

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

RODRIGO FELIX DE ARAUJO CARDOSO

**AÇOS ELÉTRICOS DE ALTO SILÍCIO POR IMERSÃO A QUENTE: ANÁLISE DO
PROCESSO E DA MICROESTRUTURA**

Rio de Janeiro

2010

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

RODRIGO FELIX DE ARAUJO CARDOSO

**AÇOS ELÉTRICOS DE ALTO SILÍCIO POR IMERSÃO A QUENTE:
ANÁLISE DO PROCESSO E DA MICROESTRUTURA**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.C.

Rio de Janeiro

2010

c2010

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, microfilmear 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 do orientador.

C268 Cardoso, Rodrigo Felix de Araujo
Aços Elétricos de Alto Silício por Imersão a Quente: Análise do Processo e da Microestrutura / Rodrigo Felix de Araujo Cardoso – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2010.

243 p. : il., graf., tab.

Tese (doutorado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2010.

1. Textura Cristalográfica. 2. Difusão. 3. Aço Elétrico. 4. Materiais Magnéticos. I. Instituto Militar de Engenharia. II. Título.

CDD: 548.8

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

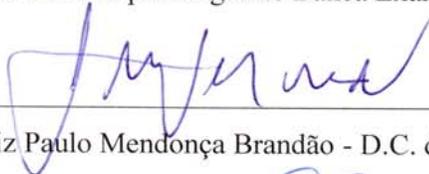
RODRIGO FELIX DE ARAUJO CARDOSO

**AÇOS ELÉTRICOS DE ALTO SILÍCIO POR IMERSÃO A QUENTE: ANÁLISE DO
PROCESSO E DA MICROESTRUTURA**

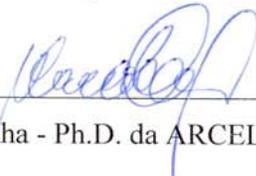
Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.C.

Aprovada em 28 de maio de 2010 pela seguinte Banca Examinadora:



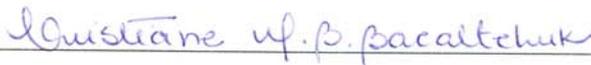
Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.C. do IME - Presidente



Marco Antônio da Cunha - Ph.D. da ARCELORMITTAL INOX BRASIL



Prof. André Luiz Pinto - 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

2010

A todos os excluídos de educação no Brasil e no Mundo.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida e da inteligência e por ter me sustentado nos momentos difíceis e dado a paz de espírito e a força necessária para chegar até o final na realização deste trabalho.

Aos meus pais, minha irmã e irmão por todo o amor, incentivo e apoio.

Ao professor Luiz Paulo Mendonça Brandão, orientador da tese, pelas sugestões, diretrizes, confiança e apoio na realização deste trabalho.

Ao Marco Antônio da Cunha da ARCELORMITTAL, co-orientador da tese, pelo fornecimento do material, orientação, apoio técnico e sugestões que foram essenciais para este trabalho.

Ao professor Clélio pelos conselhos decisivos e apoio durante os 7 anos no IME.

Aos funcionários da SE/4, em especial Sr. Veltri, Sub tenente Feliciano, Joel, Heloisa, Sandra, Cel. R1 José Diniz Mesquita Abruñhosa (ex chefe da SE/4) e outros, pelos serviços prestados no uso dos recursos da instituição.

Ao tecnólogo Carlos Gomes do IME que colaborou durante a fase experimental da tese.

Ao funcionário Irani por todo o apoio no fornecimento de materiais e ferramental.

A COPPE UFRJ, pela utilização do MEV nas análises de EDS.

Ao Centro de Pesquisas da ArcelorMittal, pelo apoio técnico, em especial aos funcionários Geraldo, Dirçenir que verdadeiramente deram uma ótima contribuição para o andamento do trabalho.

A Minas Ligas pelo fornecimento do Silício.

A ValeSul pelo fornecimento das placas de Alumínio.

A Brasmetal pelo fornecimento do aço elétrico de baixo silício.

Ao CBPF, pela utilização de suas instalações, forno, bomba de vácuo e demais aparatos no que diz respeito ao tratamento para difusão e também pela fabricação de peças fabricadas em sua oficina mecânica.

Ao pesquisador Ruben Sommer, pelo apoio nas medidas de resistividade e tudo mais que ajudou para o andar desta tese.

Ao CETEM, pela utilização do MEV na pessoa do Dr. Luiz Carlos Lima.

Ao Exército Brasileiro, através do Instituto Militar de Engenharia, que a mim possibilitou a realização deste curso e crescimento como pessoa e ao me tornar um pesquisador na área de

ciência dos materiais.

A COPPE pela parceria com a utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura.

Aos colegas de curso pela convivência harmoniosa e companheira, Alisson, Rodrigo Amaral, Tatiana , Ricardo, Samuel, Luis, Cilene e demais alunos.

Aos meus amigos, Fernando, Alessandra, Mônica, Carlos, Daniel e outros, pelo apoio, incentivo e amizade.

A Bárbara de Aguiar Costa pelas correções do português.

Aos membros da banca examinadora, pela leitura deste trabalho e valiosas contribuições.

Ao CNPQ pela concessão da bolsa de Doutorado e ainda pela taxa de bancada que sem a qual o trabalho seria muito dificultado.

Avance sempre!

Na vida as coisas, às vezes, andam muito devagar.

Mas é importante não parar. Mesmo um pequeno avanço na direção certa já é um progresso, e qualquer um pode fazer um pequeno progresso.

Se você não conseguir fazer uma coisa grandiosa hoje, faça alguma coisa pequena. Pequenos riachos acabam convertendo-se em grandes rios. Continue andando e fazendo. O que parecia fora de alcance esta manhã vai parecer um pouco mais próximo amanhã ao anoitecer se você continuar movendo-se para frente. A cada momento intenso e apaixonado que você dedica a seu objetivo, um pouquinho mais você se aproxima dele. Se você pára completamente é muito mais difícil começar tudo de novo. Então continue andando e fazendo. Não desperdice a base que você já construiu. Existe alguma coisa que você pode fazer agora mesmo, hoje, neste exato instante. Pode não ser muito, mas vai mantê-lo no jogo. Vá rápido quando puder. Vá devagar quando for obrigado. Mas, seja lá o que for, continue. O importante é não parar!!! (Autor desconhecido)

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	12	
LISTA DE TABELAS	22	
LISTA DE SÍMBOLOS	24	
LISTA DE SIGLAS	26	
1	INTRODUÇÃO	29
1.1	Posicionamento da Proposta.....	29
1.2	Objetivo	30
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	32
2.1	Os Aços Elétricos	32
2.1.1	Perdas no Ferro.....	33
2.1.1.1	A Equação das Perdas Parasíticas	34
2.1.1.2	Curva de Histerese de Materiais Ferromagnéticos.....	34
2.1.2	Propriedades Intrínsecas.....	36
2.1.3	Pontos de Controle na Curva de Magnetização.....	37
2.2	Interação entre Microestrutura e Propriedades Magnéticas	38
2.3	Processo de Fabricação de Aços Elétricos	42
2.3.1	Processo Convencional de Fabricação de Aços Elétricos por Lingotamento Contínuo	43
2.4	Influência dos Parâmetros de Processo de Aços Elétricos na Textura Cristalográfica e nas Propriedades Magnéticas.....	44
2.4.1	Composição Química	44
2.4.2	Laminação a Quente.....	45
2.4.3	Efeito do Tamanho de Grão da BQ na Textura Final dos Aços Elétricos.....	47
2.4.4	Laminação a Frio.....	48
2.4.4.1	Heterogeneidades Microestruturais da Laminação a Frio	49
2.4.4.2	A Textura da Laminação a Frio.....	51
2.4.5	Recozimento Final.....	54
2.4.5.1	Textura de Recristalização dos Aços Elétricos	56
2.5	Produção de Aço Elétrico de Alto Silício (6,5%)	60

