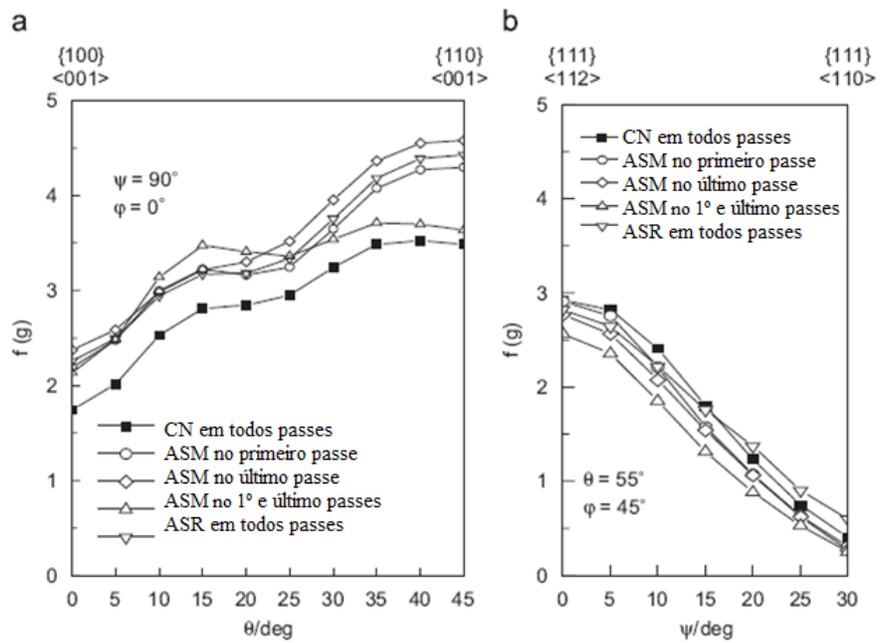


FIG. 2.30 Variação das intensidades da fibra η (a) e da fibra γ (b) em relação aos tipos de laminação convencional e assimétrica em chapas de aço silício com 80% de redução e recozimento a 950° por 1 min (SHA ET AL, 2008).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para investigar o efeito dos diferentes mecanismos de deformação na microestrutura do aço elétrico de grão não orientado com 3%Si, adotou-se diferentes tipos e parâmetros de laminação. Posteriormente, fez-se uma correlação entre microestrutura e energias de anisotropia resultantes dos diferentes processos a fim de facilitar o entendimento dos mecanismos atuantes. Para tal, foi proposto investigar a evolução da textura ao longo das diferentes etapas do processamento realizado.

Conforme o fluxograma da FIG. 3.1, foram retiradas amostras para caracterização da chapa laminada a quente como recebida da siderúrgica Aperam South America. Posteriormente as amostras foram laminadas a frio via laminação convencional, cruzada e assimétrica com razão 1,3 e 1,5, com diferentes reduções. Em seguida foi realizado um recozimento final para recristalização dos grãos. Após cada etapa do processo foram retiradas amostras para caracterização da textura, com a finalidade de relacionar as diferenças introduzidas pela variação dos parâmetros. Após o recozimento final foram retiradas amostras do material produzido pelos diferentes processos, para avaliação das microestruturas geradas para mensurar a eficácia de cada rota de produção dos aços elétricos.

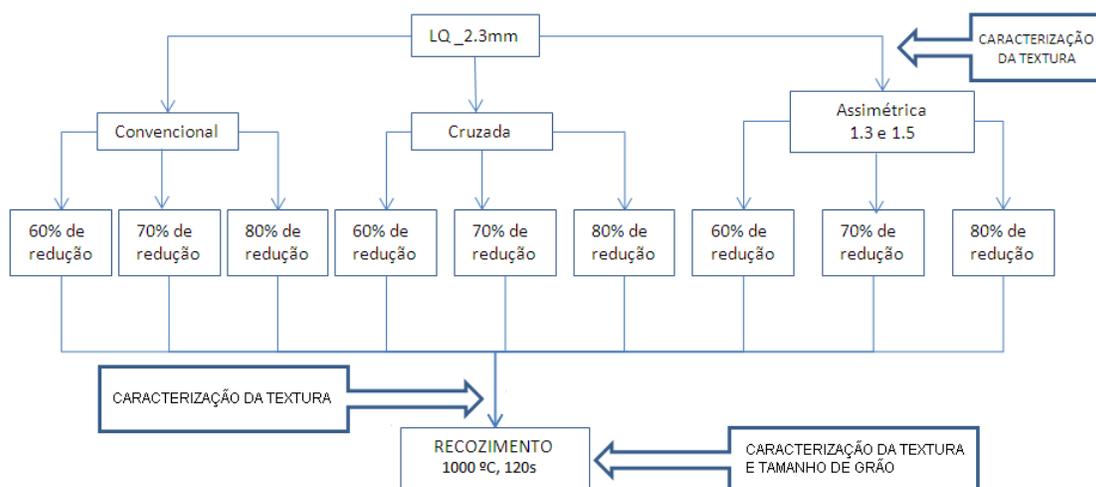


FIG. 3.1 Fluxograma das etapas do trabalho e retirada das amostras.

3.1 MATERIAIS

Para realização do estudo foram usadas chapas de aço elétrico E105 com composição descrita na TAB. 3.1, que possui microestrutura ferrítica desde a temperatura de solidificação até a temperatura ambiente. Este fator favorece um melhor controle da textura cristalográfica por não apresentar mudança de fase durante os processos termomecânicos.

TAB. 3.1 Composição Química do aço E105

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	P	S	N
0,004	3,25	0,05	0,07	0,004	0,008	0,51	0,0011	0,004	0,0015

O material foi recebido com dimensões de 2,3mm X 200mm X 200mm na condição de laminado a quente. Para efetuar os processos de laminação foram usadas tiras com 100mm de largura por 100mm de comprimento, cortadas paralelo a direção de laminação a quente, como ilustra a FIG. 3.2.



FIG. 3.2 Chapa de aço E 105.

Como visto na revisão bibliográfica, a geração de certas componentes de textura pode beneficiar as propriedades magnéticas finais, devido à forte anisotropia das propriedades do aço em estudo.

3.2 NOMENCLATURA

A nomenclatura adotada, de acordo com TAB. 3.2, faz referência ao processo de laminação, identificando tipo, redução aplicada e etapa de processamento (laminada a frio ou recozida).

TAB. 3.2 Nomenclatura adotada para distinção das amostras.

Parâmetro	Símbolo
Laminação convencional	C
Laminação cruzada	Z
Laminação Assimétrica com razão entre cilindros 1,3	A13
Laminação Assimétrica com razão entre cilindros 1,5	A15
Laminado a frio	L
Recozido	R
80% de redução	8
70% de redução	7
60% de redução	6
Bobina Quente	BQ
Superfície Superior	S
Superfície Inferior	I

Para facilitar o entendimento tomamos os exemplos abaixo:

Amostra CL7 – Laminado convencional, 70% de redução;

Amostra A13R6 – Laminado assimétrico com razão de 1,3, 60% de redução e recozido;

Amostra A15L8S – Laminado assimétrico com razão de 1,5, 80% de redução analisado na superfície superior.

3.3 TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS

As chapas recebidas foram laminadas a frio no laboratório de tratamentos termomecânicos do IME, utilizando um laminador da marca FENN MFG. Co, Modelo D-51710, com cilindros de torque com diâmetro de 133,70mm, ilustrado na FIG. 3.3.

No processo de laminação foram realizados pequenos passes até que chegasse a reduções de 60, 70 e 80% para avaliar a evolução da textura em função deste parâmetro.



FIG. 3.3 Laminador reversível FENN do laboratório de fundição do IME.

3.3.1 LAMINAÇÃO CONVENCIONAL

Para realização da laminação convencional foram utilizados cilindros de trabalho com diâmetro de 40 mm, como ilustrado na FIG. 3.4. Com intuito de padronizar os processamentos, antes de iniciá-los as chapas foram desengraxadas, os cilindros lubrificados e fez-se uso de guias para direcionamento das chapas, evitando assim passes fora da direção de laminação.



FIG. 3.4 Geometria dos cilindros a) vista frontal; b) vista lateral.

Através da revisão bibliográfica pudemos observar que reduções a partir de 70% via laminação convencional apresentam os melhores resultados com relação às propriedades magnéticas. Portanto, foram realizadas reduções próximas de 60, 70 e 80% visando compreender a região a qual os melhores resultados de energia de anisotropia podem ser encontrados. Assim como, pode-se observar a evolução da textura do material processado.

Foram retiradas amostras após cada redução prevista, sendo as amostras com 60% de redução com 1,0mm de espessura, as amostras com 70% de redução com 0,70mm e as amostras com 80% de redução com 0,5mm.

3.3.2 LAMINAÇÃO CRUZADA

Para realização da laminação cruzada foram utilizados cilindros de trabalho com diâmetro de 40mm. Com intuito de padronizar os processamentos, antes de iniciá-los as chapas foram desengraxadas e os cilindros lubrificados.

Com objetivo de produzir aços duplamente orientados com textura otimizada para propriedades magnéticas conforme descrito na literatura, foram realizadas deformações próximas a 60%, 70% e 80% de redução para comparar com os demais processos de laminação. A laminação cruzada foi realizada em três “etapas”, onde a segunda ocorre na direção perpendicular a primeira, e a terceira na mesma direção da primeira. Para execução

dos passes, foi calculada a redução necessária e realizado pequenos passes até alcançar a redução estipulada, conforme a TAB. 3.3.

TAB. 3.3 Espessuras alcançadas nos passes da laminação cruzada

Percentual de redução	Espessura inicial	1° Passe	2° Passe	3° Passe
80%	2,3	1,35	0,79	0,47
70%	2,3	1,54	1,03	0,69
60%	2,3	1,69	1,45	0,97

Para iniciar a laminação as chapas foram chanfradas com intuito de iniciar o processo, esse procedimento se mostrou necessário devido a falta de tração nos cilindros de trabalho. Nos passes seguintes, a “mordida” pelo cilindro foi facilitada, no entanto, fez-se necessário o uso de empurrador no segundo e terceiro passes (direção transversal e segunda direção de laminação), pois durante a laminação a chapa se tornou curvada dificultando assim a pega pelos cilindros.

3.3.3 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

A laminação assimétrica foi realizada utilizando cilindros de trabalho com diferentes diâmetros seguindo duas diferentes proporções, 1,3 e 1,5. Com o intuito de padronizar os processamentos, antes de iniciar, as chapas foram desengraxadas e os cilindros lubrificados.

Para alcançar a razão de 1,3 foi utilizado como cilindro superior um cilindro de trabalho com 52mm de diâmetro e como inferior um cilindro de 40mm. Para razão de 1,5 utilizou-se um cilindro de trabalho superior com 52mm de diâmetro e um inferior com 33mm. Em ambos os casos as chapas foram se curvando. Devido a este fato, foi necessário que a cada dois passes o material fosse planificado através de uma prensa, ilustrada na FIG. 3.5.



FIG. 3.5 Prensa usada para desempenar as chapas.

Com o intuito de investigar o comportamento e a influência das diferentes tensões aplicadas à chapa e suas respectivas deformações resultantes, foram feitos graus de redução próximos de 60%, 70% e 80% com cada razão de cilindros de laminação, para efeito comparativo com os outros tipos de laminação. As variações nas razões de assimetria dos cilindros e nos percentuais de redução contribuíram para um melhor entendimento da influência deste processo no comportamento da textura e morfologia microestrutural das chapas de aço elétrico, pois na revisão bibliográfica vimos que mesmo em baixos percentuais de redução, o processo de laminação assimétrica proporciona grandes alterações microestruturais.

3.3.4 RECOZIMENTO

O recozimento foi realizado no centro brasileiro de pesquisas físicas – CBPF. Foi usado um forno LENTON do tipo tubular com câmara de aquecimento elétrico, aquecido através de placas refratárias, com elemento de aquecimento blindados com regulagem tripla, que proporciona um controle preciso da temperatura ao longo do interior do forno. As amostras foram inseridas no interior do forno contidas dentro de um tubo de quartzo lacrado em uma

extremidade e na outra acoplada a uma bomba de vácuo, proporcionando uma pressão no interior do tubo de 10^{-4} bar durante o recozimento. As amostras foram inseridas no forno por um período de 2 minutos de recozimento, o aparato utilizado está ilustrado na FIG. 3.6.



FIG. 3.6 Forno usado para recozimento das amostras.

Para proporcionar uma microestrutura recristalizada nas amostras, foi proposto que o recozimento final fosse realizado a uma temperatura de 1000°C . Pois de acordo com estudos realizados (PAOLINELLI, 2006) este aço responde bem a altas temperaturas viabilizando assim a recristalização primária. O tempo de recozimento foi proposto de maneira a evitar a recristalização secundária. O recozimento foi realizado durante 120 segundos, sob vácuo, em todas as amostras. Após o recozimento foram retiradas vinte e uma amostras para caracterização metalográfica e análise da textura.

3.4 CARACTERIZAÇÃO

As amostras foram caracterizadas como recebidas e após cada etapa do processamento, com o intuito de investigar a evolução da microestrutura e texturas desenvolvidas nos

processos de laminação convencional, cruzada e assimétrica com razão de 1,3 e 1,5 além das amostras após o recozimento.

3.4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

As amostras para análises metalográficas foram preparadas com o intuito de investigar a efetividade do recozimento em relação a recristalização do material, além de identificar o tamanho de grão médio obtido em cada processo.

Para tal, as amostras com 80% de redução foram analisadas na seção longitudinal onde o maior comprimento é a direção de laminação da chapa, garantindo assim a homogeneidade das análises ao longo de toda espessura das amostras.

As amostras foram preparadas utilizando a seqüência de lixas 220, 400, 600 e 1200. Após esta etapa foi efetuado o polimento com o uso de suspensão de diamante de 1 μ m. Por último realizou-se um ataque químico de Nital com concentração 3%, com a finalidade de revelar os contornos dos grãos.

Para realização das análises foi usado um microscópio da marca Olympus modelo PME3 - AOM, com uma câmera acoplada, para a observação da microestrutura e obtenção das micrografias resultantes da análise. Para obtenção do tamanho de grão médio seguiu-se a norma técnica E112 – 10, *American Society for Testing and Materials* (ASTM, 2010). Tal técnica consiste na sobreposição de linhas paralelas e transversais com dimensões reais conhecidas sobre a micrografia e contar o número de contornos de grão que interceptam as linhas, sendo os cantos e os contornos que apenas tangenciam as linhas contabilizados como 0,5, os contornos que cruzam as linhas como 1,0 e onde as linhas cruzam com contorno de ponto triplo se contabiliza 1,5. Após o término da contagem soma-se o número total de interceptos e ao comprimento total das linhas, se divide o comprimento das linhas pelo número de contornos de grão interceptados e obtém-se assim o tamanho de grão médio. Esta técnica aumenta a precisão com o maior número de grãos interceptados.

3.4.2 ANÁLISE DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

As amostras para análise de textura foram cortadas com tamanho 20x20mm e posteriormente embutidas conforme a FIG. 3.7. Após embutimento foram preparadas com lixa d'água de 80, 220, 400, 600 até 1200, posterior a essa etapa, foi realizado um polimento químico com o uso da solução de 95% de H_2O_2 + 5% de HF.



FIG. 3.7 Amostras embutidas.

Para analisar a textura cristalográfica foi utilizado o método de difratometria de raios-x, que é uma das principais técnicas de caracterização microestrutural de materiais cristalinos. Usando a lei de Bragg podemos aplicar para várias técnicas, por exemplo, análise de fases, de textura e tensão residual.

Para medição da textura cristalográfica foi utilizado um equipamento X'PERT PRO MPD da Panalytical com tubo de raios-x cerâmico e anodo de cobalto com detector Pixcel de 255 canais, ilustrado na FIG. 3.8. O equipamento varia os planos de difração através de um goniômetro Theta-2Theta, como demonstra a FIG. 3.9, com movimentos Phi, Psi, x, y e z, capazes de inclinar, rotacionar e mover. Uma vez que a própria chapa é inclinada em relação ao feixe estático, os planos que são relativamente paralelos ao plano de difração, possibilitando assim a obtenção das medidas relativas às orientações cristalinas dos grãos que intercepta.



FIG. 3.8 Equipamento usado para análise de textura cristalográfica.

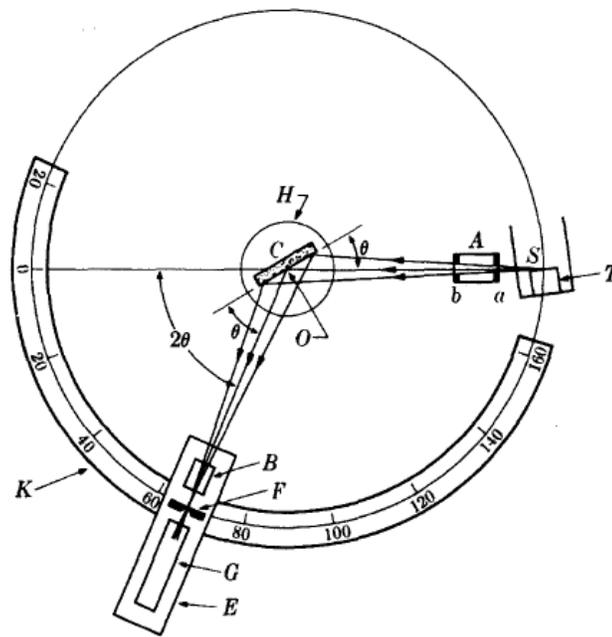


FIG. 3.9 Figura esquemática da geometria do goniômetro (CULLITY, 1978).