2.5.1	Imersão a Quente e Tratamento de Difusão	62
2.5.1.1	Evolução da Microestrutura e Propriedades Magnéticas	64
2.5.1.2	Evolução da Textura de Recristalização em Aços Elétricos de Alto Silício.....	68
2.5.2	Aplicações do Aço Elétrico de Alto Si.....	71
2.5.2.1	Chapa de Aço Elétrico para Motores de Tração HEV	72
2.6	Métodos de Avaliação de Textura.....	73
2.6.1	Função Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC)	77
2.6.2	Relação entre Energia de Anisotropia e Indução Magnética	82
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	84
3.1	Material	84
3.2	Nomenclatura	85
3.3	Tratamentos Termomecânicos	86
3.3.1	Laminação de Encruamento e Recozimento para Crescimento de Grão	90
3.3.2	Imersão a Quente.....	92
3.3.2.1	Sistema de Imersão a Quente	92
3.3.2.2	Cálculo da Espessura Mínima de Revestimento	95
3.3.3	Laminação a Frio Intermediária	97
3.3.4	Recozimento para Difusão	98
3.4	Fabricação da Liga Al/Si.....	100
3.5	Caracterização dos Materiais ao longo do Processo	100
3.5.1	Preparação das Amostras.....	102
3.5.1.1	Preparação das Amostras para Microscopia Óptica	102
3.5.1.2	Preparação das Amostras para Análise de Textura Cristalográfica	103
3.5.1.3	Preparação das Amostras para Teste de Propriedades Magnéticas.....	104
3.5.1.4	Preparação das Amostras para Ensaio de Tração	105
3.5.2	Medição da Textura Cristalográfica	105
3.5.2.1	popLA.....	107
3.5.3	Medição das Propriedades Magnéticas	111
3.5.3.1	Correção da Perda Magnética Total para Espessura de 0,35 mm	114
3.5.3.2	Resistividade Elétrica	115
3.5.4	Análise Química	116
3.5.5	Ensaio de Tração	117

4	RESULTADOS EXPERIMENTAIS	118
4.1	Processo de Imersão a Quente	118
4.1.1	Análise Química da Camada de Revestimento	121
4.2	Análise Metalográfica por Microscopia Óptica	127
4.2.1	Amostras como Recebida	127
4.2.2	Amostras após Imersão a Quente	130
4.2.3	Amostras com Tratamento de Aperfeiçoamento de Textura.....	131
4.2.4	Amostras Após Tratamento para Difusão	133
4.2.5	Verificação da Presença de Precipitados ou Inclusões nos Materiais após Difusão	136
4.2.6	Microestrutura da Seção Transversal	138
4.3	Medidas das Propriedades Magnéticas.....	142
4.3.1	Amostras como Recebida	142
4.3.2	Medidas Magnéticas das Amostras após Tratamento para Difusão.....	143
4.3.3	Perdas Magnéticas Totais Corrigidas para a Espessura de 0,35 mm	144
4.3.4	Separação de Perdas	149
4.3.5	Medidas de Resistividade Elétrica	151
4.4	Medição de Textura Cristalográfica	155
4.4.1	Medição de Textura Cristalográfica das Amostras como Recebida.....	156
4.4.1.1	Descrição da Textura das Amostras como Recebida	157
4.4.1.2	Resumo das Componentes de Textura das Amostras como Recebida.....	160
4.4.2	Medição de Textura Cristalográfica das Amostras após Tratamento para Difusão	161
4.4.2.1	Descrição das Texturas das Amostras do Tipo A.....	162
4.4.2.2	Descrição das Texturas das Amostras do Tipo B.....	167
4.4.2.3	Descrição das Texturas das Amostras do Tipo C.....	173
4.4.2.4	Resumo das Componentes de Textura das Amostras Tratadas.....	179
4.5	Análise de Composição Química por EDS	184
4.5.1	Perfil de Difusão ao longo da Espessura	187
4.6	Medição das Propriedades Mecânicas por Ensaio de Tração.....	190
4.6.1	Propriedades Mecânicas das Amostras como Recebida.....	190
4.6.2	Propriedades Mecânicas das Amostras Tratadas com o Processo de Difusão	192

5	DISCUSSÃO DE RESULTADOS	195
5.1	Análise do Processo de Difusão	195
5.1.1	Difusão do Al e Si nas Amostras Tratadas.....	196
5.1.2	Relação entre Espessura de Revestimento e Teor Acrescido.....	197
5.1.3	Relação entre a Resistividade e os Teores de Si e Al.....	198
5.2	Influência do Silício e Alumínio nas Propriedades do Aço Elétrico.....	199
5.2.1	Perdas Magnéticas.....	200
5.2.2	Propriedades Mecânicas	201
5.2.3	Polarização Magnética J_{50}	201
5.3	Influência das Variáveis de Processo nas Propriedades Magnéticas	203
5.3.1	Temperatura de Imersão a Quente.....	203
5.3.2	Tratamento de Aperfeiçoamento de Textura.....	205
5.3.3	Laminação após Imersão a Quente.....	208
5.4	Influência do Tamanho de Grão sobre as Perdas Magnéticas.....	211
5.5	Comparação das Propriedades Magnéticas entre o Material CR Tratado e os Materiais AR e BR como Recebido	213
5.6	Análise de Textura Cristalográfica das Amostras com Tratamento para Difusão	216
5.6.1	Comparação das Amostras Tratadas com as Recebidas.....	217
5.6.2	Comparação das Texturas entre as Amostras Tratadas dos Tipos A, B e C	218
5.6.3	Efeito da Textura nas Propriedades Magnéticas	219
5.6.4	Energia de Anisotropia Magnetocristalina versus Polarização Magnética	227
5.7	Considerações Finais.....	229
6	CONCLUSÕES	232
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	234
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	235

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 2.1	Curva de histerese de um material ferromagnético (BOLL,1992).	35
FIG. 2.2	Variação de algumas propriedades intrínsecas do Fe em função do teor de Si (LITTMANN, 1971)	36
FIG. 2.3	Curva de magnetização inicial de aços elétricos, mostrando três índices de méritos utilizados (CAMPOS e TSCHIPTSCHIN, 1998)	38
FIG. 2.4	Perdas totais e suas componentes histerética (Ph), parasita (Pp) e anômala (Pa) em seis diferentes aços elétricos utilizados no Brasil (LANDGRAF, 2002).....	40
FIG. 2.5	Processo de fabricação de aços elétricos da ACESITA (ACESITA, 2004)	42
FIG. 2.6	Processo convencional de fabricação dos aços elétricos	43
FIG. 2.7	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).....	45
FIG. 2.8	Diagrama esquemático ilustrando os estágios do processo de laminação controlada e as mudanças na microestrutura em cada estágio (RAY e JONAS, 1990)	46
FIG. 2.9	Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (DUNKLE e GOODENOW, 1986). (o - permeabilidade; □ - perdas)	48
FIG. 2.10	Esquemático das subestruturas formadas durante deformação plástica de aço (GORELIK, 1981). (1 - banda de deformação, 2 - microbandas, 3 - regiões de contorno de grão, 4 - regiões de inclusão)	50
FIG. 2.11	Função de distribuição de uma aço elétrico laminado a frio, $\varphi_2=45^\circ$, notação de Bunge (VIANA, 2001).....	52
FIG. 2.12	Variação das componentes para BQ, amostras laminadas e recozidas (TSCHIPTSCHIN et al. 2000)	54
FIG. 2.13	Curvas de magnetização do ferro em três direções cristalográficas para demonstrar a anisotropia magnetocristalina (MCCURRIE, 1994).....	56
FIG. 2.14	Mapa do coeficiente M de Taylor, calculado seguindo o modelo "full-constraint". Seção $\varphi_2=45^\circ$. Notação de Bunge (RAY ET AL., 1994)	59

FIG. 2.15	Evolução da tensão de fluxo médio com temperatura durante laminação a quente em quatro passes (80, 80, 40 e 35% de redução por passe), todas as amostras reaquecidas em 1150°C (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a).....	61
FIG. 2.16	Rota de processamento para produção de aço elétrico de alto Si e Al (BARROS et al., 2006).....	63
FIG. 2.17	Diagrama de fase Al-Si (INFOMET, 2010)	63
FIG. 2.18	Camadas depositadas após imersão por 20s (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a)	64
FIG. 2.19	Perfis de concentração de Si sobre a espessura da amostra após recozimento em 1250°C em amostras aquecidas rapidamente (FH) e amostras aquecidas vagorosamente (SH) (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a)	65
FIG. 2.20	Evolução dos perfis de concentração de silício com o tempo de recozimento em 1250°C nas amostras com 0,35 mm de espessura (ROS-YÁÑEZ et al.,2004b)	67
FIG. 2.21	Perda do ferro em 1T em função do tempo de recozimento para temperaturas diferentes (0,35 mm de espessura) (ROS-YÁÑEZ et al.,2004b).....	67
FIG. 2.22	Intensidade da Fibra ϵ para (A) três substratos diferentes após laminação intermediária (redução de 70%) e Recozimento em 1100°C por 30min (B) FeSi 2,4% em peso com redução de 40% e recozimentos de difusão diferentes (BARROS et al., 2006).....	69
FIG. 2.23	FDOC do aço elétrico após imersão a quente e recozimento de difusão a) região central com grãos pobres em Si e Al b) região da borda rica em Si e Al (BARROS et al., 2006).....	70
FIG. 2.24	FDOC da camada de Fe ₃ Si após a imersão a quente em um substrato de FeSi de 3% em peso (HOUBAERT et al., 2006).....	70
FIG. 2.25	FDOC sobre toda a espessura na seção longitudinal a) aço usado como substrato b) aço após recozimento de difusão em 1250°C (ROS-YÁÑEZ e HOUBAERT, 2002)	71
FIG. 2.26	Posicionamento e movimentos da amostra na câmara de textura do aparelho de raios-X, para obtenção da figura de polo	74
FIG. 2.27	Ângulos de Euler ψ θ e ϕ de acordo com o sistema de Roe	74

FIG. 2.28	Ângulos de Euler φ_1 , ϕ e φ_2 de acordo com a notação de Bunge.....	75
FIG. 2.29	Matrizes de transformação no sistema de Roe.....	75
FIG. 2.30	Matrizes de transformação no sistema de Bunge.....	76
FIG. 2.31	Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura).....	78
FIG. 2.32	(a) Espaço de orientações de Bunge ; (b) Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ onde são mostradas as fibras DL e DN.....	79
FIG. 2.33	Ábacos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para interpretar as FDOCs em termos de ângulos de Euler e índices (hkl)[uvw].....	81
FIG. 2.34	(a) Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ com as fibras clássicas do sistema cúbico; (b) Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando os nomes de orientações clássicas do sistema cúbico.....	81
FIG. 2.35	B_{50} em função de E_a (CUNHA e LUNA, 2000).....	82
FIG. 2.36	B_{50}/B_S versus E_a para aços elétricos de diferentes teores de Si (CUNHA e LUNA, 2000)	83
FIG. 3.1	Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra AR como recebida	87
FIG. 3.2	Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra AL como recebida	88
FIG. 3.3	Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra BR como recebida	88
FIG. 3.4	Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra BL como recebida	89
FIG. 3.5	Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra CR como recebida sem o tratamento de aperfeiçoamento de textura.....	89
FIG. 3.6	Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra CR como recebida com o tratamento de aperfeiçoamento de textura.....	90
FIG. 3.7	Esquemático da Imersão a quente com tratamento de aperfeiçoamento de textura cristalográfica com laminação intermediária antes da imersão (<i>nomenclatura α</i>) ..	91

FIG. 3.8 Fluxograma da Imersão a quente com tratamento de aperfeiçoamento de textura cristalográfica com laminação intermediária após imersão (nomenclatura β).....	91
FIG. 3.9 Controlador de temperatura (esquerda), forno de imersão com termopar (meio) e forno visto de cima com amostra presa numa pinça dentro do cadinho (direita).....	93
FIG. 3.10 Dispositivo de imersão para controle de velocidade	94
FIG. 3.11 a) cadinho de alumina; b) cadinho robusto e c) cadinho robusto com a liga solidificada	94
FIG. 3.12 Fluxograma da Imersão a quente e recozimento de difusão com laminação intermediária	97
FIG. 3.13 Tubo de quartzo conectado num sistema para realização de vácuo e inserção do gás argônio.....	98
FIG. 3.14 Forno tubular, tubo de quartzo conectado a mangueira, medidor de vácuo e válvula, tubo inserido no forno	99
FIG. 3.15 Barra de alumínio/silício gerado após solidificação	100
FIG. 3.16 Amostras retiradas de cada processo termomecânico.....	101
FIG. 3.17 Procedimento utilizado para lixamento e polimento em uma politriz	103
FIG. 3.18 Placa de alumínio com amostra colada (esquerda) e sem amostra colada.....	103
FIG. 3.19 Amostra preparada para análise de textura cristalográfica	104
FIG. 3.20 Decapagem das chapas para teste de propriedades magnéticas.....	105
FIG. 3.21 Difratorômetro Panalytical modelo X'Pert Pro MRD	106
FIG. 3.22 Algoritmo do método WIMV (baseado em KALLEND, 1998).....	108
FIG. 3.23 Localização de θ e ψ como referência para as TAB. 3.3, TAB. 3.4 e TAB. 3.5..	109
FIG. 3.24 Seções de ODF calculada com o método harmônico para $\phi =$ constante, notação de Roe	111
FIG. 3.25 Diagrama elétrico do Brockhaus.....	113
FIG. 3.26 Medidor Brockhaus.....	113

FIG. 3.27 Configuração convencional dos contatos para o cálculo da resistividade em uma amostra poliedral. I e V representam os fios de corrente e voltagem respectivamente	115
FIG. 3.28 Dispositivo de medição de resistividade (esquerda) e multímetro e fonte de corrente utilizados (direita)	116
FIG. 3.29 Máquina EMIC Universal para ensaios mecânicos	117
FIG. 4.1 Amostras revestidas com a liga de alumínio e silício	118
FIG. 4.2 Micrografia através de MEV por imagem de elétrons retroespalhados da amostra CRI com indicação das regiões onde se realizaram os EDS	122
FIG. 4.3 Micrografia através de MEV por imagem de elétrons retroespalhados da amostra BLI com indicação das regiões onde se realizaram os EDS	123
FIG. 4.4 Micrografia através de MEV por imagem de elétrons retroespalhados da amostra ARI e ALI com indicação das regiões onde se realizaram os EDS	124
FIG. 4.5 Difratoograma da amostra CRI.....	125
FIG. 4.6 Difratoograma padrão e da amostra CRI	125
FIG. 4.7 Difratoograma da amostra BLI	126
FIG. 4.8 Difratoograma padrão e da amostra BLI	126
FIG. 4.9 Exemplo de determinação dos contornos de grão pelo programa AxioVision.....	127
FIG. 4.10 Fotomicrografias microestruturais das amostras como recebida no estado recozida: a) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,35 mm (AR); b) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,5 mm (BR)e c) aço elétrico com 0,8%Si e espessura de 0,6 mm (CR).....	128
FIG. 4.11 Fotomicrografias microestruturais das amostras como recebida no estado laminado: a) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,35 mm (AL); b) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,5 mm (BL)	129
FIG. 4.12 Fotomicrografias microestruturais das amostras logo após imersão a quente.....	130
FIG. 4.13 Fotomicrografias microestruturais das amostras com tratamento de crescimento de grão: a) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,5 mm; b) aço elétrico com 0,8%Si e espessura de 0,6 mm	132

FIG. 4.14 Fotomicrografias microestruturais das amostras com imersão a quente a 900°C seguida de tratamento para difusão: a) aço elétrico do tipo AR sem laminação antes do tratamento para difusão; b) aço elétrico do tipo AL com laminação antes do tratamento de difusão	133
FIG. 4.15 Fotomicrografias microestruturais das amostras com imersão a quente a 900°C com tratamento para difusão: a) aço elétrico do tipo BR com tratamento de crescimento de grão antes da imersão a quente; b) aço elétrico do tipo BL	133
FIG. 4.16 Fotomicrografias microestruturais da amostra com imersão a quente a 850°C e recozimento para difusão: a) aço elétrico do tipo CR	134
FIG. 4.17 Imagens de elétrons retroespalhados através de MEV das amostras ARD2 e ALD2 _{LAM}	136
FIG. 4.18 Imagens de elétrons retroespalhados através de MEV das amostras BRGaD2 e BLD2.....	136
FIG. 4.19 Imagem de elétrons retroespalhados através de MEV da amostra CRD2	137
FIG. 4.20 Imagem de elétrons retroespalhados através de MEV dos precipitados – ARD2	137
FIG. 4.21 Imagem de elétrons retroespalhados através de MEV dos precipitados nos contornos de grão – ARD2.....	138
FIG. 4.22 Micrografia da seção transversal da amostra ARD1 _{LAM} (esquerda) e BLD2 _{LAM} (direita).....	139
FIG. 4.23 Imagem de elétrons retroespalhados do poro indicando as regiões de EDS	140
FIG. 4.24 Imagem de elétrons retroespalhados dos poro indicando as regiões de EDS.....	140
FIG. 4.25 Gráfico indicando a representação da parcela de perda parasítica sob a perda total	146
FIG. 4.26 Gráfico indicando a contribuição das perdas parasíticas sobre as perdas totais...	147
FIG. 4.27 Gráfico relacionando $(P_t/f - P_p/f)$ com $t^{0.5}$	150
FIG. 4.28 Gráfico de temperatura versus Resistividade (esquerda) e temperatura versus silício + alumínio (direita)	152
FIG. 4.29 Imagens das amostras tratadas (1 a 8) ao longo do processo de difusão	152