Para representação da textura foi utilizada a função de distribuição de orientação cristalina (FDOC), obtida pelo programa PopLA, que facilita a interpretação dos dados. A FDOC representa a intensidade de incidência dos grãos com o plano paralelo ao plano de laminação $\{hkl\}$ e a direção cristalográfica paralela a direção de laminação $\langle uvw \rangle$, os resultados podem ser analisados com o auxílio dos ábacos ilustrados na FIG. 3.10.

4 RESULTADOS

4.1 METALOGRAFIA

As análises metalográficas possibilitaram calcular o tamanho de grão médio resultante dos processos termomecânicos aplicados em cada caso. A FIG. 4.1(a) apresenta as microestruturas das amostras CR8, (b) CR7 e (c) CR6. O tamanho médio de grão obtido, após recozimento, das amostras com 80%, 70% e 60% de redução foram 25,04 μm , 29,25 μm e 39,45 μm , respectivamente. As amostras analisadas apresentaram microestrutura composta por grãos equiaxiais, indicando assim que tratamento térmico aplicado foi suficiente para promover além da recuperação, a completa recristalização.

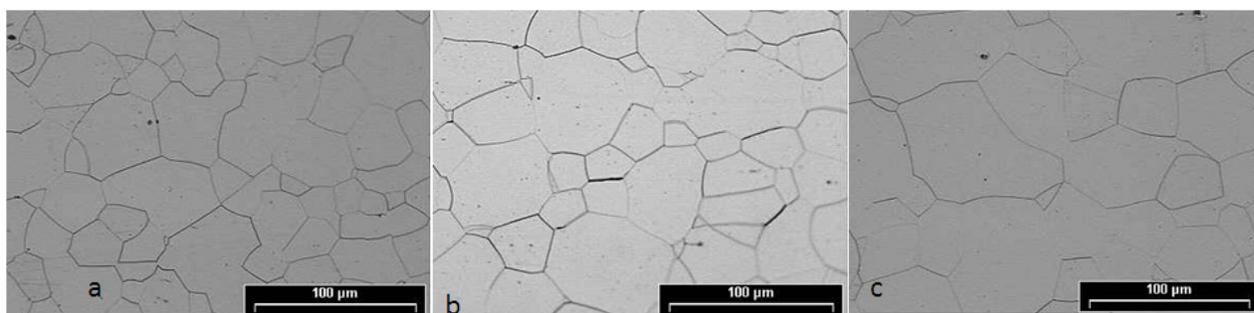


FIG. 4.1 Metalografia da amostra a) CR8, b) CR7 e c) CR6.

Nas amostras de laminação cruzada também foi possível observar que houve completa recristalização, já que todos os grãos observados apresentaram geometria equiaxial conforme ilustrado na FIG. 4.2. O tamanho médio de grão observado na amostra com 80% de redução (a) foi de 25,97 μm , com 70% de redução (b) foi 43,11 μm e c) 65,73 μm .

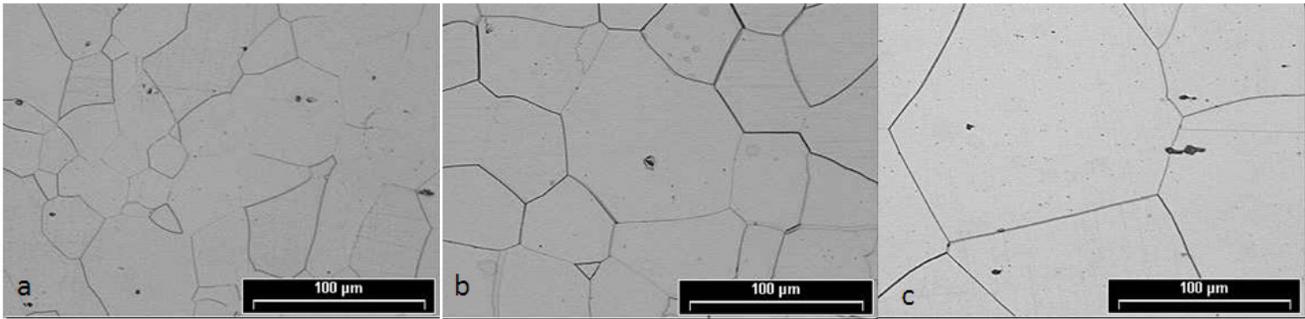


FIG. 4.2 Metalografia a)ZR8, b)ZR7 e c)ZR6.

A micrografia obtida na análise metalográfica da amostra de laminação assimétrica com razão entre cilindros de 1,3, com redução de 80%, pode ser observada na FIG. 4.3(a), o tamanho médio de grão calculado foi de 34,00 µm. A amostra com 70% de redução, FIG. 4.3(b) teve tamanho de grão igual a 50,68 µm. Nota-se através da micrografia que houve, após o término da etapa de recozimento, a recuperação e recristalização total dos grãos tornando-os equiaxiais.

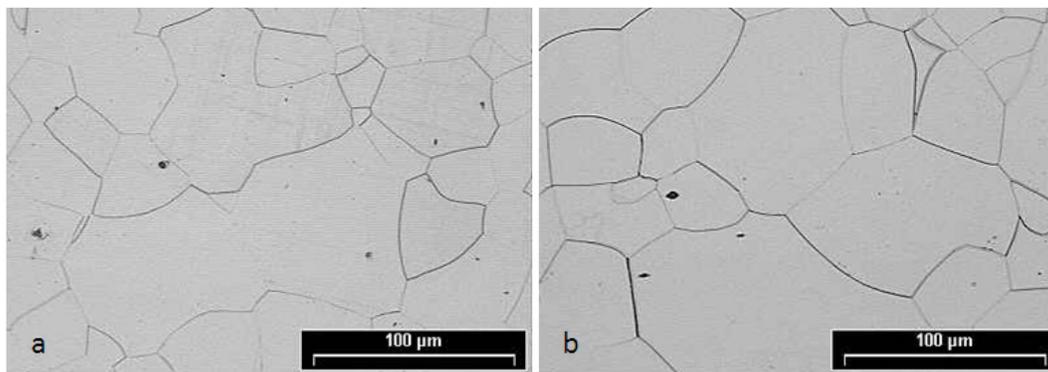


FIG. 4.3 Metalografia das amostras a) A13R8 e b) A13R7.

A FIG. 4.4 apresenta micrografias das amostras de laminação assimétrica com 1,5 de razão entre cilindros, com 80% (a) e com 70% (b) de redução após recozimento. O tamanho de grão médio obtido foi de 17,26µm e 24,61µm, respectivamente. Pode-se observar que os grãos apresentam-se equiaxiais demonstrando a eficiência no tratamento térmico com intuito de promover a recristalização primária do material encruado.

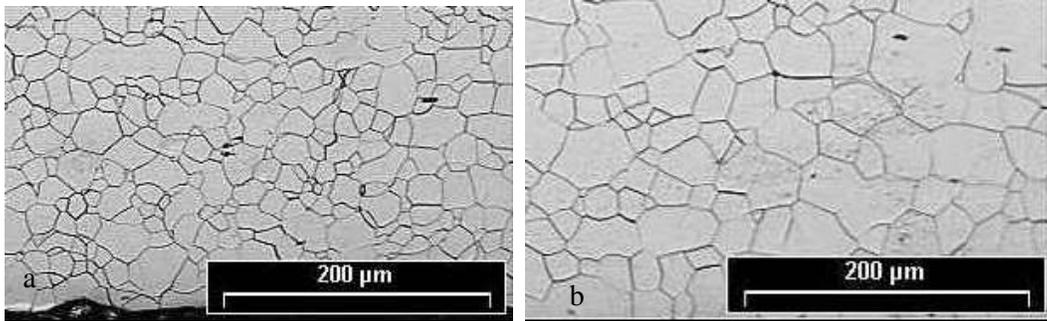


FIG. 4.4 Metalografia das amostras a) A15R8 b) A15R7.

A FIG. 4.5 ilustra a variação encontrada nos tamanhos médios de grão. Observa-se que as amostras de laminação cruzada apresentaram grãos com diâmetro médio maior que os demais nas reduções de 70% e 80%. O menor tamanho de grão observado foi da amostra com 80% de redução via laminação assimétrica com razão de 1,5 com TG igual a 16,34µm.

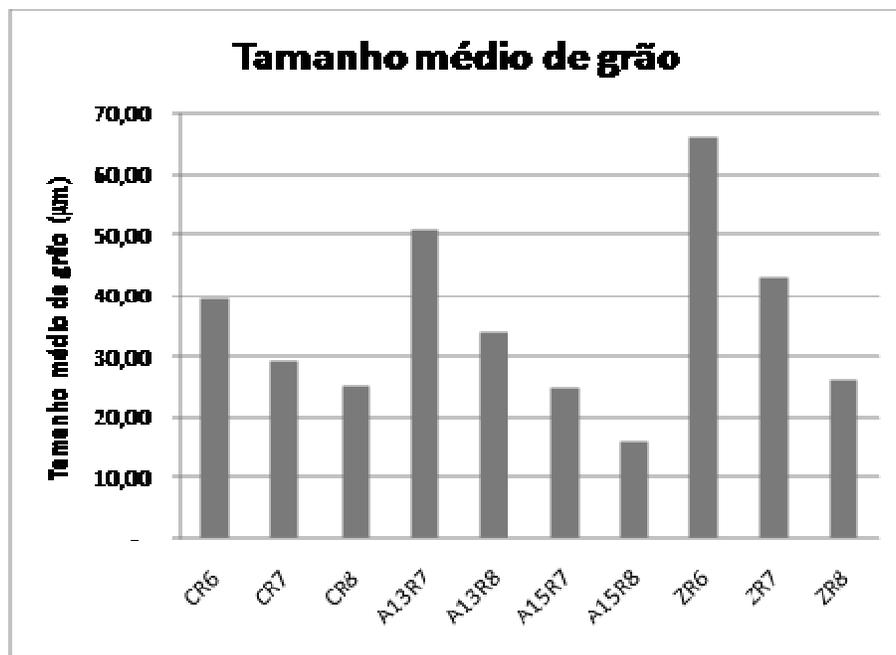


FIG. 4.5 Comparativo entre os tamanhos de grão médio de cada laminação.

4.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

As funções de distribuição de orientação cristalina, referenciadas no presente trabalho como FDOC, podem ser interpretadas com o auxílio do ábaco de Roe e Bunge. A TAB. 4.1 apresenta as orientações dos componentes de maior importância com relação às propriedades magnéticas.

TAB. 4.1 Orientação dos componentes de textura.

Componente	Orientação
Fibra-θ	$\langle 001 \rangle // ND$
Fibra-η	$\langle 001 \rangle // RD$
Fibra-ζ	$\langle 110 \rangle // ND$
Fibra-α	$\langle 110 \rangle // RD$
Fibra-γ	$\langle 111 \rangle // ND$
Cubo	$\{001\} \langle 100 \rangle$
Cubo rodado	$\{001\} \langle 110 \rangle$
Goss	$\{110\} \langle 001 \rangle$
Goss rodado	$\{110\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$

4.2.1 LAMINADO A QUENTE

Após o recebimento do aço elétrico laminado a quente, fez-se a análise de textura no centro de espessura de uma amostra, para posterior comparação com as texturas provenientes dos processamentos termomecânicos subseqüentes, podendo assim avaliar a evolução da textura. Como podemos observar na FIG. 4.6, a amostra apresentou intensidade 8 na componente cubo rodado, na seção de 45° pode-se observar, próximo a cubo rodado, o pico mais intenso chegando a 10.

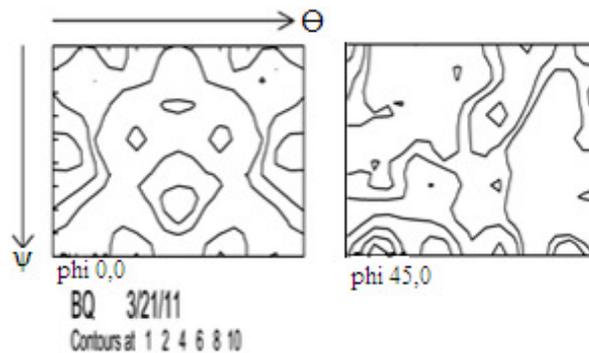


FIG. 4.6 FDOC do material laminado a quente.

4.2.2 LAMINAÇÃO CONVENCIONAL

Para melhor compreender o efeito da redução na evolução da textura do material laminado convencionalmente, foram retiradas amostras do material laminado a frio e recozido com diferentes graus de redução, para que os mesmos tivessem a textura avaliada no centro de espessura.

A FIG. 4.7 apresenta a FDOC segundo as notações de ROE, da amostra de laminação a frio com redução de 60% avaliada no centro de espessura. Na seção de $\phi 0^\circ$ pode-se observar orientações típicas de amostras laminadas, com picos de intensidade na componente cubo rodado com intensidade 4, já na seção de $\phi 45^\circ$ além das componentes identificadas na seção de $\phi 0^\circ$, nota-se a presença da fibra- γ .

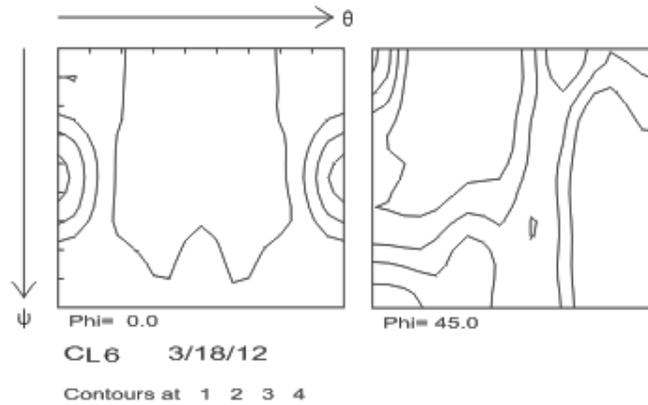


FIG. 4.7 FDOC da amostra CL6.

A FDOC da amostra CL7 está ilustrada na FIG. 4.8, pode-se observar a componente cubo rodado com intensidade 5 nas seções de phi 0° e 45°.

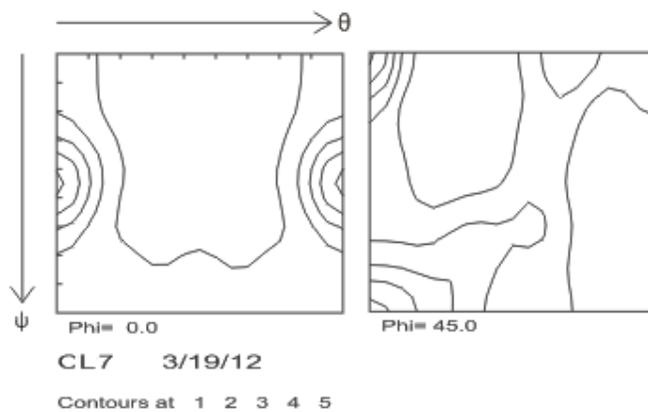


FIG. 4.8 FDOC da amostra CL7.

A amostra CL8 apresentou intensidade 6 da componente cubo rodado e 3 da fibra- γ parcial, como pode ser observado nas seções de 0° e 45° na FIG. 4.9.

Todas as amostras de laminação a frio convencional apresentaram textura típica de material de estrutura CCC encruado.

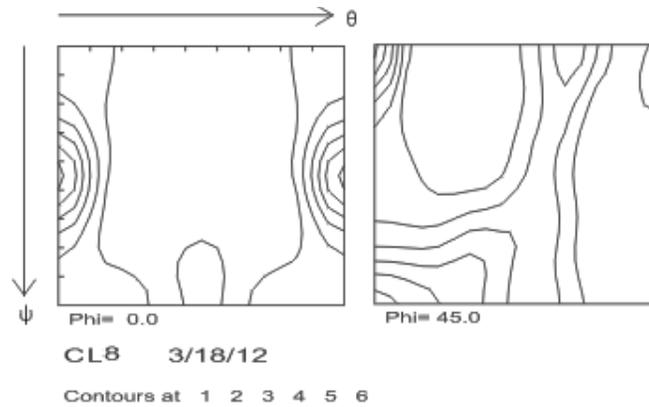


FIG. 4.9 FDOC da amostra CL8.

Na amostra CR7 pode ser notada a presença da fibra- ζ com picos 4 e 3 nas componentes Goss e Goss rodado respectivamente, além da fibra- γ , como pode ser observado na FIG. 4.10.