FIG. 4.30	Imagens das amostras tratadas (9 a 14) ao longo do processo de difusão	153
FIG. 4.31	Gráfico relacionando as amostras com suas respectivas medidas de resistividade elétrica	155
FIG. 4.32	Abácos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ com as fibras que influenciam as propriedades magnéticas.....	156
FIG. 4.33	FDOC da amostra AL, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	157
FIG. 4.34	FDOC da amostra AR, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	157
FIG. 4.35	FDOC da amostra BL, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	158
FIG. 4.36	FDOC da amostra BR, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	158
FIG. 4.37	FDOC da amostra CR, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	159
FIG. 4.38	Gráfico relacionando as amostras como recebida com as fibras e componentes de textura que mais influenciam as propriedades magnéticas	159
FIG. 4.39	FDOC da amostra ALD1 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	162
FIG. 4.40	FDOC da amostra ALD1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	162
FIG. 4.41	FDOC da amostra ALD2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	163
FIG. 4.42	FDOC da amostra ALD2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	163
FIG. 4.43	FDOC da amostra ALD2 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	164
FIG. 4.44	FDOC da amostra ARD2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	164
FIG. 4.45	FDOC da amostra ARD2 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	165
FIG. 4.46	Gráfico relacionando as amostras tratadas do tipo A com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas.....	165
FIG. 4.47	FDOC da amostra BLD1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge.....	167
FIG. 4.48	FDOC da amostra BLD1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge.....	168
FIG. 4.49	FDOC da amostra BLD2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge.....	168
FIG. 4.50	FDOC da amostra BLD2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge.....	169
FIG. 4.51	FDOC da amostra BLD2 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge.....	169

FIG. 4.52 FDOC da amostra BLD2 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge.....	170
FIG. 4.53 FDOC da amostra BRG α D2 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge ...	170
FIG. 4.54 FDOC da amostra BRG α D2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	171
FIG. 4.55 Gráfico relacionando as amostras tratadas do tipo B com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas.....	171
FIG. 4.56 FDOC da amostra CRD2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	173
FIG. 4.57 FDOC da amostra CRG β D1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	174
FIG. 4.58 FDOC da amostra CRG α D1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	174
FIG. 4.59 FDOC da amostra CRG α D1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	175
FIG. 4.60 FDOC da amostra CRG α D2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	175
FIG. 4.61 FDOC da amostra CRG β D2, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge	176
FIG. 4.62 FDOC da amostra CRG α D1 _{Lam} , seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge ...	176
FIG. 4.63 Gráfico relacionando as amostras tratadas do tipo C com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas.....	177
FIG. 4.64 Micrografia através do MEV da amostra AR indicando os pontos de análise de EDS	184
FIG. 4.65 Espectro de EDS da amostra AR como recebida.....	184
FIG. 4.66 Micrografia através do MEV da amostra BR indicando os pontos de análise de EDS	185
FIG. 4.67 Espectro de EDS da amostra BR como recebida.....	185
FIG. 4.68 Micrografia através do MEV da amostra CR indicando os pontos de análise de EDS	186
FIG. 4.69 Espectro de EDS da amostra CR como recebida.....	186
FIG. 4.70 Micrografia através de MEV indicando a forma realizada do LineScan.....	187
FIG. 4.71 Perfil de concentração ao longo da espessura da amostra como recebida AR	188
FIG. 4.72 Perfil de concentração ao longo da espessura das amostras tratadas.....	189

FIG. 4.73	Curvas de tensão-deformação de engenharia das amostras como recebida: a) amostra AR, b) amostra BR, c) amostra AL, d) amostra BL e e) amostra CR	191
FIG. 4.74	Curva de tensão-deformação de engenharia das amostras com recozimento de difusão: a) ARD _{1LAM} , b) BLD2, c) CRG α D1, d) CRG β D2, e) BRG α D1 e f) BRG α D2	193
FIG. 5.1	Gráfico relacionando cada amostra tratada com o teor de Al e Si acrescido após o tratamento de difusão	196
FIG. 5.2	Gráfico relacionando o teor de Al e Si acrescido em porcentagem em peso com a espessura de revestimento	197
FIG. 5.3	Gráfico relacionando a resistividade elétrica com os teores de Si+Al das amostras tratadas	199
FIG. 5.4	Gráficos relacionando o teor de (Si+ Al) com as perdas parasíticas na indução de 1 Tesla nas frequências de 60 Hz (esquerda) e 400 Hz (direita).....	200
FIG. 5.5	Gráfico indicando a relação entre Si+Al versus Polarização Magnética “J ₅₀ ” de cada amostra tratada	201
FIG. 5.6	Gráficos relacionando cada amostra com sua respectiva medida de perda e polarização magnética nas temperaturas de imersão a quente de 850°C e 900°C .	204
FIG. 5.7	Gráficos relacionando cada amostra com sua respectiva medida de perda e polarização magnética em destaque amostras com tratamento de aperfeiçoamento de textura (hachuradas)	206
FIG. 5.8	Gráficos relacionando cada amostra com sua respectiva medida de perda e polarização magnética tendo em destaque amostras com laminação (hachuradas)	209
FIG. 5.9	Gráfico da relação entre tamanho de grão e perdas em 10/60 e perdas em 10/400	212
FIG. 5.10	Gráfico relacionando tamanho de grão das amostras como recebida e tratadas com suas perdas magnéticas	213
FIG. 5.11	Perdas Magnéticas (P _{10/60} e P _{10/400}) das amostras como recebidas e das tratadas da Brasmetal.....	214
FIG. 5.12	Polarização Magnética (J ₅₀) das amostras como recebidas e das tratadas da Brasmetal.....	215

FIG. 5.13	Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras como recebida)	220
FIG. 5.14	Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras tratadas do tipo A)	221
FIG. 5.15	Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras tratadas do tipo B)	222
FIG. 5.16	Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras tratadas do tipo C)	223
FIG. 5.17	Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras como recebida)	224
FIG. 5.18	Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras do tipo A).....	225
FIG. 5.19	Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras do tipo B).....	226
FIG. 5.20	Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras do tipo C).....	226
FIG. 5.21	J_{50}/J_S versus E_a das amostras como recebida.....	227
FIG. 5.22	J_{50}/J_S versus E_a das amostras tratadas	228
FIG. 5.23	J_{50}/J_S versus E_a das amostras tratadas do tipo BLD.....	228

LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1	Diferentes nomenclaturas para as estruturas 1 e 2 apresentadas na FIG. 2.10.....	51
TAB. 2.2	Valores de Indução B_{25} e B_{50} , permeabilidade μ_{15} e tamanho de grão para as amostras S/R, “C” e “E”.....	55
TAB. 2.3	Medida de Indução magnética de saturação (B_s) e Composição Química dos aços	66
TAB. 2.4	Medidas de perdas de energia e parâmetros de gradiente	66
TAB. 3.1	Composições Químicas dos Aços (% em peso).....	84
TAB. 3.2	Nomenclatura das Amostras.....	86
TAB. 3.3	Seção $\phi=45^\circ$ de uma ODF calculada com oWIMV, a partir das figuras de polo recalculadas com método harmônico (CAMPOS, 2000). Notação ver FIG. 3.23 .	109
TAB. 3.4	Seção $\phi=45^\circ$ de uma ODF calculada com oWIMV, diretamente a partir das figuras de polo experimentais (porém incompletas) (CAMPOS, 2000). Notação ver FIG. 3.23	109
TAB. 3.5	Seção $\phi=45^\circ$ de uma ODF calculada com o método harmônico, algoritmo de Roe (CAMPOS, 2000). Notação ver FIG. 3.23	110
TAB. 4.1	Parâmetros da imersão a quente e espessura de revestimento	119
TAB. 4.2	Composição Química das amostras CRI (% em peso).....	123
TAB. 4.3	Composição Química das amostras BLI (% em peso).....	123
TAB. 4.4	Composição Química das amostras ARI E ALI (% em peso)	124
TAB. 4.5	Medidas da tamanho de grão das amostras como recebida.....	129
TAB. 4.6	Medidas da tamanho de grão das amostras após imersão	131
TAB. 4.7	Medidas da tamanho de grão das amostras com tratamento de crescimento de grão	132
TAB. 4.8	Medidas da tamanho de grão das amostras com tratamento para de difusão.....	135
TAB. 4.9	Composição química dos precipitados.....	137
TAB. 4.10	Composição química dos precipitados nos contornos de grão.....	138
TAB. 4.11	Composição química do poro e das regiões ao redor.....	140

TAB. 4.12	Composição química dos poros e das regiões ao redor.....	141
TAB. 4.13	Medidas Magnéticas das amostras como recebidas	142
TAB. 4.14	Medidas Magnéticas das amostras após recozimento para difusão	143
TAB. 4.15	Perdas parasíticas calculadas na espessura original e na espessura de 0,35 mm	145
TAB. 4.16	Perdas magnéticas totais corrigidas para espessura de 0,35 mm	148
TAB. 4.17	Separação de perdas em 60Hz.....	150
TAB. 4.18	Separação de perdas em 400Hz.....	150
TAB. 4.19	Medidas da resistividade elétrica ao longo do tratamento de recozimento de 155°C até 1250°C	151
TAB. 4.20	Medidas de resistividade elétrica e teores de alumínio e silício em peso das amostras tratadas	154
TAB. 4.21	Definição das fibras de textura e relação com as propriedades magnéticas.....	156
TAB. 4.22	Resumo das componentes de textura das amostras como recebida	161

LISTA DE SÍMBOLOS

%	-	Porcentagem (ou percentual)
γ	-	Gama
μ	-	Mícrons
$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$	-	Ângulos de Euler segundo notação de Bunge
(hkl)	-	Índice de um plano cristalográfico específico
μm	-	micrometro (10^{-6}m)
//	-	Paralelo
[uvw]	-	Índice de Miller de uma direção cristalográfica específica
{hkl}	-	Índice de uma família de planos cristalográficos
{hkl}<uvw>	-	Componentes de textura
<uvw>	-	Índice de Miller de uma família de direções cristalográficas
$^{\circ}\text{C}$	-	Graus Celsius
Al	-	Alumínio
AlN	-	Nitreto de Alumínio
B_{25}	-	Indução magnética a 2500 A/m
B_{50}	-	Indução magnética a 5000 A/m
B_r	-	Indução magnética de remanência
C	-	Carbono
Cos	-	Cosseno
d	-	Densidade
D_0	-	Coefficiente de autodifusão
e	-	Espessura
f	-	Frequência
Fe	-	Ferro
Fe- α	-	Ferro-alfa (ferrita) – fase sólida do metal ferro com estrutura cristalina ccc
Fe- γ	-	Ferro gama (austenita) – fase sólida do metal ferro com estrutura cfc
H	-	Campo magnético aplicado no material
Hz	-	Unidade de frequência
$I(\alpha, \beta)$	-	Intensidade difratada na posição da amostra definida pelos ângulos α e β .
J_{50}	-	Polarização magnética a 5000 A/m

J_s	- Polarização Magnética de Saturação
k	- Constante de Boltzmann
K_1	- Constante de anisotropia
Kg	- Unidade de massa
Mn	- Manganês
MnS	- Sulfeto de Manganês
nm	- nanômetro ($10^{-9}m$)
$P_{15/60}$	- Perda magnética a 1,5T/60 Hz
P_a	- Perda anômala
P_h	- Perdas histerética
P_p	- Perda parasítica
P_t	- Perdas totais
S	- Enxofre
Sen	- Seno
Si	- Silício
T_c	- Temperatura de Curie
W	- Unidade de potência
α	- Alfa
β	- Beta
θ	- Teta
μ_o	- Permeabilidade magnética absoluta no vácuo
Φ	- Phi
Ψ	- Psi
Ψ, θ, ϕ	- Ângulos de Euler segundo notação de Roe
Φ	- Fi
ρ	- Resistividade elétrica
η	- Eta
$\mu_{15/60}$	- Permeabilidade magnética a 1,5T/60 Hz

LISTA DE SIGLAS

ACESITA	Companhia de Aços Especiais Itabira
BQ	Bobina a Quente
CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrada
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
CVD	Deposição química por vapor
DL	Direção de laminação
DN	Direção normal
DT	Direção transversal
EBSD	Electron Backscatering Diffraction (Difração de Elétrons Retroespalhados)
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy” (análise de energia de raios X)
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
EQ	Equação
FDOC	Função de Distribuição de Orientação Cristalina
FIG	Figura
GNO	Grão não orientado
GO	Grão orientado
IME	Instituto Militar de Engenharia
LQ	Laminação a Quente
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIO	Microscopia de Imagem por Orientação (Orientation Imagem Microscopy)
ODF	Orientation Distribution Function (Função de distribuição de orientação)
OIM	Orientation Imagem Microscopy (Microscopia por Imagem de Orientação)
PVD	Deposição física por vapor
SIBM	Movimentação de Contornos de Grão induzida por deformação
SMC	Soft Magnetic Composite
TA	Temperatura de acabamento
TAB	Tabela
TG	Tamanho de Grão

RESUMO

Aços elétricos são aços com alto teor de silício que apresentam propriedades magnéticas e mecânicas apreciáveis. São aços magneticamente moles, usados como núcleos de equipamentos para geração, distribuição e utilização de energia elétrica. Daí a importância deles possuírem boas propriedades magnéticas. Aços com teores de 6,5%Si são sugeridos como materiais para amenizar as perdas, uma vez que há o aumento considerável na resistividade elétrica que passam de 45-48 $\mu\Omega\text{cm}$ (3%Si) para 60-80 $\mu\Omega\text{cm}$ (6,5%Si) resultando na redução das perdas parasíticas. A textura cristalográfica dos aços elétricos afeta o desempenho eletromagnético dos equipamentos que se utilizam desses materiais, devido à forte anisotropia de propriedades magnéticas causadas pela fácil magnetização do ferro na direção $\langle 100 \rangle$ em relação a qualquer outra direção. Diversos pesquisadores têm investigado métodos de se fabricar aços elétricos de alto silício sem laminação a frio através de técnicas de enriquecimento de Si e/ou Al sobre a superfície e posterior difusão desses elementos. Uma delas é a imersão a quente em uma liga fundida de Al-Si seguida de um tratamento térmico para difundir os elementos da camada criada para a chapa. Neste trabalho foi realizado aumento do teor de silício e alumínio em dois tipos de chapas de aço elétrico, um com 3,2%Si e outro com 0,8%Si através do processo de imersão a quente, em banho fundido de uma liga de Al com 25%Si seguido de tratamento térmico de difusão a 1250°C. Para aperfeiçoar a textura foi inserida ao processo anterior, uma laminação de encruamento de 5%, seguida de recozimento a 1000°C por 15min e por último uma laminação de 30%. Como resultado: a espessura de revestimento não apresentou uma relação de proporcionalidade com a difusão de Al e Si, devido a formação de camadas intermetálicas; o tratamento para aperfeiçoamento de textura produziu orientações favoráveis às propriedades magnéticas tais como Goss e Cubo. O mesmo tratamento proporcionou menores perdas para as amostras que originalmente tinham 0,8%Si e maiores induções para as com 0,8% e 3,2%Si iniciais; a laminação posterior a imersão a quente foi positiva na obtenção de texturas favoráveis as propriedade magnéticas, diminuindo a fibra γ , intensificando ou fazendo surgir Goss e ainda aumentando a intensidade das fibras η e cúbica. As adições de Al e Si foram efetivas na diminuição das perdas parasíticas diminuindo sua contribuição nas perdas totais e também efetivas na diminuição da indução de saturação e em tornar o material frágil mecanicamente.

ABSTRACT

Electrical steels have high silicon content as well as appreciable magnetic and mechanical properties. These steels are soft magnetic materials and used as core of equipment for electric generation, distribution and usage. Hence, they need have good magnetic properties. Steels with 6,5 wt % Si are suggested as materials for to decrease the losses. Due to considerable increment of electrical resistivity that increase from 45-48 $\mu\Omega\text{cm}$ (3% wt Si) to 60-80 $\mu\Omega\text{cm}$ (6,5 wt %Si) resulting in lesser eddy losses. The crystallographic texture of electrical steels affects the performance of electromagnetic devices that use these materials, due to strong anisotropy of magnetic properties caused by the easy magnetization of iron in the direction $\langle 100 \rangle$ with respect to any other direction. Several researchers have researched methods for production of high silicon electrical steel without cold rolling through techniques of Si and /or Al enrichment on the surface and subsequent diffusion of these elements. One technique is based on hot dipped in a molten alloy of Al-Si followed by diffusion heat treatment to diffuse the elements of the created layer to the plate. In this work, it was realized an increment of silicon and aluminum content in two types of electrical steel sheets: the first one with a 3,2 wt % Si and the other with 0,8 wt % Si. These processes were carried out through the process of hot dipping in a bath of molten alloy Al 25% Si followed by thermal treatment diffusion at 1250° C. In order to improve the texture, it was inserted (to the previous case) a hardening rolling of 5%, followed by annealing at 1000° C during 15min and finally a rolling of 30%. As a result, the coating thickness did not show a proportional relation with the diffusion of Al and Si, due to formation of intermetallic layers; the treatment for improvement of texture produced crystallographic orientations which are favorable for magnetic properties such as Goss and Cube. The same treatment showed lower losses for the samples that originally had 0,8% wt Si and higher inductions for the 0,8 wt % and 3,2 wt % Si initials; the rolling after hot dip was positive in obtaining the favorable textures for magnetic properties with the decreasing the γ fiber, increasing or giving rise to Goss and still increasing the intensity of η fiber and cubic fiber. The Al and Si additions were effective in the reduction of the eddy losses and the induction saturation, moreover these additions became the material fragile mechanically.