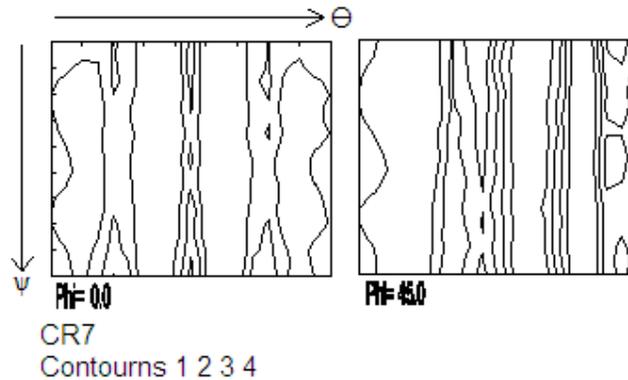


FIG. 4.10 FDOC da amostra CR7.

A FIG. 4.11 ilustra a FDOC da amostra CR8, pode-se notar a presença de vários componentes da fibra - η com intensidades variando entre 3, na orientação cubo, a 7 na componente Goss. Com relação à fibra - θ pode se observar intensidades 2 e 3.

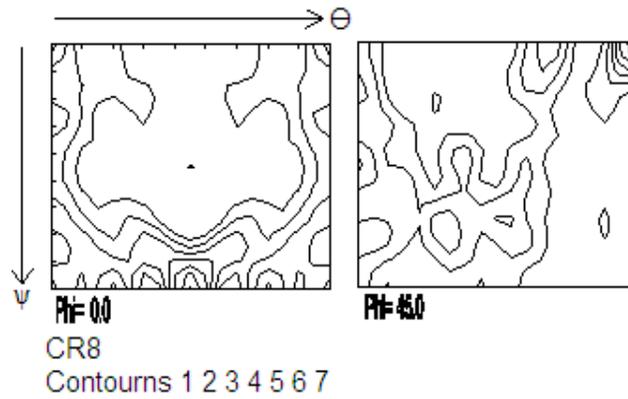


FIG. 4.11 FDOC da amostra CR8.

4.2.3 LAMINAÇÃO CRUZADA

O material resultante do processo de laminação cruzada, teve a textura analisada no centro de espessura do laminado a frio após os diferentes graus de redução aplicados. A FIG. 4.12 ilustra a textura desenvolvida da amostra com 60% de redução em phi igual a 0°, nota-se uma forte presença da componente cubo rodado com intensidade 6.

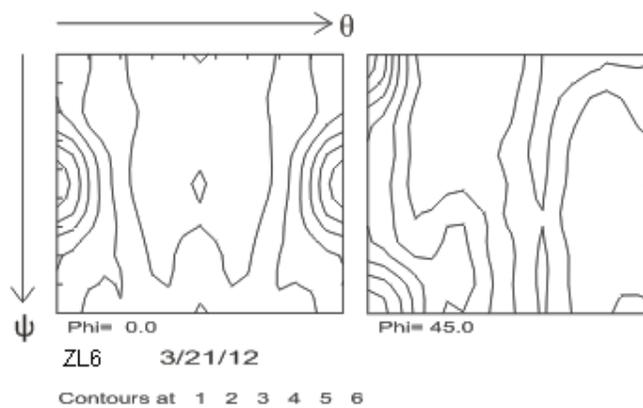


FIG. 4.12 FDOC da amostra ZL6.

A FDOC ilustrada na FIG. 4.13 apresenta textura típica de material CCC laminado desenvolvida pela amostra ZL7.

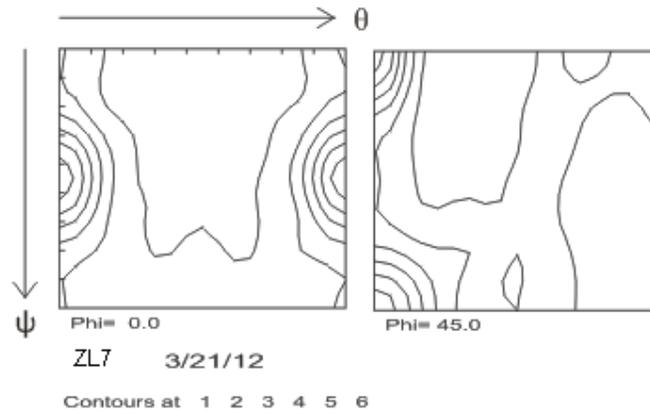


FIG. 4.13 FDOC da amostra ZL7.

A amostra ZL8 apresentou orientações típicas de material CCC deformado com pode ser observado na FDOC ilustrada na FIG. 4.14.

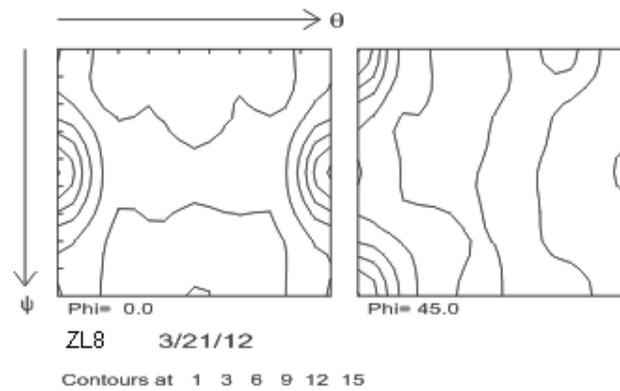


FIG. 4.14 FDOC da amostra ZL8.

Após o recozimento a amostra de laminação cruzada com 70% de redução apresentou níveis elevados da intensidade da fibra- γ chegando próximo a 8, como se pode observar na FIG. 4.15. A componente Goss alcançou intensidade 4, pode-se observar a presença da fibra- ζ com baixas intensidades.

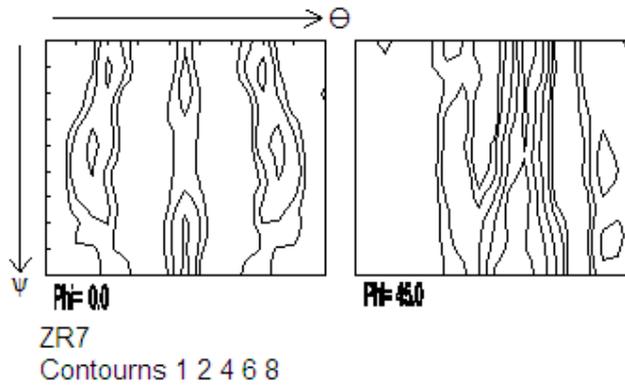


FIG. 4.15 FDOC da amostra ZR7.

Na amostra ZR8 pode-se notar uma diminuição na fibra- γ , a orientação cubo chegou a próximo de 3, como ilustrado pela FDOC na FIG. 4.16. Observa-se também a presença da orientação Goss com 6 e Goss rodado com 4 de intensidade.

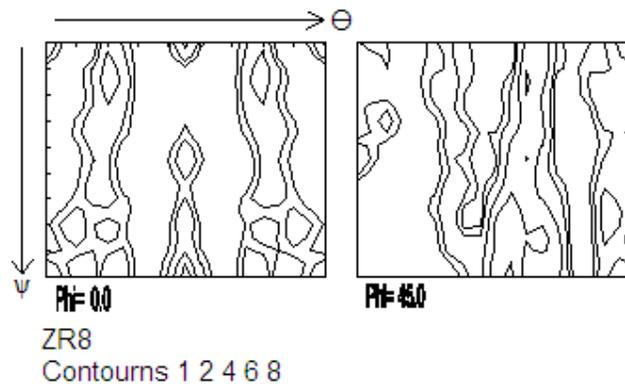


FIG. 4.16 FDOC da amostra ZR8

4.2.4 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA DE RAZÃO 1,3

A textura do material laminado com razão entre cilindros igual a 1,3 pode ser observada nas FDOC's desta seção. Para identificar a diferença entre as texturas ao longo das superfícies e centro do material, as superfícies superiores, inferiores e o centro de espessura foram analisados no material com 80% de redução.

A amostra A13L7 apresentou textura típica de material CCC deformado, com intensidade

6 na orientação cubo rodado, como pode ser notado na FDOC ilustrada na FIG. 4.17.

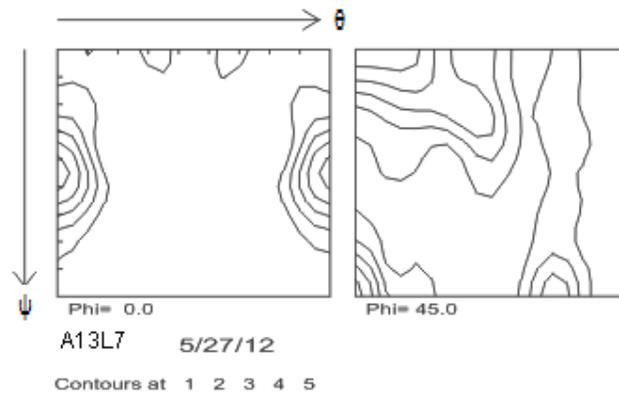


FIG. 4.17 FDOC da amostra de A13L7.

Segundo a literatura, na laminação assimétrica a deformação é heterogênea ao longo da espessura da amostra. Sendo assim, as amostras de laminação assimétrica com 80% de redução foram analisadas, além do centro de espessura, as superfícies das amostras sendo, superfície inferior em contato com o rolo de menor diâmetro e superior em contato com o rolo de maior diâmetro.

Tanto nas superfícies quanto no centro de espessura a amostra A13L8 apresentou textura típica de material CCC deformado, assim como ilustrado nas FIG. 4.18, FIG. 4.19 e FIG. 4.20, no entanto pode-se observar diferenças nas intensidades da componente cubo rodado chegando a 4, 5 e 3 na superfície inferior, centro e superfície superior respectivamente. Já a fibra- γ apresentou intensidade próxima a 5, 2 e 2.

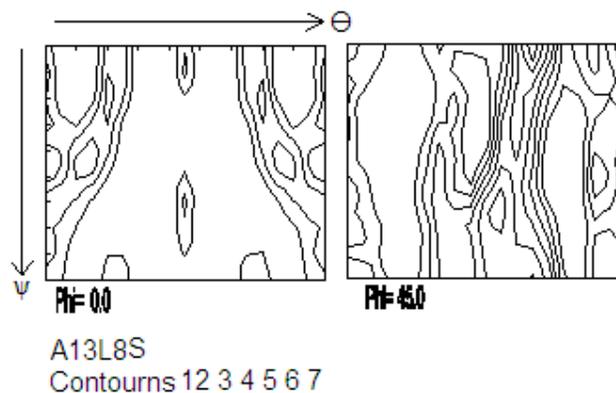


FIG. 4.18 FDOC da superfície superior da amostra A13L8S.

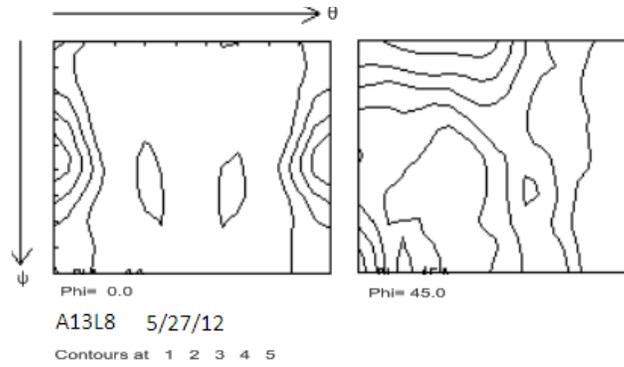


FIG. 4.19 FDOC do centro de espessura da amostra A13L8.

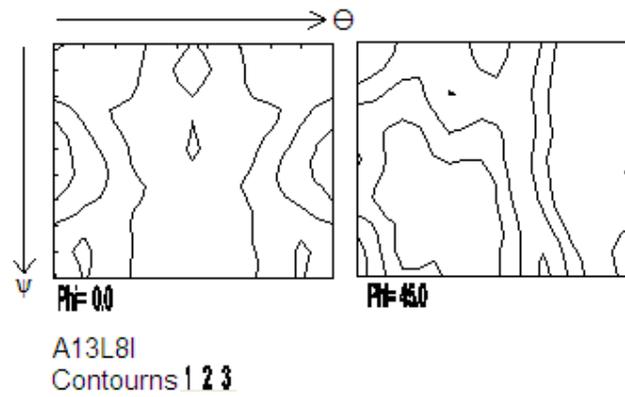


FIG. 4.20 FDOC da superfície inferior da amostra A13L8I.

A amostra A13R6 apresentou baixas intensidades, como pode-se observar na FIG. 4.21, nota-se a formação da fibra- ζ com pico na componente Goss.

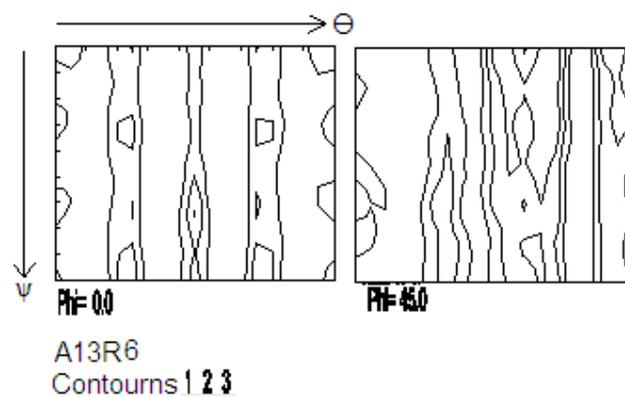


FIG. 4.21 FDOC da amostra A13R6 analisada no centro de espessura.

A FDOC da amostra A13R7 está ilustrada na FIG. 4.22, pode-se observar o aumento da fibra- ζ com pico em Goss e Goss rodado chegando a 3 e 2 respectivamente.

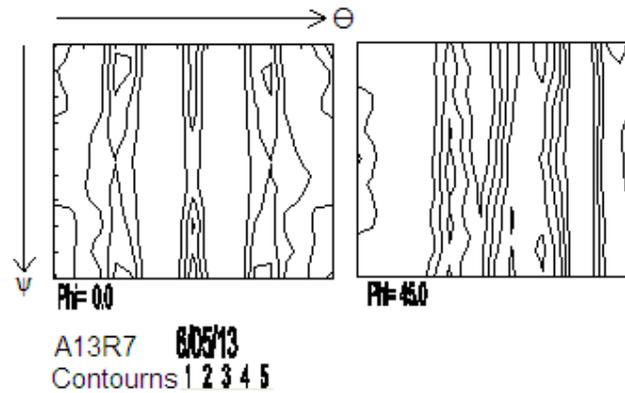


FIG. 4.22 FDOC da amostra A13R7.

Na amostra recozida do material laminado com 80% de redução, pode-se observar a semelhança entre as texturas desenvolvidas nas superfícies, com a presença da fibra- ζ com pico em Goss chegando a 3. A fibra- γ apresentou intensidade 4 em ambas as superfícies, como pode-se observar nas FIG. 4.23 e FIG. 4.25. Já na FIG. 4.24, pode-se observar que no centro de espessura a fibra- η apresentou intensidade 4 próximas a componente Goss.

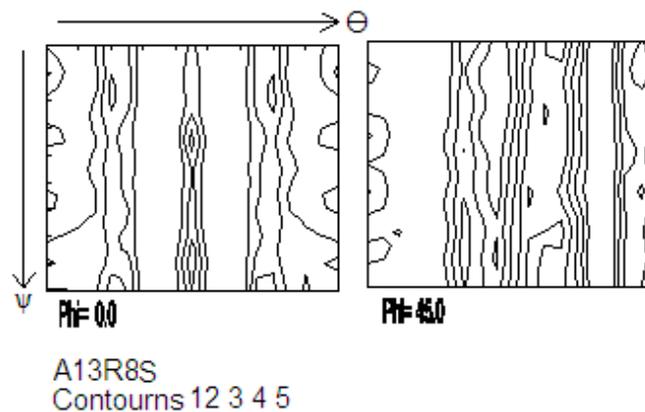


FIG. 4.23 FDOC da superfície superior da amostra A13R8S.

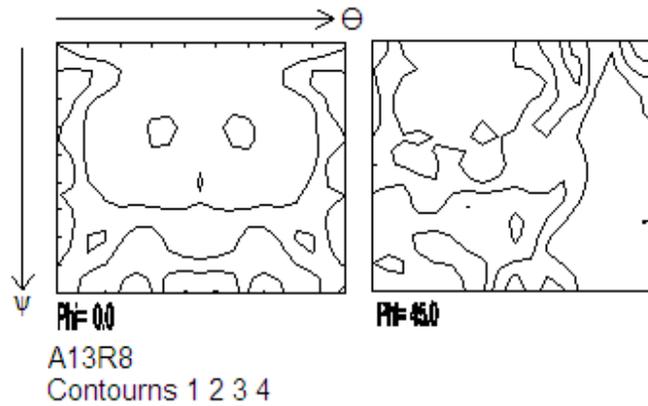


FIG. 4.24 FDOC do centro de espessura da amostras A13R8.