1 INTRODUÇÃO

1.1 POSICIONAMENTO DA PROPOSTA

Os aços elétricos são aços planos siliciosos, ou seja, ligados ao silício para uma melhor aplicabilidade elétrica. O silício aumenta a resistividade elétrica, diminui a constante de anisotropia magnética e a magnetostricção do material e torna a magnetização de saturação e perda no ferro mais baixas tanto em média quanto em alta frequência.

Os aços ao silício convencionais têm teores com até 3,5% Si em peso devido à fragilização do material provocada pela presença do silício acima deste teor.

A importância das ligas de Fe-Si na indústria elétrica vem crescendo devido às suas excelentes propriedades eletromagnéticas, as quais são ótimas quando o teor de silício alcança 6,5% em peso (BARROS et al. 2005).

A presença do silício na composição química do aço elétrico, aliada ao rígido controle do processo em todas as suas etapas de produção, garante-lhes ótimas propriedades magnéticas.

Os aços ao silício podem ser de dois tipos: grão orientado (GO) e grão não orientado (GNO). O GO deve possuir as propriedades magnéticas otimizadas na direção de laminação, enquanto o GNO deve apresentar boas propriedades em todas as direções.

Além de possuir propriedades elétricas adequadas para utilização na indústria elétrica, os aços elétricos precisam ter boas propriedades mecânicas. Isto para que o aço possa ser laminado sem comprometer as suas propriedades de maior interesse, as elétricas e magnéticas. Para isso, é feita a adição de alguns elementos de liga, onde o principal e mais usado deles é o manganês (NUNES et al., 2006).

A textura cristalográfica dos aços elétricos afeta o desempenho eletromagnético dos equipamentos que se utilizam desses aços, devido à forte anisotropia de propriedades magnéticas causadas pela fácil magnetização do ferro na direção $\langle 100 \rangle$ em relação a qualquer outra direção, pois o eixo de magnetização espontânea nos cristais de Fe- α é o $\langle 001 \rangle$ e o de pior magnetização é o $\langle 111 \rangle$.

Nas aplicações que requerem perda magnética baixa deveriam ser utilizados os aços com teores de silício mais elevado, uma vez que há o aumento considerável na resistividade

elétrica das chapas Fe-Si, que passam de 45-48 $\mu\Omega\text{cm}$ (3%Si) para 60-80 $\mu\Omega\text{cm}$ (6,5%Si) o que resulta na redução das perdas de energia por corrente induzida (ARAI e ISHIYAMA, 1994).

Todavia a adição de Si torna o aço difícil de ser processado a frio, devido à fragilização mecânica e perda de ductilidade que este elemento químico provoca. Em função disso, os aços de baixa perda têm sido fabricados com adição de Al, que também eleva sua resistividade contribuindo para a redução da perda magnética, porém com melhora da ductilidade (CHEN, 1986).

Esses aços de alto silício podem ser aplicados em situações que exijam alta frequência sendo uma delas em núcleos de motores elétricos de veículos automotores devido o aumento da resistividade elétrica provocado pela presença do silício o que faz diminuir a perdas por corrente parasítica que são dominantes na faixa de alta frequência.

Diversos pesquisadores (HAIJI et al., 1996; CROTTIER-COMBE et al., 1996; KASAMA et al., 2007; ANAYI et al., 2003 e BARROS et al., 2006) têm investigado métodos de se fabricar aços elétricos de alto silício sem laminação a frio através de técnicas de enriquecimento de Si e/ou Al sobre a superfície e posterior difusão desses elementos. Dentre as técnicas tem-se: deposição química por vapor (CVD) e deposição física por vapor (PVD) que consistem em depositar na superfície da chapa do aço elétrico uma fina camada de alto silício que irá se difundir para o aço através do tratamento de recozimento; imersão a quente que consiste em mergulhar as chapas de aço elétrico em uma liga fundida de Al e Si criando uma camada rica em Si e Al na superfície; e a produção de tiras de aço elétrico de alto Si (6,5%Si) diretamente do fundido através do processo de conformação por spray (KASAMA et al., 2007).

1.2 OBJETIVO

Este trabalho tem por objetivo otimizar as propriedades magnéticas através do aumento do teor de silício e alumínio em dois tipos de chapas de aço elétrico, um com 3,2%Si e outro com 0,8%Si. Sendo realizado através do processo de imersão a quente, em banho fundido de uma liga de Al com 25% de Si seguido de tratamento térmico de difusão. Além disso, um outro processamento, unido ao primeiro, será realizado para aperfeiçoar a textura

cristalográfica consistindo em uma laminação de encruamento de 5%, seguida de recozimento a 1000°C por 15 min e por último uma laminação de 30%. Após os processamentos será realizada a caracterização do material com relação a:

- Microestrutura, através de MIO para verificar tamanhos de grão, fase e tipo de estrutura;
- Textura cristalográfica pela técnica de difração de raios-x;
- Propriedades mecânicas com ensaio de tração;
- Propriedades magnéticas pelo equipamento medidor Brokhauss;
- Difusão do Si e Al ao longo da espessura da chapa através da técnica de EDS do MEV.

E por fim sendo discutido os resultados de caracterização fazendo relação dos parâmetros de processo com a difusão, com as propriedades magnéticas e com a textura cristalográfica. Discutindo ainda sobre a influência do Si e Al nas propriedades magnéticas e nas propriedades mecânicas, a relação do tamanho de grão com as perdas, comparação das propriedades magnéticas entre o material da Brasmatal tratado e o da ArcelorMittal como recebido e por último a análise de textura das amostras tratadas relacionado-as com as propriedades magnéticas.

A literatura sobre esse assunto é restrita, pois a técnica de imersão a quente com o objetivo de se aumentar o teor de silício em chapas de aço elétrico está sendo estudada somente por um grupo da Bélgica como pode ser observado nas referências bibliográficas. Deste modo se torna salutar como estudo desta tese de doutorado aprofundar na técnica de imersão a quente acrescentando nela o desenvolvimento de uma textura cristalográfica mais favorável através do aumento do tamanho de grão antes da última laminação com posterior recozimento sendo assim possível posicionar esta proposta de trabalho como inovadora e que proporcionará importante contribuição neste nicho científico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 OS AÇOS ELÉTRICOS

Aços elétricos são aços com alto teor de silício que apresentam propriedades magnéticas e mecânicas apreciáveis. São aços magneticamente moles, usados como núcleos de equipamentos para geração, distribuição e utilização de energia elétrica.

Nestas aplicações, estes aços não conduzem corrente elétrica, e sim, fluxo magnético. Daí a importância deles possuírem boas propriedades magnéticas. Este fluxo magnético circula pelo núcleo dos diversos tipos de equipamentos em que este aço pode ser aplicado. São alguns deles: pequenos, médios e grandes motores de corrente contínua ou alternada; transformadores de força; transformadores de distribuição; hidrogeradores e outros (NUNES et al., 2006).

Os aços para transformadores, chamados de aços elétricos de grão orientado (GO), se beneficiaram do desenvolvimento realizado por Norman P. Goss em 1934 (GOSS, 1934), na qual se gerou uma textura cristalográfica (110) [001] muito intensa em aços siliciosos através de processamento termomecânico. Este componente de textura, também chamado de componente Goss, otimiza a permeabilidade magnética na direção de laminação. Sendo assim, o corte e a montagem das chapas num transformador devem ser projetados de forma que o fluxo magnético seja conduzido paralelamente à direção de laminação das chapas.

Motores elétricos são máquinas em que o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa mudando continuamente de direção. Para esse tipo de aplicação, utilizam-se os aços elétricos de grão não-orientado (GNO), sendo a nomenclatura errônea, uma vez que esses aços também apresentam textura. Por esse motivo o ideal seria dispor de materiais com componente de textura do tipo $\{100\}\langle 0vw \rangle$, 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. Essa orientação também é conhecida como fibra $\langle 100 \rangle$ paralela à direção perpendicular (normal) ao plano da chapa ou fibra cúbica.

Existem duas classes de aços elétricos GNO: os semiprocessados e os totalmente processados. Os aços GNO totalmente processados têm sua textura final desenvolvida na

própria usina siderúrgica, que entrega o material na condição recozida. Os aços semiprocessados são fornecidos com um pequeno encruamento, sendo suficiente para que o recozimento final (feito após o puncionamento do formato final da lâmina pelo usuário final) conduza a um tamanho de grão final na ordem de 100-150 μ m. Durante o recozimento final é gerada uma textura de recristalização e, além disso, ocorrem outros fenômenos, como a descarbonetação e a eliminação de tensões residuais (CAMPOS, 2000).

2.1.1 PERDAS NO FERRO

Há dois tipos principais de perdas a serem consideradas: perdas no ferro ou no núcleo (dissipação de calor por efeito Joule no interior do aço, devido às correntes parasitas) e perdas no cobre (dissipação de calor nos condutores elétricos, ou enrolamentos, por efeito Joule – $P=RI^2$, sendo R a resistência e I a corrente).

O método usual de avaliar perdas no ferro é por meio da separação de perdas, pois permite investigar separadamente o efeito das variáveis em cada uma das componentes, facilitando a compreensão dos efeitos. As perdas no ferro totais (P_t) subdividem-se em: perdas histeréticas - P_h , perdas parasíticas - P_p e perdas anômalas - P_a . A equação a seguir indica a separação em componentes das perdas totais.

$$P_t = P_h + P_p + P_a \quad \text{EQ. 2.1}$$

A componente das perdas histeréticas é geralmente medida pela área da curva de histerese quase-estática (frequência < 0,1 Hz) (CHIN e WERNICK, 1980) sendo o restante correspondente à soma de componentes de perdas parasíticas e perdas anômalas.

O motivo das perdas magnéticas ocorrerem nesses materiais é devido à mudança de fluxo $\frac{dB}{dt}$ que além de induzir corrente no condutor, induz corrente também no núcleo. Essas correntes geram perdas (por efeito Joule) no interior do núcleo, sendo proporcional a RI^2 . Considere “**B**” a indução magnética, “**t**” o tempo, “**R**” a resistência e “**I**” a corrente.

2.1.1.1 A EQUAÇÃO DAS PERDAS PARASÍTICAS

A componente de perda parasítica é calculável pela expressão clássica que foi derivada teoricamente no início do século XX para dar conta da dissipação de energia devida à circulação, no interior do material, das correntes elétricas parasíticas induzidas pela variação do fluxo sendo a equação a seguinte (BOZORTH, 1951):

$$P_p = \frac{(\pi * B * f * e)^2}{6 * d * \rho} \quad \text{EQ. 2.2}$$

onde:

- P_p , perdas parasíticas (W/Kg);
- B, indução máxima do ensaio - (T);
- e, espessura da lâmina - (mm);
- f, frequência de ensaio - (Hz);
- ρ , resistividade elétrica - ($\mu\Omega\text{m}$, ou $10^{-2} \mu\Omega\text{cm}$);
- d, densidade - (kg/m^3 , ou 10^3g/cm^3).

A aplicabilidade da equação de perdas parasíticas restringe-se a frequências não muito elevadas (<500 Hz). A espessura influencia diretamente nessa componente de perda, onde sendo aumentada a espessura, se aumenta o percurso das correntes parasita, o que acarreta acréscimo nas perdas.

2.1.1.2 CURVA DE HISTERESE DE MATERIAIS FERROMAGNÉTICOS

A equação que descreve a curva de histerese da FIG. 2.1 é a seguinte:

$$B = J + \mu_0 H \quad \text{EQ. 2.3}$$

Onde:

H (A/m) - campo magnético aplicado no material;

J (T, Tesla) - o campo gerado pelo material, ou sua polarização magnética;

B (T, tesla) - é a resultante, a soma de $\mu_0 H$ e J;

μ_0 - permeabilidade magnética absoluta no vácuo, igual a $4\pi/10^7$ (T m /A).

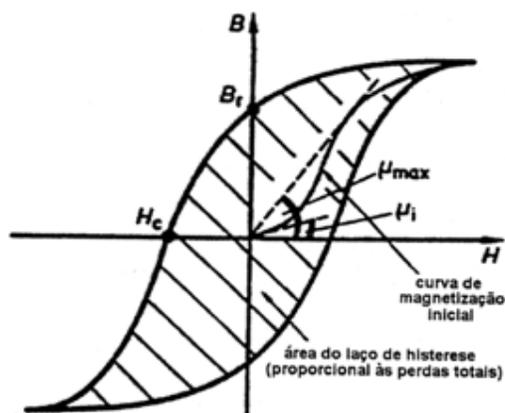


FIG. 2.1 Curva de histerese de um material ferromagnético (BOLL,1992).

A permeabilidade magnética relativa μ_r é definida como sendo $\mu_r = B /(\mu_0 H)$. Essa relação pode ser traduzida da seguinte maneira: para a permeabilidade μ_r ser elevada, um pequeno campo H deve permitir atingir alta indução B. A permeabilidade magnética relativa μ_r é adimensional, sendo às vezes expressa da seguinte maneira $\mu_r = \mu / \mu_0$, onde μ é a permeabilidade.

Uma das melhores maneiras de descrever uma curva de histerese é associando-a ao processo de movimentação de paredes de domínios. Vamos supor um material desmagnetizado (soma dos vetores magnetização espontânea do material é zero, ou $J=0$). Não há campo H aplicado ($H=0$), nessa situação B também é igual a zero. Esse ponto é exatamente a origem do gráfico da FIG. 2.1. Aplicando-se um campo H(+), ocorrerá movimentação de paredes de domínios, e conseqüentemente aumento da quantidade de momentos magnéticos orientados na direção do campo aplicado. Ao elevar-se ainda mais o campo H, os grãos (ou pelo menos sua maioria) acabarão atingindo a condição de monodomínio, o que representa o final da região de movimentação de paredes de domínios. Ampliando-se ainda mais o campo H, ocorrerá rotação de magnetização de domínios nos grãos cuja orientação cristalográfica não está perfeitamente alinhada com o campo magnético, nesse ponto será atingida a

saturação. Neste instante, se H cessar ($H=0$) o B será igual a B_r , sendo esse o ponto conhecido como remanência (apenas rotação ocorre após a remoção do campo H).

2.1.2 PROPRIEDADES INTRÍNSECAS

As propriedades intrínsecas independem da microestrutura, no entanto, dependem da composição química, da fase e também da temperatura. Entre as propriedades intrínsecas estão: ρ - resistividade elétrica; J_s - polarização de saturação; K_1 - constante de anisotropia magnetocristalina; T_c - temperatura de Curie.

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).

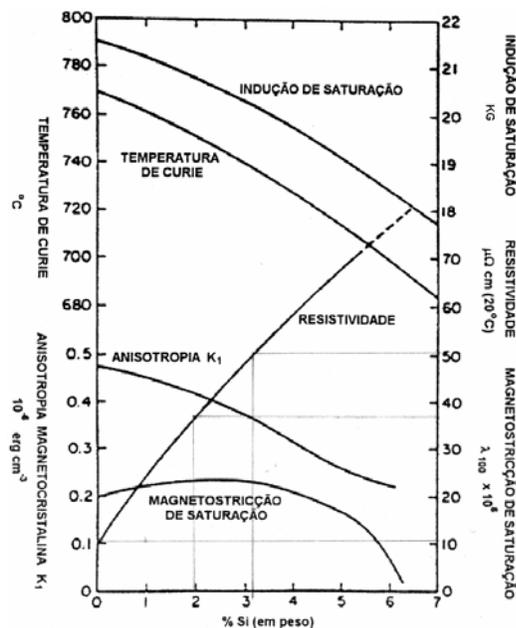


FIG. 2.2 Variação de algumas propriedades intrínsecas do Fe em função do teor de Si (LITTMANN, 1971)

Observa-se que conforme aumenta o teor de silício a resistividade elétrica cresce, a temperatura de Curie diminui junto com a indução de saturação e além disso a magnetostrição de saturação alcança o valor nulo quando o teor de silício é igual a 6,5% em

peso (FIG. 2.2).