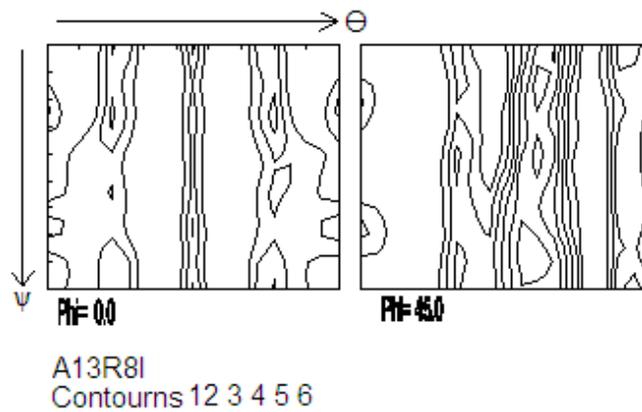


FIG. 4.25 FDOC da superfície inferior da amostra A13R8I.

4.2.5 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA DE RAZÃO 1,5

Na laminação assimétrica com razão 1,5 o material com 80% de redução, além do centro de espessura, também foram avaliadas as texturas das superfícies. A amostra A15L7 apresentou textura típica de material CCC deformado, como pode ser observado na FIG. 4.26 a componente cubo rodado apresentou intensidade 5.

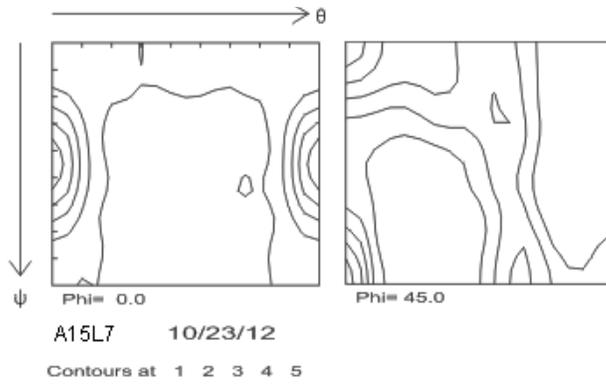


FIG. 4.26 FDOC da amostra de A15L7.

Como pode-se observar nas FDOC's das amostras A15L8S, A15L8 e A15L8I ilustradas

nas

FIG. 4.27,

FIG. 4.28 e FIG. 4.29, todas as camadas apresentaram textura típica de estrutura CCC deformada, com intensidades 8 da componente cubo rodado na superfície superior e 6 para o centro e superfície inferior, já a fibra- γ não variou ao longo da espessura.

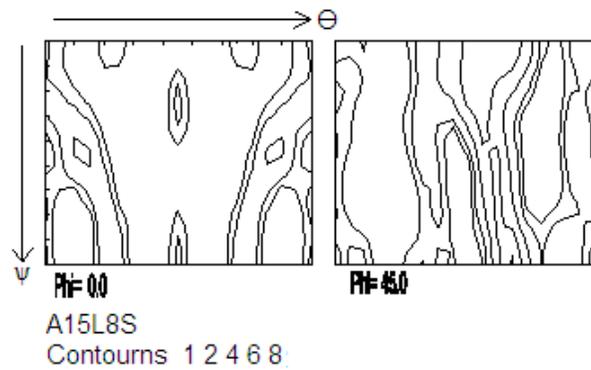


FIG. 4.27 FDOC da superfície superior da amostra A15L8S.

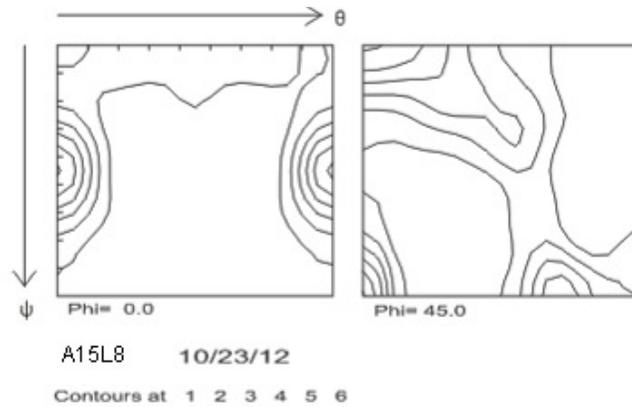


FIG. 4.28 FDOC do centro de espessura da amostra A15L8.

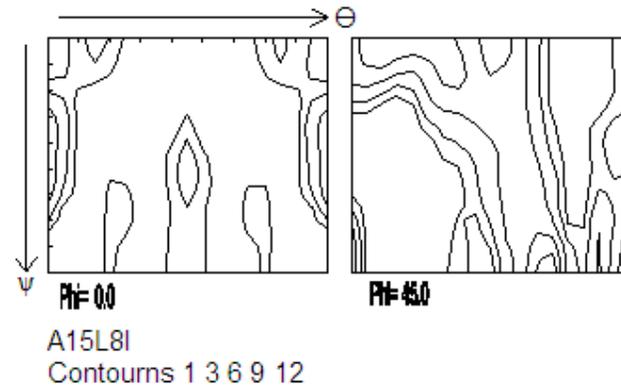


FIG. 4.29 FDOC da amostra A15L8I analisada na superfície inferior.

Na FDOC da amostra A15R7, ilustrada na FIG. 4.30, pode-se observar a presença da fibra- ζ e fibra- γ com intensidade 2.

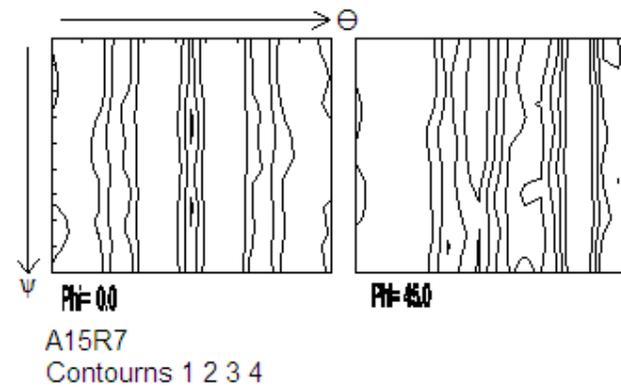


FIG. 4.30 FDOC da amostra A15R7.

A amostra com 80% de redução recozida foi avaliada nas duas superfícies e no centro de espessura conforme ilustrado a seguir. A superfície superior, ilustrada na FIG. 4.31, apresenta

intensidades significantes das componentes Goss e Goss rodado chegando a níveis próximos a 3. No entanto, ao analisar o centro de espessura da amostra, de acordo com a FIG. 4.32, notou-se forte intensidade das orientações cubo e cubo rodado com a componente Goss discreta. Já a superfície inferior, ilustrada na FIG. 4.33, observa-se um comportamento similar ao apresentado na superfície superior variando os níveis de intensidade.

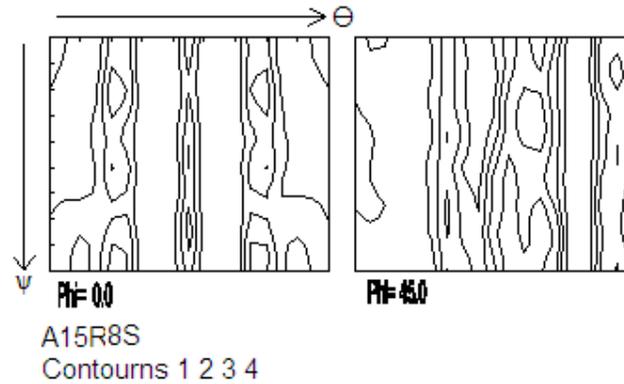


FIG. 4.31 FDOC da amostra A15R8S.

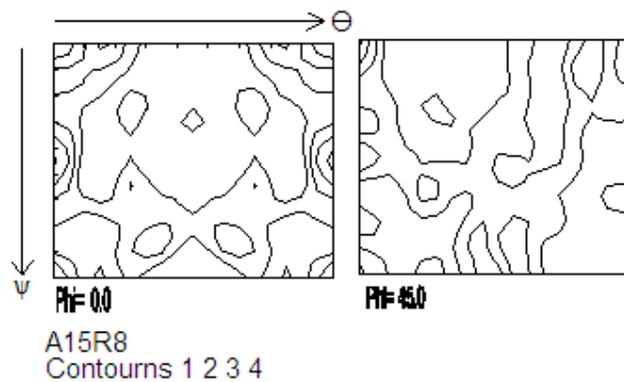


FIG. 4.32 FDOC da amostra A15R8.

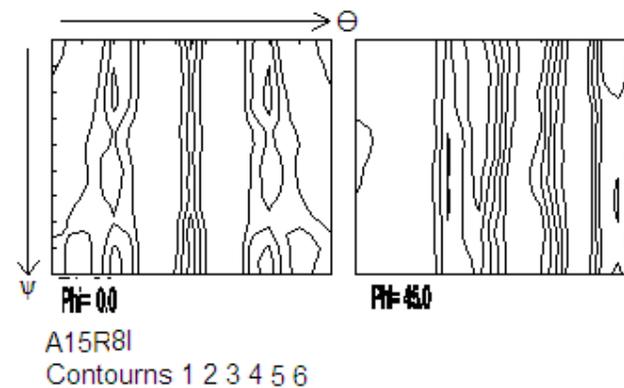


FIG. 4.33 FDOC da amostra A15R8SI.

4.3 ENERGIA DE ANISOTROPIA

A energia de anisotropia (E_a) foi calculada para as diversas direções no plano da chapa, sendo 0° a direção de laminação e 90° a direção transversal. Como valores de referência para comparação foram adotados os dados de E_a do trabalho de CUNHA e LUNA (2000) para um aço com 3,2%Si que variam entre 0,71 e 1,09. Pode-se observar na FIG. 4.34 que as amostras com as diferentes reduções apresentaram um comportamento muito similar, apresentando a 45° os maiores valores de E_a , a amostra com 80% de redução chegando próximo a 0,85. Já na direção de laminação os valores observados foram inferiores a 0,7 e na direção longitudinal próximos a 0,6. Pode-se observar que a diferença de E_a entre as direções aumentou com o grau de redução aplicado durante a laminação.

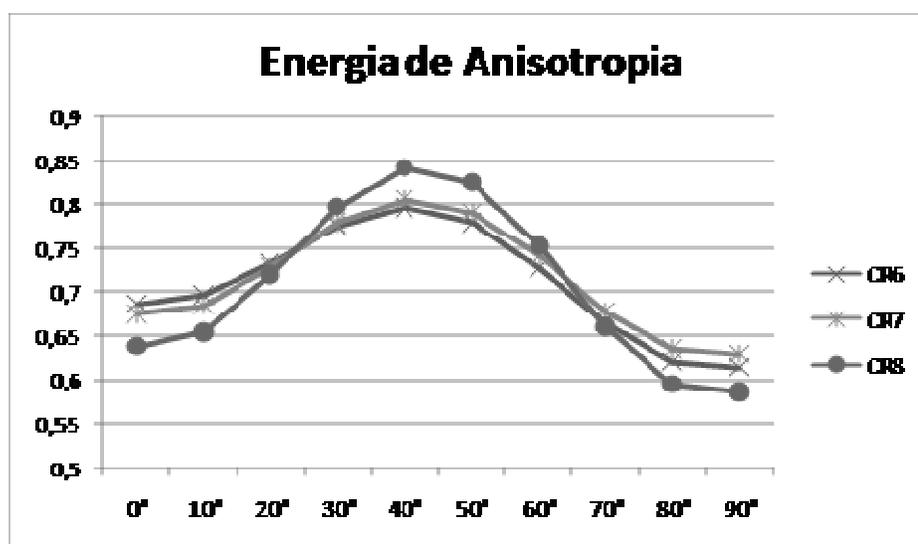


FIG. 4.34 Energia de anisotropia das amostras de laminação convencional após recozimento.

As amostras de laminação cruzada apresentaram um aumento continuado partindo da direção de laminação até a direção transversal. O menor valor encontrado na direção de laminação foi o apresentado pela amostra com 70% de redução com E_a inferior a 0,88, ainda na direção de laminação o maior valor observado foi da amostra com 80% de redução com E_a próximo a 0,94. Na direção transversal os resultados de E_a ficaram entre 0,94 em ZR7 e 0,98

em ZR8. Como pode ser observado na FIG.4.35, não houve picos de Ea a 45°, a Ea variou entre 0,92 em ZR7e 0,97 em ZR6 e ZR8.

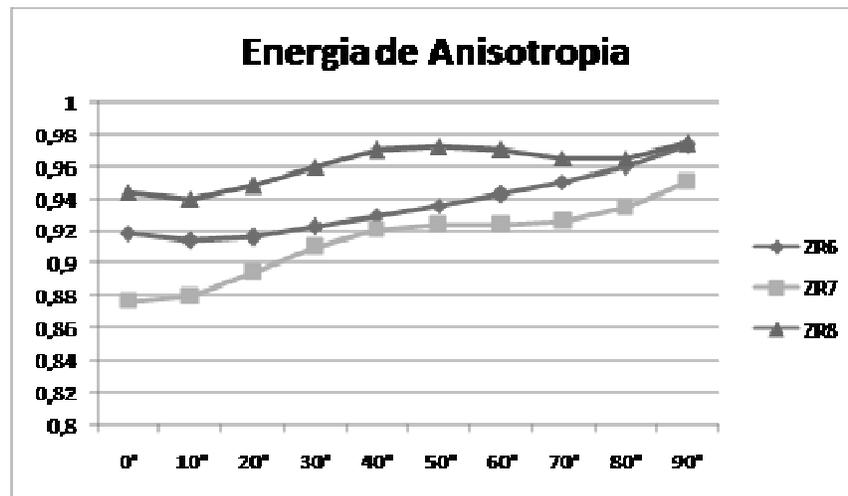


FIG. 4.35 Energia de anisotropia das amostras de laminação cruzada após recozimento

O material proveniente de laminação assimétrica com razão de 1,3 também foi analisado em cada grau de redução como apresentado na FIG. 4.36. Pode-se notar que a medida que aumentou-se o grau de redução, a Ea teve maior variação entre as diversas direções do plano da chapa. Na amostra com 80% de redução houve uma diferença significativa entre a Ea de 70° e a 90°, com valores próximos de 0,785 e 0,735 respectivamente. Nas amostras de 60% e 70% de redução podemos observar que não houve alterações bruscas, a 0° obteve-se 0,76 e 0,74 respectivamente, a 45° ambos chegaram próximos a 0,76 e a 90° 0,785 e 0,775.

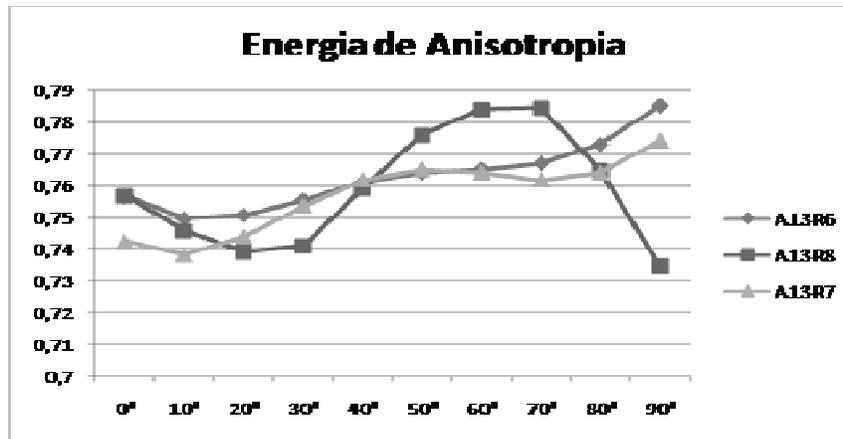


FIG. 4.36 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,3 no centro de espessura após recozimento.

Além de se calcular a E_a para as diversas reduções, para amostra com 80% de redução, foi calculado a E_a das superfícies com intuito de avaliar a variação da textura nas diversas camadas da amostras. Como pode-se observado na FIG. 4.37, as superfícies apresentaram uma E_a mais uniforme e crescente em relação ao centro da amostra. O menor valor de E_a encontrado na amostra com 80% de redução, foi no centro de espessura na direção transversal, com valor próximo a 0,735.

Comparando a FIG. 4.36 com a FIG. 4.37, pode-se observar a semelhança entre as superfícies da amostra com 80% de redução e o centro de espessura das amostras de 60% e 70%.

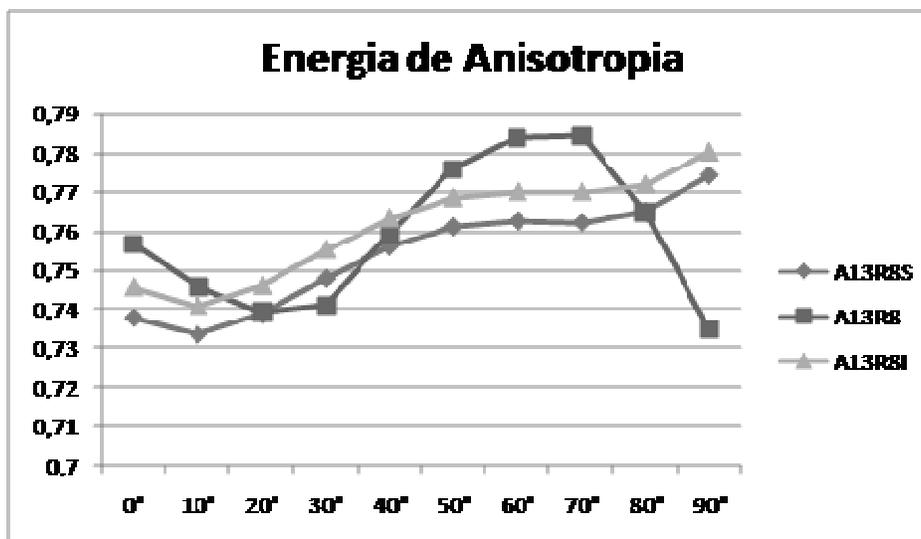


FIG. 4.37 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,3 com 80% de redução nas superfícies e centro de espessura após recozimento.

A FIG. 4.38 ilustra a variação de E_a das amostras A15R7 e A15R8, pode-se observar que as amostras apresentaram comportamentos distintos. O material com 70% de redução apresentou leve queda entre 0° e 20°, saindo de 0,76 para 0,75, seguido de comportamento crescente até a direção transversal onde alcançou intensidade superior a 0,78. Já com 80% em DL pode-se observar 0,7 de intensidade com pico em 50° chegando próximo a 0,77.

As energias das amostras A13R8S e A13R8I (FIG. 4.37) foram semelhantes as das amostras A13R6 e A13R7 (FIG. 4.36) indicando haver texturas similares.

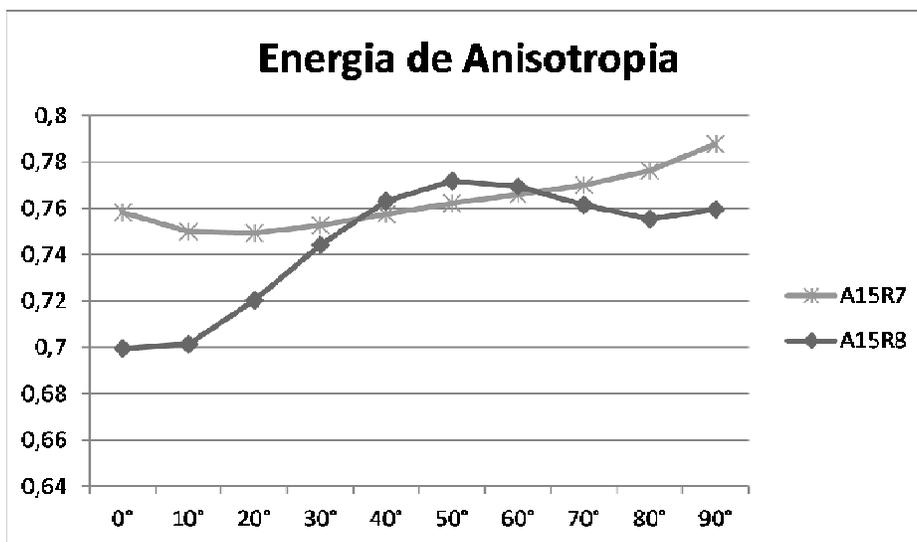


FIG. 4.38 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,5 no centro de espessura após recozimento.

A Ea da amostra com 80% de redução apresentou grande variação ao longo da espessura. Pode-se observar na FIG. 4.39 que as superfícies mantiveram uma curva ascendente saindo de 0° com valores acima 0,74, mantendo valores abaixo de 0,76, em 45° apresentando Ea próximos de 0,76, já a 90° pode-se observar intensidades em torno de 0,78. Já o centro de espessura apresentou variação mais acentuadas nas posições citadas.

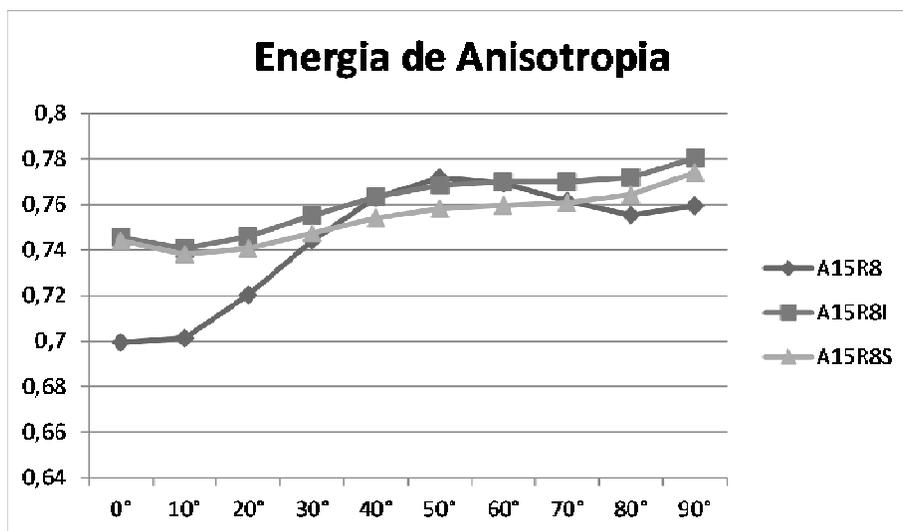


FIG. 4.39 Energia de anisotropia das amostras de laminação assimétrica 1,5 com 80% de redução nas superfícies e centro de espessura após recozimento.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 EFEITO DA REDUÇÃO NA EVOLUÇÃO DA TEXTURA E MICROESTRUTURA

Nesta seção serão discutidas as principais alterações na textura e microestrutura do material em cada etapa do processamento. A TAB. 5.1 apresenta os valores das intensidades obtidas nas análises de textura para cada parâmetro de processo (tipo de laminação, amostra laminada ou recozida e grau de redução).

TAB. 5.1 Intensidade dos componentes de textura para cada parâmetro de processamento.

Componente de textura	Redução	Cubo (100)<001>			Cubo rodado (100)<011>			Goss (110)<001>			Goss rodado (110)<1-10>			Fibra- γ <111>//ND		
		60%	70%	80%	60%	70%	80%	60%	70%	80%	60%	70%	80%	60%	70%	80%
Convencional	L	1	1	1	4	5	6	1	1	1	1	1	1	6	7	8
	R		1	3		1	2		3	7		2	1		3	1
Cruzada	L	2	2	1	6	6	15	1	1	1	1	1	1	1	1	1
	R		1	1		1	1		4	6		1	4		6	4
Assimétrica 1,3	L		1	1		5	5		1	1		1	1		1	2
	R	1	1	1	1	1	2	2	3	3	1	2	1	1	2	2
Assimétrica 1,5	L		1	1		5	6		1	1		1	1		2	2
	R		1	4		1	3		2	2		2	1		2	1

5.1.1 LAMINAÇÃO CONVENCIONAL

Nas análises das amostras do material de laminado convencionalmente, notou-se a evolução da componente típica de CCC deformado. A orientação cubo rodado apresentou intensidade 4 para 60% de redução. Ao se aumentar a redução para 70%, houve um aumento de intensidade para 5. Já em 80% de redução foi observado intensidade igual a 6 desta componente. Na seção de 45° podemos observar que houve um aumento gradativo da fibra- γ .

Após recozimento, o material com 70% de redução apresentou um aumento significativo

na intensidade de componentes próximas a fibra- γ . Já com 80% a componente com maior intensidade foi a fibra- η , que favorece as propriedades magnéticas por ser de fácil magnetização. BOTELHO (2012) E SHA ET AL (2008) observaram a fibra- η aumentando as intensidades partindo de $\{100\}\langle 001\rangle$ à $\{110\}\langle 001\rangle$ e fibra- γ reduzindo da direção de laminação até a direção transversal. As componentes Goss e cubo tiveram um aumento nas intensidades relativas quando comparado às outras componentes assim como as componentes Goss rodado e cubo rodado apresentaram queda brusca de intensidades nas amostras com 80%. Em 70% as componentes Goss e Goss rodado tiveram intensidades superiores a cubo e cubo rodado.

Como esperado, houve uma redução no tamanho de grão das amostras recozidas, como consequência do aumento dos sítios de nucleação gerados durante a laminação do material.

5.1.2 LAMINAÇÃO CRUZADA

Com intuito de identificar as variações de intensidade das componentes de textura, comparou-se as amostras com diferentes reduções. No material laminado a frio, pôde ser observado que a componente cubo rodado apresentou de intensidade 15 para 80% de redução, valor muito superior ao observado nas demais reduções.

Após o recozimento, a componente Goss apresentou intensidade 4 na laminação com 70% de redução e 6 no material com 80% de redução. VANDERSCHUEREN ET AL (1991) também obtiveram resultados similares.

KESTENS ET AL (1996) sugeriram que um mecanismo de randomização atua durante a recristalização deste tipo particular de aço elétrico não-orientado. De acordo com seu estudo o processamento das bandas de transição favorece a precipitação de partículas grosseiras no laminado a quente. DE PAEPE ET AL (1995) chegou à mesma conclusão em trabalho desenvolvido anteriormente. Estas partículas grosseiras são frequentemente associadas com a nucleação que origina núcleos aleatoriamente orientados. Dada a alta intensidade da componente de textura de laminação cubo rodado, este componente pode ser esperado em qualquer mecanismo de nucleação predominante. No entanto, os sítios de nucleação $\{001\}\langle 110\rangle$ tendem a crescer lentamente devido à mobilidade restrita de limites de grãos de baixo

ângulo. Assim, apenas os núcleos situados com ângulo superior a 15° , por exemplo de $\{001\} \langle 110 \rangle$, tem um potencial de crescimento real (KESTENS ET AL, 1996).

No material recozido, foi observado na amostra de 70% de redução que a componente Goss apresentou intensidade 4, seguida de um aumento na intensidade da fibra- γ chegando em alguns pontos a 8. Na amostra com 80% de redução houve uma intensificação das componentes Goss e Goss rodado chegando a 6 e 4. Notou-se ainda o surgimento da componente cubo com intensidade 2 e a fibra- γ teve uma redução de intensidade..

Destacou-se neste tipo de laminação, os altos níveis de fragilização observados nas amostras durante o tratamento mecânico de laminação a frio. Observou-se que este tipo de laminação confere ao material muito encruamento, tornando o material altamente quebradiço, como pode ser observado na FIG. 5.1.



FIG. 5.1 Chapa de laminação cruzada com 80% de redução total.

5.1.3 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA DE RAZÃO 1,3

No material laminado, pode-se observar que as texturas apresentadas no centro de espessura das amostras com 70% e 80% de redução foram condizentes com a literatura, apresentando características de material CCC deformado.

De acordo com JI E PARK (2009), o material proveniente de laminação assimétrica tende

a desenvolver deformação heterogênea ao longo de sua espessura. Isso pode ser explicado pelos diferentes sistemas de deslizamento atuantes. Este comportamento foi observado nos resultados de textura obtidos no material laminado assimetricamente. Para as diferentes camadas de espessura da amostra observou-se diferenças de intensidades das componentes, como resumido na TAB. 5.2. Observou-se que na superfície superior a fibra- γ apresentou intensidade 4, duas vezes maior que no centro de espessura e superfície inferior.

Após o recozimento, percebe-se que há um crescimento das componentes Goss e Goss rodado com o aumento do grau de deformação imposto durante a etapa de laminação. Este crescimento também é observado na fibra- γ quando comparadas as amostras de 60% e 70%. Para amostra com 80% observou-se uma queda brusca de intensidade das componentes Goss rodado, sendo fortalecidas Goss e Cubo rodado. Quando comparadas as texturas das superfícies das amostras recozidas, pode-se observar a presença da fibra- γ e Goss rodado. No entanto, as mesmas componentes não foram encontradas no centro de espessura. Pode-se observar, no material laminado, que a componente cubo rodado tem intensidade 4 na superfície superior e 3 na inferior. A fibra- γ também é mais intensa na superfície superior que na inferior, sendo 4 e 2 seus respectivos valores. No entanto, após o recozimento apenas a orientação Goss rodado apresentou intensidades diferentes entre as superfícies. Após o recozimento, pode-se observar, nas três camadas, Goss com intensidade 3.

TAB. 5.2 Componentes de textura das três camadas da amostra de laminação assimétrica com razão de 1,3, com 80% de redução.

Componente de textura	Cubo (100)<001>			Cubo rodado (100)<011>			Goss (110)<001>			Goss rodado (110)<1-10>			Fibra- γ <111>//ND			
	sup	centr	inf	sup	centr	inf	sup	centr	inf	sup	centr	inf	sup	centr	inf	
Assimétrica 1,3	L	1	1	1	4	5	3	1	1	1	1	1	1	4	2	2
	R	1	1	1	1	2	1	3	3	3	1	1	3	3	2	3

5.1.4 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA DE RAZÃO 1,5

Assim como escrito no artigo de KANG ET AL (2005), o tamanho de grão desenvolvido nas amostras de laminação assimétrica é menor que o apresentado por amostras de laminação

convencional. Verificou-se também diferença na orientação dos grãos nas diferentes camadas da espessura das amostras laminadas assimetricamente com razão 1,5 conforme apresentado na seção 4.2.5 deste trabalho. Os resultados estão resumidos na TAB. 5.3.

Foi observado para todas as amostras laminadas, texturas de deformação típica de material CCC, com alta intensidade da componente cubo rodado chegando a 5 na amostra com 70% de redução e 6 com 80%. A fibra- γ , também característica de material CCC deformado, apresentou intensidade 2 em ambas as reduções. Após o recozimento a amostra com 70% de redução apresentou as componentes Goss e Goss rodado com intensidade 2. No entanto a fibra- γ que exerce influência negativa nas propriedades magnéticas também foi observada com a mesma intensidade. A amostra recozida do material laminado com 80% de redução apresentou intensidade 4 da componente cubo, 3 da cubo rodado e 2 da componente Goss.

Em geral as intensidades das componentes observadas variaram nas três camadas das superfícies da chapa. No material laminado, para a componente Goss observou-se intensidade 2, 0 e 1 nas camadas da superfície superior, centro e inferior respectivamente. A orientação cubo se apresentou com baixas intensidades destacando-se a superfície inferior com 2 de intensidade. Já a componente cubo rodado apresentou-se com intensidades elevadas, chegando na superfície superior a 8 e nas demais camadas 6. A fibra- γ apresentou-se nas superfícies e centro da amostra com intensidade 2.

TAB. 5.3 Componentes de textura das três camadas da amostra de laminação assimétrica com razão de 1,5 com 80% de redução

Componente de textura	Cubo (100)<001>			Cubo rodado (100)<011>			Goss (110)<001>			Goss rodado (110)<1-10>			Fibra- γ <111>//ND			
	sup	centr	inf	sup	centr	inf	sup	centr	inf	sup	centr	inf	sup	centr	inf	
Assimétrica 1,5	L	1	1	2	8	6	6	2	1	1	1	1	1	2	2	2
	R	1	4	1	1	3	1	2	2	3	2	1	2	2	1	1

5.2 EFEITO DO TIPO DE LAMINAÇÃO NA TEXTURA E MICROESTRUTURA

Como base nos resultados gerados e discutidos, pode-se observar que a laminação convencional apresentou melhor trabalhabilidade das amostras, pois, a laminação cruzada tornou as amostras quebradiças principalmente nas regiões das extremidades. Já as amostras de laminação assimétricas, em ambos os casos, o material apresentou-se curvado, dificultando a inserção das amostras novamente no laminador.

Em relação aos tamanhos médios de grãos observados, foi possível notar que as amostras de laminação cruzada apresentaram uma tendência a desenvolver maiores tamanhos de grãos, as amostras de laminação assimétrica com razão 1,5 apresentaram menor tamanho de grão. Este fato pode ser explicado pelo mecanismo atuante durante a recristalização. Como na laminação assimétrica há predominância da tensão cisalhante, há uma geração diferenciada de sítios de nucleação proporcionando mais núcleos por área e conseqüentemente menores tamanhos de grão.

A textura desenvolvida no material deformado via laminação convencional e cruzada com 60% de redução apresentaram as componentes de textura cubo rodado com intensidade 4 e 6 respectivamente. A fibra- γ pode ser observada apenas na laminação convencional com intensidade 6.

As amostras laminadas a frio com 70% de redução apresentaram resultados similares de textura, diferindo principalmente nas intensidades obtidas em alguns componentes. As amostras de laminação convencional e as assimétricas tiveram intensidade 5 da componente cubo rodado, enquanto a amostra de laminação cruzada teve 6. Já a fibra- γ pode ser observada apenas na laminação convencional com intensidade 7. As amostras após recozimento apresentaram alta intensidade da componente Goss, em A15R7 teve 7, em ZR7, A13R7 e CR7 alcançou 6, ou seja, em todos os casos foram observadas intensidades semelhantes desta componente, a orientação Goss rodado, teve um comportamento similar, com exceção a amostra Z7R que teve nível 8 desta orientação, as demais tiveram intensidades em torno de 5. Outra componente que apresentou intensidades significativas foi a fibra- γ com intensidade 3 em CR7 e 6 em ZR7.

Nas amostras laminadas a frio com 80% de redução foi possível identificar a componente cubo rodado em todos os tipos de laminação, aparecendo ainda a orientação Goss nas laminações convencional, cruzada, e assimétrica com razão 1,3. A componente Goss rodada pôde ser observada em ambos os processos de laminação assimétrica. Todos os tipos de laminação também permaneceram com intensidades significativas da fibra- γ , sendo a amostra A13R8 com destaque para maior intensidade observada entre as laminações. Já nas amostras

recozidas foi possível observar o surgimento de intensidades significativas da fibra- η no processo de laminação convencional e assimétrica 1,3. Na amostra A15R8 destacou-se as componentes Goss e Goss rodado, além de apresentar intensidades significativas da componente cubo, na amostra CR8 observou-se também a presença da orientação cubo, já na A13R8 foi possível observar ainda a presença da componente cubo rodado e componente próximas a cubo.

Para comparar as intensidades das orientações de maior interesse nas amostras com a maior redução, foi utilizado os valores da matriz de intensidade geradora das FDOCs (arquivos CHD's). Para a comparação da fibra $\langle 001 \rangle // ND$, analisou-se na seção de ϕ igual a 0° , com Θ constante e ψ variando de 0° a 90° , de acordo com a FIG. 5.2. Nota-se, em todas as amostras laminadas, um comportamento parabólico com pico de intensidade em 45° , componente cubo rodado, sendo a amostra de laminação assimétrica com razão 1,3 teve a menor intensidade e a cruzada apresentou maior intensidade.

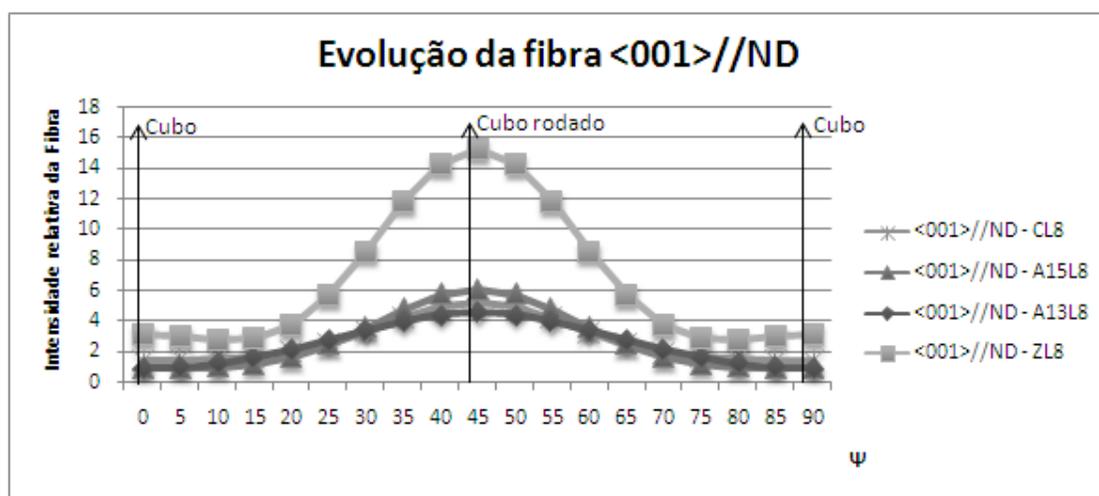


FIG. 5.2 Evolução da fibra $\langle 001 \rangle // ND$ nas amostras com 80% de laminação a frio.

Após o recozimento, podemos observar pela FIG. 5.3 que na laminação convencional a fibra apresentou intensidade maior que a amostra laminada em ângulos inferiores a 15° e superiores a 80° , sendo o pico de intensidade da amostra laminada a frio coincidente com o vale da amostra recozida em 45° com diferença entre as intensidades de 5. Os picos de intensidade observados são na orientação cubo, que é favorável às propriedades magnéticas e reduzem a E_a .

Na laminação assimétrica com razão 1,3, a amostra recozida segue o um comportamento

oposto à laminação convencional, com comportamento ascendente da componente cubo até 15° seguido de queda e um leve pico em 45°, orientação cubo rodado. Já a amostra de laminação assimétrica com razão 1,5, apresentou 2,5 de intensidade em cubo com pico de em cubo rodado chegando a 4. A amostra de laminação cruzada apresentou intensidade 2,5 na orientação cubo.

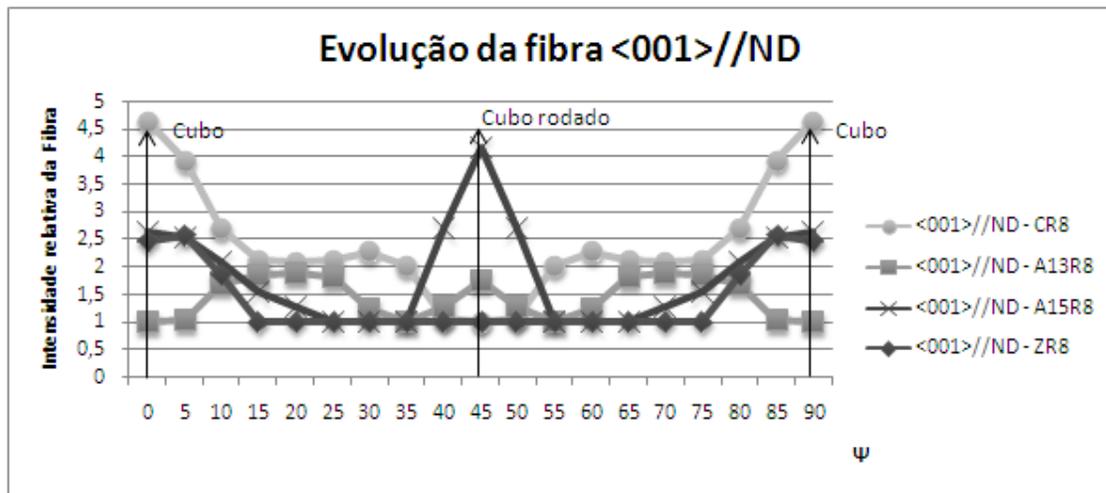


FIG. 5.3 Evolução da fibra <001>//ND nas amostras após recozimento.

Conforme pode-se observar na FIG. 5.4, nas amostras recozidas há formação de uma fibra parcial iniciada em 55° na laminação cruzada e próximo a 70° nas demais com ascensão até a componente Goss em 90°. Na amostra de laminação convencional a fibra parcial chegou a 5 de intensidade em Goss, nas amostras de laminação assimétrica a fibra parcial alcançou apenas 2 em Goss e na assimétrica 1,5 em 25° próximo a 3. Já na laminação cruzada, além da componente Goss em 90°, também pode-se observar a presença da componente Goss rodado a 0°.

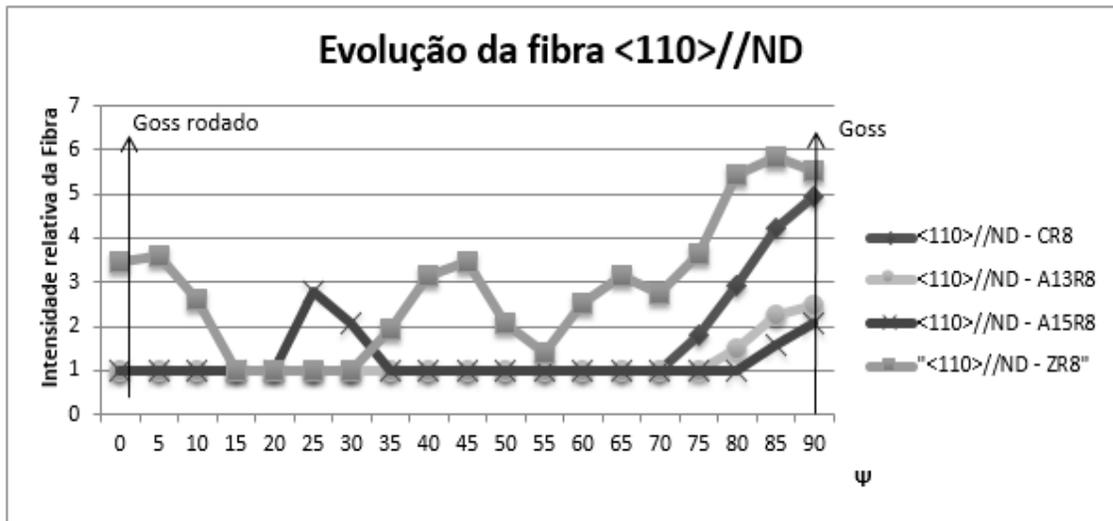


FIG. 5.4 Evolução da fibra <110>//ND nas amostras após recozimento.

Segundo o estudo de SARDINHA (2012) em aços IF, na laminação convencional, a fibra <111>//ND apresenta pouca variação ao longo das direções da chapa, variando os níveis de intensidade conforme o grau de redução imposto ao material, este comportamento também foi observado em estudos anteriores como de ZHANG ET AL (2012). Os resultados encontrados neste trabalho condizem com este comportamento, como observado na FIG. 5.5, as variações de intensidades assemelham aos limites apresentados nos trabalhos citados de maneira que as amostras dos materiais laminados apresentam variações entre 1,5 e 3 de intensidade.

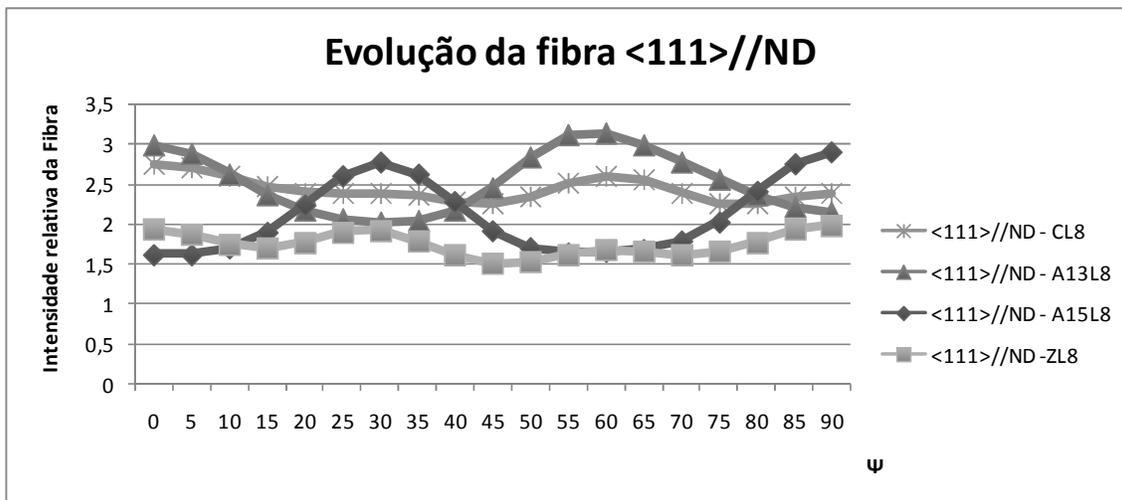


FIG. 5.5 Evolução da fibra <111>//ND nas amostras com 80% de laminação a frio.

Como apresentado pela FIG. 5.6, após o recozimento amostra com razão 1,5 desenvolveu intensidades próximas a 3,5 nas direções de 20°, 50° e 80° com a direção de laminação, enquanto a amostra de laminação convencional apresentou intensidades da ordem de 1,5 em 0° e 60°. Já a amostra de laminação cruzada apresentou um aumento de intensidade da fibra quando comparada com a amostra laminada, alcançando valores superiores a 3.

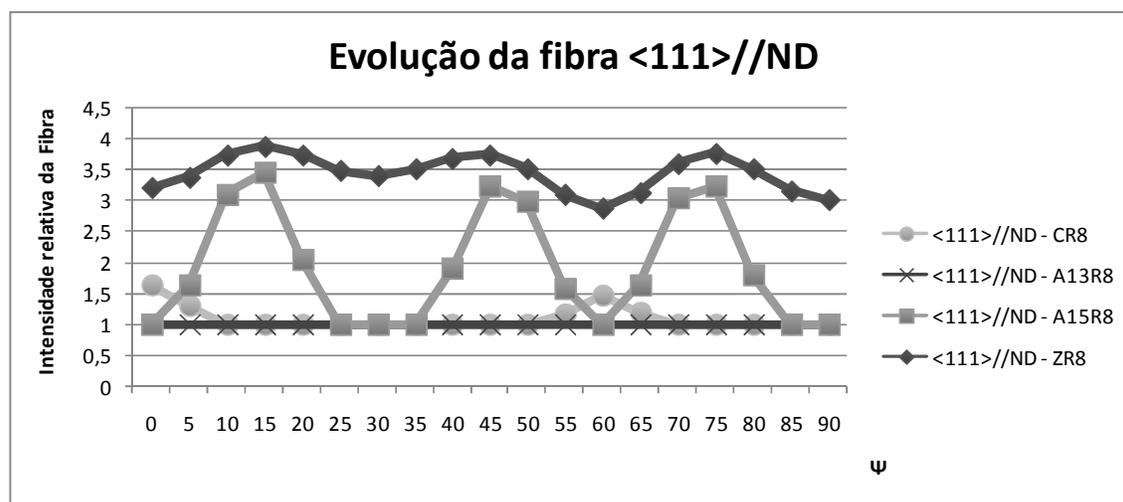


FIG. 5.6 Evolução da fibra <111>//ND nas amostras após recozimento.

5.3 EFEITO DO TIPO DE LAMINAÇÃO NA ENERGIA DE ANISOTROPIA

A partir dos resultados das medidas de textura foi calculada a Energia de anisotropia (E_a), seguindo as equações apresentadas na 2.2.3 deste trabalho, quantificando assim a textura e relacionando com de indução magnética. Os resultados de E_a podem ser observadas na TAB. 5.4, onde são apresentados valores referentes às diferentes direções partindo da direção de laminação (0°) até a direção longitudinal (90°) e a média da mesma. Nota-se que a E_a se manteve menor na laminação convencional nos ângulos menores que 30° e maiores que 60°. Comparando os valores médios de E_a percebe-se que o processo de laminação convencional, igual a $0,71 \times 10^4 \text{ J/m}^3$, foi 0,03 menor que o processo de laminação cruzada, 0,05 menor que a laminação assimétrica com razão 1,3 e 0,06 que a assimétrica com razão 1,5 o qual teve maior E_a . Sendo assim, como esperado a indução magnética média calculada foi maior na laminação convencional chegando a 1669,7 mT. Já na direção de laminação o maior B50 também foi na

laminação convencional com 1700,9 mT, no entanto seguido pela laminação assimétrica com razão 1,5 que teve indução igual a 1673,2 mT.

TAB. 5.4 Resultado do calculo da Ea nas direções paralelas ao plano da chapa das amostras com 80% cde redução.

	α	$Ea(x10^4 \text{ J/m}^3)$			
		<i>CR8</i>	<i>ZR8</i>	<i>A13R8</i>	<i>A15R8</i>
Ângulo com a direção de Laminação	0	0,64	0,73	0,76	0,75
	10	0,65	0,72	0,75	0,76
	20	0,72	0,73	0,74	0,77
	30	0,80	0,74	0,74	0,77
	40	0,84	0,75	0,76	0,78
	50	0,83	0,75	0,78	0,78
	60	0,75	0,75	0,78	0,78
	70	0,66	0,74	0,78	0,79
	80	0,60	0,74	0,76	0,78
	90	0,59	0,75	0,73	0,76
Ea Média		0,71	0,74	0,76	0,77
B ₅₀ Médio (mT)		1669,7	1654,4	1646,5	1641,1
B ₅₀ em DL (mT)		1700,9	1660,4	1647,2	1673,2

O gráfico ilustrado na FIG. 5.7 apresenta a variação da Ea em função do ângulo de laminação das amostras com 80% de redução das laminações convencional, cruzada e assimétricas. Observa-se um pico de intensidade na Ea próximo a direção de 45° com direção de laminação (DL) na laminação convencional.

As laminações assimétricas e cruzada apresentaram variações consideravelmente menores em relação a convencional ao longo das direções, sendo a diferença entre o maior e menor valores de Ea na laminação assimétrica com razão entre cilindros de 1,3 sendo $0,10 \times 10^4 \text{ J/m}^3$ enquanto a laminação convencional apresenta $0,32 \times 10^4 \text{ J/m}^3$. Como podemos observar, de maneira geral, a amostra de laminação convencional apesar de grandes variações nos valores

de E_a manteve-se menor na maioria das direções. Observa-se que a assimétrica de 1,5 manteve intensidades de E_a superiores aos demais processos. A laminação cruzada apresentou comportamento similar ao das assimétricas, no entanto teve menores valores de E_a tendo média igual a $0,74 \times 10^4 \text{ J/m}^3$.

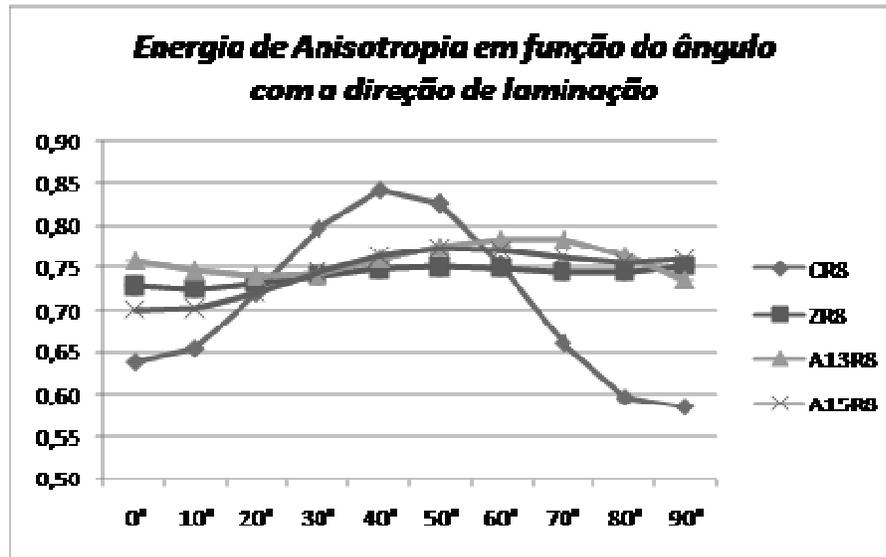


FIG. 5.7 Energia de Anisotropia para diferentes tipos de laminação com 80% de redução após recozimento.

A TAB. 5.5 apresenta os resultados de E_a em cada direção das amostras com 70% de redução após recozimento, bem como sua média e os valores calculados de indução magnética B_{50} médio e na direção de laminação. Nestes parâmetros podemos observar que o processo com maior eficiência foi a laminação cruzada com E_a média igual a $0,70 \times 10^4 \text{ J/m}^3$ e B_{50} igual a 1670,9 mT, seguido pelo processo de laminação convencional cujo valor médio de E_a foi $0,71 \times 10^4 \text{ J/m}^3$ e B_{50} 1666,2 mT. Ambos os processos de laminação assimétrica apresentaram E_a médio próximos de $0,76 \times 10^4 \text{ J/m}^3$, nota-se que mesmo com pouca diferença nos valores de E_a , há uma variação considerável em B_{50} , na laminação com razão 1,3 a indução calculada foi 1647,1 mT e com razão 1,5 foi 1644,4 mT. Os valores de B_{50} para 0° são os mesmos para as laminções cruzada e convencional com 1684,1 mT, seguido pela assimétrica de 1,3 e 1,5 chegando a valores de indução iguais a 1653,8mT e 1646,6mT respectivamente.

A FIG. 5.8 ilustra o comportamento citado acima, como podemos observar a amostra de laminação cruzada mantém comportamento similar as amostras de laminação assimétrica,

com pouca variação nos valores de E_a . Já a amostra de laminação convencional com 70% de redução apresenta comportamento similar ao da amostra com 80%, com pico de E_a próximo a 45°. As intensidades da laminação cruzada por serem inferiores as demais, tornam o tipo de laminação mais eficiente neste grau de redução, observe que os valores de E_a permanecem abaixo de $0,75 \times 10^4 \text{ J/m}^3$.

TAB. 5.5 Resultado do calculo da E_a para as amostra com 70% de redução.

	α	$E_a(\times 10^4 \text{ J/m}^3)$			
		CR7	ZR7	A13R7	A15R7
Ângulo com a direção de Laminação	0	0,68	0,68	0,74	0,76
	10	0,69	0,68	0,74	0,75
	20	0,73	0,69	0,74	0,75
	30	0,78	0,70	0,75	0,75
	40	0,81	0,71	0,76	0,76
	50	0,79	0,71	0,77	0,76
	60	0,74	0,71	0,76	0,77
	70	0,68	0,71	0,76	0,77
	80	0,63	0,72	0,76	0,78
	90	0,63	0,73	0,77	0,79
Ea Média		0,715	0,705	0,757	0,763
B ₅₀ Médio (mT)		1666,2	1670,9	1647,1	1644,4
B ₅₀ em DL (mT)		1684,1	1684,1	1653,8	1646,6

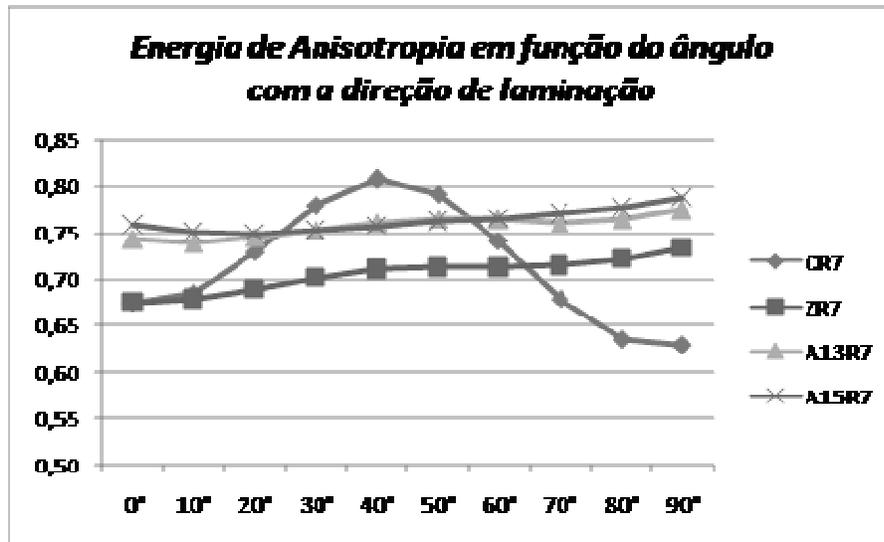


FIG. 5.8 Energia de Anisotropia para diferentes tipos de laminação com 70% de redução após recozimento.

A FIG. 5.9 compara todos os resultados de B_{50} médios calculados, podemos observar que, nas condições realizadas neste trabalho, o processo de laminação convencional apresenta-se mais eficiente em relação aos assimétricos nos em ambos os graus de redução. Já a laminação cruzada com 70% de redução apresentou o maior valor de indução chegando a 1670,9 mT, no entanto, ao aumentar para 80% de redução apresentou um decréscimo com indução 1654,5 mT. Comparando as laminações assimétricas pode-se observar o pior resultado de B_{50} na assimétrica com razão de 1,5. Com exceção da laminação convencional nota-se os valores de indução diminuíram com o aumento da redução de 70% para 80%.

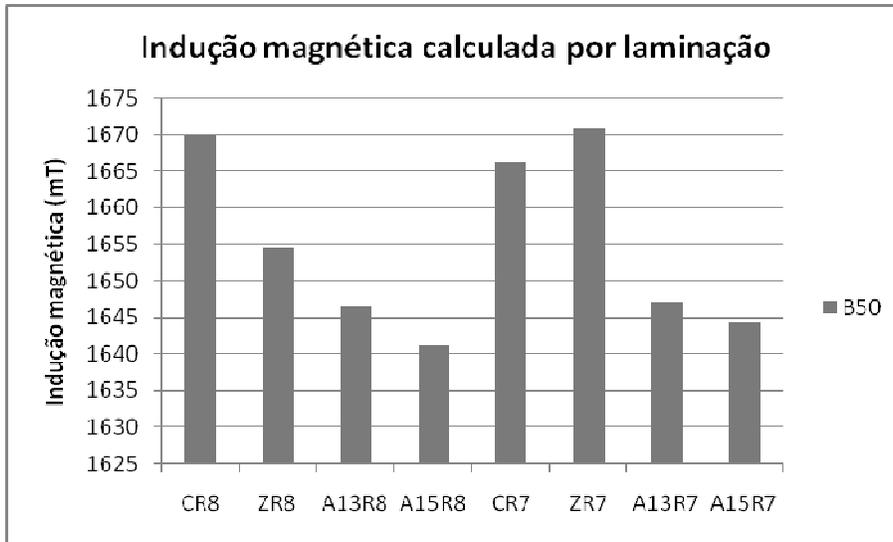


FIG. 5.9 Indução magnética calculada para cada parâmetro de laminação.

6 CONCLUSÃO

Dos resultados e discussões deste trabalho pode-se concluir que:

- As componentes de textura apresentaram resultados similares nas amostras laminadas a frio nos diferentes tipos de laminação com comportamento típico de material CCC deformado;
- em relação a laminação convencional a laminação cruzada intensifica as componentes de textura cubo e cubo rodado durante a laminação, após o recozimento ambas apresentam grandes intensidades da componente Goss. A laminação cruzada proporciona maior tamanho de grão médio;
- em relação a laminação convencional a laminação assimétrica 1,3 reduz as componentes Goss rodado e fibra- γ no material laminado e a Goss no recozido. A laminação assimétrica aumenta a energia de anisotropia.;
- em relação a laminação convencional a laminação assimétrica 1,5 diminui a fibra- γ na laminação e aumenta as componentes cubo e cubo rodado após o recozimento. A laminação assimétrica aumenta a energia de anisotropia. A laminação assimétrica com razão 1,5 proporciona menor tamanho de grão médio;
- em relação a laminação assimétrica observou-se que o aumento da razão entre os cilindros não provoca grandes alterações nas componentes de textura na laminação, no entanto, após o recozimento intensifica as componentes cubo e cubo rodado e reduz a componente Goss. O aumento da razão gerou um aumento da E_a e uma redução de B50;
- na comparação entre laminação assimétrica e cruzada ficou claro que a laminação cruzada proporciona tamanhos de grão médio quase 4 vezes maiores. A laminação cruzada produz maiores intensidade de cubo rodado na laminação e Goss após o recozimento. Os valores de E_a da laminação cruzada são menores que da assimétrica;
- durante o processo de laminação assimétrica são desenvolvidos diferentes componentes de textura ao longo das espessuras das amostras devido a

heterogeneidade da deformação causado pelo processamento;

- o processo de laminação mais eficiente foi a laminação cruzada com 70% de redução, pois, obteve tamanho de grão médio mais próximo do descrito pela literatura como ideal, além de ter os melhores resultados de Ea e B50;

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar experimentalmente as propriedades magnéticas do aço proveniente de laminação assimétrica e laminação cruzada;
- analisar as propriedades mecânicas do material laminado e recozido pelos diferentes tipos de laminação;
- investigar as diferenças nas microestruturas do material laminado pelos diferentes processos;

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BACALTCHUK, C.M.B. **Effect of Magnetic Annealing on Texture and Microstructure Development in Silicon Steel**. The Florida State University College of Engineering, 2005, Tese de Doutorado.
- BARBOSA, R.; SANTOS, D.; BORATTO, F. **Fundamentos da Laminação Controlada**. Fundação Christiano Ottoni, Belo Horizonte, 1989. 328 P.
- BARRETT, C.S. **Structure of Metals**. McGraw-Hill, N.Y., 1952.
- BARROSA, J. SCHNEIDERA, J.B, VERBEKENA, K.L, HOUBAERTA, Y. **On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320 (2008) 2490–2493
- BARROS, J., SCHNEIDER J., VERBEKEN, K., HOUBAERT, Y. **On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320 (2008) 2490–2493
- BLUM, W. E., MCQUEEN, H.J. **Dynamics of recovery and recrystallization**. Materials Science Forum, vol. 217, pp. 31-42, 1996.
- BOLL, R. **Soft Magnetic Metals and Alloys**. In: R. W. Cahn, P. Haasen And E.J. Kramer, Volume Editor K.H.J Buschow. **Materials Science And Technology: A Comprehensive Treatment**, Weinheim, Vch, V.3b, P. 399-450, 1992.
- BOTELHO, R. A. - **Laminações assimétricas e propriedades de aços elétricos GNO com 3,0% de silício**. - Rio de Janeiro. Instituto Militar de Engenharia, 2012.
- BUERGER, R.; LEHMANN, G., LINDNER, W., WICH, H., WLETING, J. **Chapa de aço elétrico de grão não-orientado e processo de fabricação**. Patente EP 0 431 502 A2, 1991.
- BURGERS, W.G. E LOUWERSE, P.C. **Über den Zusammenhang zwischen Deformationsvorgang und Rekristallisationstextur bei Aluminium**. **Zeitschrift für Physik**, vol. 67, pp. 605-678, 1931

- BUNGE H. J., **Texture Analysis In Materials Science**, Butterworths, 1982.
- BUTRON-GUILLÉN, M. P.; VIANA, C. S. da C.; JONAS, J. J. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 28A, p. 1755, 1997.
- BUYS, B.- **Desenvolvimento de Aços Elétricos para Abrir novos Mercados**. – Inovação Tecnológica UNIEMP Vol.2 nº5 Nov/Dez 2006.
- CAMPOS, M. F. **Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em aços Elétricos**. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.
- CAMPOS, M.F., FALLEIROS, I.G.S., LANDGRAF, F.J.G. **Análise crítica do modelo das perdas em excesso**. 58º Congresso Anual da ABM, 21 a 24 de julho de 2003, Rio de Janeiro RJ
- 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, no11, p. 1-9, 1998.
- CHANG, S.K., **Effects of Co, Mo, and Ni on magnetic properties in 3Si-0.1Sn-0.08Sb alloyed non-oriented electrical steels**. Journal Materials Science (2006) 41:7380–7386.
- CHEN, C.-W. **Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials**. New York, Dover, 1986.
- CHRISTIAN, J. W. **The Theory of Transformations in Metals and Alloys**. Pergamon, Oxford, 1965.
- CUNHA, M.A., LUNA, P.C. **Textura e Anisotropia do Aço Silício**. 55º Congresso anual da ABM – Julho 2000- Rio de Janeiro.
- CUNHA, M.A., PAOLINELLI, S.C. **Effect Of The Annealing Temperature On The Structure And Magnetic Properties Of 2%Si Steel**. Apresentado No Congresso De Estruturologia De 2001, Tiradentes.

- CUNHA, M.A., PAOLINELLI, S.C. **Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 254–255 (2003) 379–381
- CUNHA, M.A., PAOLINELLI, S.C.; **Low core loss non-oriented silicon steels** - Journal of magnetism and magnetic materials 320 (2008) 2485–2489
- CUNHA, M. A. ; PAOLINELLI, S. C.; **Evolution of non-oriented silicon steel texture on recrystallization and grain growth.** MATERIALS SCIENCE FORUM, V. 467-47, P. 869-874, 2004.
- CULLITY, B. D.; **Elements of X-Ray Diffraction.** 2 Edição. Addison-Wesley Publishing Company, 1978.
- DAFE, S. S., PAOLINELLI, S. C., Cota, A. B. - **Influence of thermomechanical processing on shear bands formation and magnetic properties of a 3% Si non-oriented electrical steel.** - Journal of Magnetism and Magnetic Materials 323 (2011) 3234–3238
- DE PAEPE, A., ELOOT, K., DILEWIJNS, J. E STANDAERT, C. (1995). **Effect of hot rolling parameters on the magnetic properties of a low-silicon ultra low-carbon steel.** Paper presented at SMM 12, September 1995, Krakow, Poland, to be published to Journal of Magnetism and Magnetic Materials
- DOHERTY, R.D. **Recrystallization of Metallic Materials.** Ed. By Frank Haessner. Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1978.
- CARRAMANHOS, D. M. **Texturas De Deformação E Recristalização De Aços Inoxidáveis Ferríticos dos Tipos AISI 430 E 409.** Instituto Militar De Engenharia, 2006, Dissertação De Mestrado.
- DOHERTY, R.D.; HUGHES ET AL. **Current issues in recrystallization: a review.** Materials Science and Engineering A-structural materials properties microstructure and processing. vol. 238:(2), pp. 219-274, 1997.
- DUNKLE, R. P.; GOODENOW, R. H. **Closing the GAP with Electrical Lamination Steels: A Producer's Point of View.** Soft and Hard Magnetic Mat. with Applications, p. 41-54, 1986.

- ENGLER, O., VATNE, H.E., NES, E.; **The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium.** *Materials Science and Engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, vol. 205:(1-2), pp. 187-198, 1996.
- ENGLER, O.; KONG, X.W. E YANG, P. **Influence of particle stimulated nucleation on the recrystallization textures in cold deformed Al-alloys - Experimental observations.** *Scripta Materialia*, vol. 37:(11), pp. 1665-1674, 1997.
- ENGLER, O.; **On the origin of the R orientation in the recrystallization textures of aluminum alloys.** *Metallurgical and Materials Transactions A.*, vol. 30:(6), pp. 1517-1527, 1999.
- ENGLER, O.; **An EBSD local texture study on the nucleation of recrystallization at shear bands in the alloy Al-3Mg.** *Scripta Materialia*, vol.44:(2), pp. 229-236, 2001.
- FELIX, R. A. C.; **Influência do tamanho de grão e das adições de Al e Mn nas propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado com 3%Si.** Instituto Militar De Engenharia, 2005, Dissertação De Mestrado.
- FISCHER, O., SCHNEIDER, J. - **Influence of deformation process on the improvement of non-oriented electrical steel.** - *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 254–255 (2003) 302–306
- LANDGRAF, F. J. G., TAKANOHASHI, R., CAMPOS, M. F. **Tamanho De Grão E Textura Dos Aços Elétricos De Grão Não-Orientado** – Workshop sobre textura e relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização, crescimento de Grão, 2001.
- FUKUHARA, M., LANDGRAF, F.J.G., YONAMINE, T. **Material de Referência para Ensaios de Propriedades Magnéticas no Quadro de Epstein.** 59º Congresso Anual da ABM - Internacional - 19 a 22 de julho de 2004, São Paulo
- FUKUHARA, M., YONAMINE, T., MISSELL, F. P. **Reference material for magnetic measurements in Epstein frame.** -XVIII IMEKO WORLD CONGRESS, Setembro, 2006.
- GOMES E, SCHNEIDER J, VERBEKEN K, BARROS J, HOUBAERT Y. **Correlation between microstructure, texture, and magnetic induction in nonoriented electrical steels.** *IEEE Trans Magn* 2010;46:310–3.

- GORELIK, S.S. **Recrystallization in Metals and Alloys**, Moscow : Mir, 1981.
- GOSS, N. P. **Electrical sheet and method for its manufacture and test**. U.S. Patent 1965559, 1934.
- HEO, N.H. **Role of cold rolling texture and heating rate on final texture and magnetic induction in electrical steels**. Materials Letters n 59 (2005) 2170– 2173
- HJELEN, J.; ORSUND R. & NES E. **Overview 93: On the origin of recrystallization textures in aluminum**. Acta Metallurgica e Materialia, vol. 39:(7), pp. 1377-1404,1991
- HONDA, A.;SATO, K.; OHYAMA, I. **Effects of core materials on efficiency of inverter drive motor**. Kawasaki Steel Tech. Rep., n. 39, P. 36-40, 1998.
- HOU, C.K., **Effect of silicon on the loss separation and permeability of laminated steels** Magn. Magn. Mater. 162 (1996) 280.
- HOU, C.K. **Effect of hot band temper rolling strain on the magnetic properties of low-carbon electrical steels** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 162 (1996) 291-300
- HÖSCHER, M., RAABE, D. E. **Rolling and recrystallization textures of BCC steels**. Steel Research, 199162, 567-575.
- HUMPHREYS F. J. (1977). **The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium**. Acta Metall., 25, 1323-1344.
- HUMPHREYS, F. J., **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. Pergamon, Oxford, 1995.
- HUNADY, J., CERNIK, M., HILINSKI, E.J., PREDMERSKY, M., MAGUROVA, A. **Influence of chemistry and hot rolling conditions on high permeability non-grain oriented silicon steel** - Journal of Magnetism and Magnetic Materials 304 (2006) e620–e623

- HUTCHINSON, W. B. **Development and Control of Annealing Textures in Low-Carbon Steels.** International Metals Reviews, v. 29, n. 1, p. 25-42, 1984.
- HUTCHINSON, W. B. **Mechanisms of recrystallization and texture evolution in cold rolled steels.** Proceedings of the 21st Riso International Symposium on Materials Science: Recrystallization - Fundamental Aspects and Relations to Deformation Microstructure, p. 601-606. Editors: N. Hansen, X. Huang, D. Juul Jensen, E.M. Lauridsen, T. Leffers, W. Pantleon, T.J. Sabin and J.A. Wert. Riso National Laboratory, Roskilde, Denmark, 2000.
- JI, Y.H.. PARK J. J. - **Development of severe plastic deformation by various asymmetric rolling processes.**, Materials Science and Engineering A 499 (2009) 14–17
- KANG, S. B., MIN, B. K., KIM, H. W., WILKINSON, D. S., KANG, J. - **Effect of Asymmetric Rolling on the Texture and Mechanical Properties of AA6111-Aluminum Sheet.**, metallurgical and materials transactions a volume 36a, Novembre 2005—3141
- KANG, H.G., LEE, K.M., HUH, M.Y., KIM, J.S., PARK, J.T., ENGLER, O. - **Quantification of magnetic flux density in non-oriented electrical steel sheets by analysis of texture components.** - Journal of Magnetism and Magnetic Materials 323 (2011) 2248–2253
- KESTENS, L., JONAS, J. J., VAN HOUTTE, P. E AERNOUDT E., **Orientation selection during static recrystallization of cross rolled non-oriented electrical steels textures and microstructures**, 1996, VOL. 26-27, PP. 321-335
- KIM, J. K., JEE, Y., K., HUH, M. Y., **Formation of textures and microstructures in asymmetrically cold rolled and subsequently annealed aluminum alloy 1100 sheets.**, JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 39 (2004) 5365 – 5369
- KUBOTA, T.; NAKAYAMA, T. **Process for production of non-oriented electrical steel sheet having excellent magnetic properties.** Int. Cl.5 C21D 8/12. EP 0 511 601. Apr, 24, 1992.
- KUMAZAWA, M., **Process for Producing Steel Sheet of Cube-on-Face Texture Having Improved Magnetic Characteristics.**,U.S. Patent 3,947,296.; 1976

- LANDGRAF, F.J.G.; NAU, S.; DOKONAL, L.V.; PEREIRA, E.; **Non oriented electrical steels in Brazil: production, research, market and technical requirement trends.** Anais da Intertech Conference SoftMag 2000, Apresentação 9, Abril de 2000, Ed. Intertech EUA, 2000.
- LANDGRAF, F.J.G., EMURA, M., ITO, K., CARVALHO P.S.G. - **Effect of plastic deformation on the magnetic properties of non-oriented electrical steels.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials. v. 215 - 216 (2000) p.94-96
- LANDGRAF, F. J. G. . **Propriedades Magnéticas de aços para fins elétricos.** In: Ivani Bott; Paulo Rios; Ronaldo Paranhos. (Org.). Aços: perspectivas para os próximos 10 anos. 1a ed. Rio de Janeiro: 2002, p. 109-128.
- LANDGRAF, F.J.G., YONAMINE, T., TAKANOHASHI, R., SILVA, F.Q., TOSETTI, J.P.V., NETO, F.B., ALBERTIN, E., MAZZARELLA, V.N.G., FALLEIROS, I.G.S., EMURA, M. **Magnetic properties of silicon steel with as-cast columnar structure** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 254–255 (2003) 364–366
- 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, v. 11, n.1, p. 61-69 1989
- LEE, S.H., LEE, D.N. - **Analysis Of Deformation Textures Of Asymmetrically Rolled Steel Sheets** International Journal Of Mechanical Sciences 43 (2001) 1997–2015
- LEE, K.M., LEE, H.C. **Grain refinement and mechanical properties of asymmetrically rolled low carbon steel.** Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 1574–1579
- LIMA, N.B., LIMA, L.M.G., PADILHA, A.F. **Texturas de recristalização. - Workshop sobre textura e relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização, crescimento de Grão,** 2001.
- LITTMANN, M. F. **Iron and silicon-iron alloys.** IEEE Trans. Magn., v. MAG-7, n.1, p. 48-60, 1971.
- LIU, G., WANG, F., ZUO, L., QI, K.M., and LIANG, Z.D., **Effect of Cross Shear Rolling on Textures and Magnetic Properties of Grain Oriented Silicon Steel.** Scripta Materialia, Vol. 37, Nº12, pp.1877-1881, 1997

- LIU H. T., LIU, Z. Y., SUN, Y., QIU, Y. Q., LI, C. G., CAO, G. M., HONG, B. D., KIM, S. H., WANG, G. D. - **Formation of {001} b510> recrystallization texture and magnetic property in strip casting non-oriented electrical steel.** - Materials Letters 81 (2012) 65–68
- LOW, M. **Determinação do estágio inicial da recristalização em ligas de alumínio por difração de raios-X.** Dissertação de Mestrado. IPEN/CNEN-SP, Universidade de São Paulo, 113 páginas, 2000.
- MCCURRIE, R. A. **Ferromagnetic Materials - Structure And Properties.** London, Academic Press, 1994.
- MEKHICHE, M.; WAECKERLÉ, T.; CORNUT, B. **Influence of low Al content on anomalous growth in 3% Si-Fe magnetic sheets.** J. Magn. Mat., v. 133, p. 159-162, 1994.
- MOSES, A. J., **Energy efficient electrical steels: Magnetic performance prediction and optimization.** Scripta Materialia 67 (2012) 560–565
- PADILHA, A.F. E SICILIANO Jr., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura.** Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, São Paulo, 1996.
- PADILHA, A.F.; RANDLE, V. & MACHADO, I.F. **Microstructure and microtexture changes during solution nitriding to produce austenitic case on ferritic-austenitic duplex stainless steel.** Materials Science and Technology, vol. 15:(9), pp. 1015-1018, 1999.
- PAIVA, C.H.P.; AMARO, J.R.L.; TELES, L.S.; ROSA, R.L.O.; JÚNIOR, R.P.G.; SALDANHA, T.A.; BEZERRA, V.H.G. **Avaliação de textura cristalográfica para fins magnéticos em função do coeficiente de anisotropia magnetocristalina e parâmetro de textura A.** Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT, Joinville, SC, 2012.
- PAOLINELLI, S. da C. **Desenvolvimento do produto GNO E-110 de perdas magnéticas ultra baixas.** In: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, 2, São Paulo, SP, 997. Anais. São Paulo, ABM, 1998 (em CD-ROM).

- PAOLINELLI, S.C., CUNHA, M;A., **Development of a new generation of high permeability non-oriented silicon steels.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 304 (2006).
- PARK, J.T., SZPUNAR, J.A. **Evolution of recrystallization texture in nonoriented electrical steels** Acta Mater. 51 (2003) 3037-3051.
- PARK, J.T., SZPUNAR, J.A., **Effect of initial grain size on texture evolution and magnetic properties in nonoriented electrical steels** , Journal of Magnetism and Magnetic Materials 321 (2009) 1928–1932
- PERO, S. J., RUIZ, D. M., MARTINEZ, V., VERDEJA, J. I., **Annealing Textures for Drawability: Influence of the Degree of Cold Rolling Reduction for Low-Carbon and Extra Low – Carbon Ferritic Steels.** Materials Characterization, Elsevier Science, 1999.
- PREMUMAR, R., SAMAJDAR, I., VISWANATHAN, N. N., SINGAL, V., SESHEADRI, V. **Relative effect(s) of texture and grain size on magnetic properties in a low silicon non-grain oriented electrical steel** –Journal of Magnetism and Magnetic Materials 264 (2003) 75–85
- RAABE, D., LUCKE, K., **Textures of Ferritic Stainless Steel.** Steel Research, Germany, 1993.
- RAABE, D., **Rolling and Annealing Textures of a Ferritic Stainless Steel With 11 Mass % Cr Content.** ICOTOM – 11, Xi'an, China, pp. 330 – 335, 1996.
- RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. **Cold Rolling and Annealing Textures in low Carbon and Extra Low Carbon Steels.** International Materials Reviews, v. 39, n. 4, p. 129-172, 1994.
- ROS-YÁÑEZ, T.; HOUBAERT, Y.; FISCHER, O. and SCHNEIDER, J. **Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical processing.** Journal of Materials Processing Technology, 143-144, pp.916–921, 2003.
- SAKAI T, HAMADA S, SAITO Y. **Formation Of Shear Texture In A5052 Sheet By Single-Roll Drive Warm Rolling.**In: Sato T, Kumi S, Kobayashi Y, Murakami Y, Editors. Proceeding Of The Sixth International Conference On Aluminum Alloys, Toyohashi, Japan, 1998. P. 1161–6.

- SARDINHA, N., A., **Comparação da textura e propriedades mecânicas de um aço if para estampagem resultante da laminação convencional e assimétrica.** Rio de Janeiro: instituto militar de engenharia, 2012.
- SHA, Y.H., ZHANG, F., ZHOU, S.C., PEI, W., ZUO, L. **Improvement of Recrystallization Texture and Magnetic Property in Non-Oriented Silicon Steel by Asymmetric Rolling.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 320 (2008) 393-396.
- SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. **Recent development on non-oriented electrical steel sheets.** J. Magn. Mat., v. 26, p. 57-64, 1982.
- SHIRKOOHI , G.H. - **Anisotropic Dependence Of Magnetostriction In Electrical Steels Under Applied Linear Stress** - Journal Of Magnetism And Magnetic Materials 157/158 (1996) 516-518
- SIDOR, Y., KOVAC, F., DZUBINSKY, M. - **Modelling of decarburization in electrical steels.** In: Raabe D, editor. Proceedings of the SMM-16 International Conference. Stahleisen: Düsseldorf; 2003. p. 475.
- SIDOR Y, KOVAC F. DZUBINSKY M. **Microstructure and favorable texture development in non-oriented electrical steels.** In: Lamberights M. editor. Proceedings of 2nd international conference on thermomechanical processing of steels. Stahleisen: Düsseldorf; 2004. p. 514.
- SIDOR, Y., KOVAC, F. - **Microstructural aspects of grain growth kinetics in non-oriented electrical steels.** - Materials Characterization 55 (2005) 1– 11
- SIDOR, Y., KOVAC, F., KVACKAJ, T. - **Grain growth phenomena and heat transport in non-oriented electrical steels.** - Acta Materialia 55 (2007) 1711–1722
- SILVA, M. C. A., CAMPOS, M. F., LANDGRAF, F. J. G., FALLEIROS, I. G. S. - **Heterogeneidades de deformação a frio de um aço elétrico com 1,25%Si.** 61º congresso anual da ABM, rio de janeiro – RJ 2006
- SILVA, M. C. A., CAMPOS. **Avaliação da textura e da microestrutura de deformação de um aço elétrico GNO com 1,25% de Si laminado a frio.** Universidade de São Paulo. 2007 Tese de Doutorado.

- SMALLMAN, R.E. E LEE, C.S. **Advances in the theory of deformation and recrystallization texture formation.** Materials Science and Engineering A-structural materials properties microstructure and processing, vol. 184:(2), pp. 97-112, 1994.
- TAKANOHASHI, R; CAMPOS, M. F.; LANDGRAF, F. J. G.; FALLEIROS, I. G. S.; KHAN, H.; FRONZAGLIA, G. C.; **Regiões de grãos de mesma orientação em aços elétricos com 1,25% Si recristalizados.** Anais do 55 Congresso da ABM [CDROM]/ Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000 p.1494-1505
- TAKASHIMA, M.; KOMATSUBARA, M.; MORITO, N. **{001} <210> texture development by two-stage cold rolling method in non-oriented electrical steel.** ISIJ Int., v. 37, n. 12, p. 1263-1268, 1997.
- THORNBURG, D.R. **Cold-Rolling Texture Development In Ti And Ti-Al Alloys,** Carnegie-Mellon University, 1971, Tese De Phd.
- USHIMAGI, Y.; SUGA, Y.; NAKAYAMA, T.; TAKAHASHI, N. **Process for production of double-oriented electrical steel sheet having high flux density.** Int. Cl.5 C21D 8/12. EP 0 318 051. Nov, 28, 1988.
- VANDERSCHUEREN, D., KESTENS, L., VAN HOUTTE, P., AERNOUDT, E., DILEWIJNS, J., MEERS, U.; **The effect of cross rolling on texture and magnetic properties of non oriented electrical steels.** Textures and Microstructures, 1991, Vols 14-15, pp. 921-926
- VIANA, C.S.C., PAULA, A.S. **Texturas de deformação** - Workshop sobre textura e relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização, crescimento de Grão, 2001.
- WALTER, J.L.; KOCH, E.F. **Electron microscope study of the structures of cold-rolled and annealed (100)[001] crystals of high-purity silicon-iron.** Acta Metallurgica, vol. 10, p.1059-1075, Nov. 1962.
- WANG, J., LI, J., WANG, X. F., TIAN, J. J., ZHANG, C. H., ZHANG, S. G., **Effect of Heating Rate on Microstructure Evolution and Magnetic Properties of Cold Rolled Non-Oriented Electrical Steel.** Journal of Iron and Steel Research, International Volume 17, Issue 11, November 2010, Pages 54–61

- XIUGA, G., KEMIN, Q., CHUNLIN, Q. **Magnetic properties of grain oriented ultra-thin silicon steel sheets processed by conventional rolling and cross shear rolling.** Materials Science and Engineering A 430 (2006) 138-141
- XU, Y. Z. Y. LIU, H., LI, C., CAO, G., LIU, Z., WANG, G., **Microstructure, texture and magnetic properties of strip-cast 1.3% Si non-oriented electrical steels.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials 324 (2012) 3328–3333
- YASHIKI, H., KANEKO, T. **Effect of hot-band annealing on anisotropy of magnetic properties in low-Si semi-processed electrical steels** J. Magn. Magn. Mater. 112 (1992) 200.
- YEONG-MAW H. E GOW-YI T.; **Analytical And Experimental Study On Asymmetrical Sheet Rolling** - Int. J. Mech. Sci. Vol. 39, No. 3, Pp. 289 303, 1997.
- YONAMINE, T., LANDGRAF, F.J.G. FALLEIROS, I.G.S., KESTENS, L. **Evolução Da Textura E Das Propriedades Magnéticas De Fe-3,1% Si Durante Deformação Plástica E Recozimento** - 57º Congresso Anual Da Abm – Internacional - Julho De 2002 – São Paulo
- ZHANG, Z. G., LIU, Y D., WANG F. - **Effect of annealing time on recrystallization texture and magnetic property of non-oriented silicon steel under asynchronous rolling.** - Transactions of materials and heat treatment;2010-03
- ZHANG, Y., XU, Y., LIU, H., LI, C., CAO, G., LIU, Z., WANG, G. - **Microstructure, texture and magnetic properties of strip-cast 1.3% Si non-oriented electrical steels.** - Journal of Magnetism and Magnetic Materials 324 (2012) 3328–3333