Algumas equações empíricas podem ser utilizadas para descrever com boa aproximação o efeito do Si e Al em propriedades como resistividade, polarização de saturação e constante de anisotropia magnetocristalina (MATSUMURA e FUKUDA, 1984) apresentadas a seguir:

$$\rho (\mu\Omega.m) = 0,12 + 0,11 (C_{Si}+C_{Al}) \quad \text{EQ. 2.4}$$

$$J_s (T) = 2,16 - 0,048 (C_{Si}+C_{Al}) \quad \text{EQ. 2.5}$$

$$K_1 = (10^4 \text{ J/m}^3) = 4,8 - 0,4 C_{Si} \quad \text{EQ. 2.6}$$

Ao lado do Si, o Al costuma também ser adicionado como elemento de liga nos aços elétricos por apresentar efeito similar ao do Si nas propriedades intrínsecas (FIG. 2.2). Existe também uma equação que relaciona o efeito do Si e do Al na densidade do aço.

$$d (\text{g/cm}^3) = 7,865 - 0,065 [C_{Si} + 1,7 (C_{Al})] \quad \text{EQ. 2.7}$$

2.1.3 PONTOS DE CONTROLE NA CURVA DE MAGNETIZAÇÃO

Em aços elétricos de grão não-orientado recozidos, a permeabilidade máxima quase-estática situa-se entre 5.000 e 20.000, dependendo da microestrutura e textura do produto final.

O ponto (B, H), onde ocorre a permeabilidade máxima, é a única referência quantitativa para definição da posição do “joelho” da curva de magnetização, logo este ponto é muito importante na discussão sobre o comportamento da curva de magnetização.

No controle de qualidade e na seleção de aços de grão não orientado, a comparação entre eles é baseada em alguns pontos da curva de magnetização:

- μ_{15} - permeabilidade relativa a 1,5T;
- B_{25} - campo B medido quando H aplicado é de 2500 A/m;
- B_{50} - B para H aplicado de 5000 A/m.

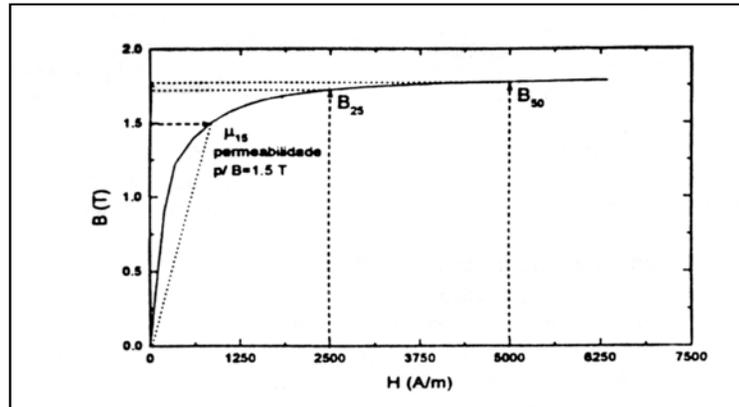


FIG. 2.3 Curva de magnetização inicial de aços elétricos, mostrando três índices de méritos utilizados (CAMPOS e TSCHIPTSCHIN, 1998)

Tanto o μ_{15} como o B_{25} e B_{50} são medidos em uma região da curva de histerese onde a magnetização muda basicamente por rotação (à direita do “joelho” na curva de histerese). A permeabilidade μ_{15} é muito sensível à movimentação de paredes de domínio (que depende de outros fatores microestruturais, além da textura), enquanto o B_{50} , medido mais distante do joelho (FIG. 2.3), tem função mais direta da textura. Conclui-se que o B_{50} está mais diretamente relacionado com textura do que a permeabilidade magnética μ_{15} ou o B_{25} .

Todavia a permeabilidade e perdas magnéticas em baixos campos são influenciadas por muitos fatores além da textura cristalográfica: tamanho de grão; grau de encruamento; tensões residuais; fração volumétrica de inclusões e distribuição de tamanho de inclusões. Elementos de liga, como o Si, podem afetar K_1 (constante de anisotropia magnetocristalina) e também a permeabilidade magnética.

2.2 INTERAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

As propriedades magnéticas dos aços elétricos estão em função direta de sua microestrutura. Portanto, para se compreender as características dos diferentes tipos de aços elétricos, ou para poder compará-los, é necessária uma introdução à microestrutura desses materiais.

A microestrutura possui grande influência para três das propriedades magnéticas mais

consideradas no caso dos aços elétricos: permeabilidade magnética, indução magnética e as perdas magnéticas.

Realizando-se um recozimento que diminua a densidade de discordâncias e que gere um tamanho de grão final maior que $100\mu\text{m}$, a permeabilidade poderá ser aumentada para 2.500. Por exemplo, para ultrapassar 4.000, que é o desejo dos fabricantes de compressores de geladeira, deve-se ter um cuidado especial no controle da textura cristalina desses materiais. O aço silício de grão orientado apresenta basicamente uma componente de textura (110) [001] (orientação Goss), possui permeabilidade alta, por exemplo, 40.000, quando se mede a permeabilidade na direção de laminação [001], já quando se mede na direção transversal, a permeabilidade, a 1,5T de indução, cai para 400. Por causa desta anisotropia magnética alta, esses materiais são aplicados preferencialmente na produção de transformadores que utilizam apenas uma direção de magnetização.

Como a maioria das aplicações de aços elétricos acontece em máquinas alimentadas por corrente alternada, surge um segundo parâmetro de seleção desses aços: as perdas magnéticas.

Como a magnetização não é um fenômeno reversível, o processo cíclico de magnetizar a cada $1/120$ de segundo leva à ocorrência de histerese. Devido à existência da histerese magnética e da circulação de correntes elétricas parasitas induzidas pela variação do fluxo magnético no interior do material, o processo de inversão de magnetização ocorre com dissipação de energia, ou seja, com perdas magnéticas, também conhecidas como perdas no ferro. O controle destas perdas ocorre principalmente através do tamanho de grão após recozimento final do aço.

É possível comparar os valores das perdas magnéticas totais de diferentes aços em função do recozimento, concentração de Si na composição química ou pela textura, utilizando como indicador de desempenho o valor das perdas magnéticas a 1,5T em 60 Hz de frequência (FIG. 2.4).

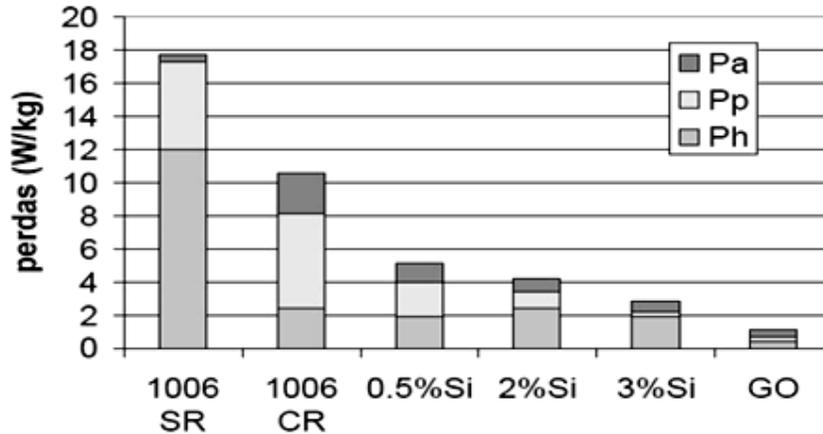


FIG. 2.4 Perdas totais e suas componentes histerética (Ph), parasita (Pp) e anômala (Pa) em seis diferentes aços elétricos utilizados no Brasil (LANDGRAF, 2002)

Pela análise da FIG. 2.4 observa-se que o aço ABNT 1006 sem recozimento (SR) tem perdas totais de 18 W/Kg mas após o seu recozimento o valor das perdas se reduz de 18 para 10 W/Kg (FIG. 2.4). A adição de silício e alumínio ao aço aumenta sua resistividade elétrica, o que reduz a intensidade das correntes elétricas parasitas e conseqüentemente reduz as perdas parasíticas em até 4,2 W/Kg. O aço tipo GO chega a apenas 1 W/Kg na direção de laminação, mas tem perdas de 4 W/Kg na direção transversal (LANDGRAF, 2002).

É conhecido que a microestrutura (textura cristalográfica, inclusões, tamanho de grão) tem grande influência nas perdas histeréticas e anômalas, enquanto que a espessura e a resistividade elétrica afetam bastante as perdas parasíticas.

Discordâncias e contornos de grão prejudicam a movimentação de domínios magnéticos fazendo aumentar as perdas por histerese (CAMPOS, 2000). Sendo assim um aço sem recozimento tem perda histerética muito alta e já com o recozimento esse mesmo aço tem suas perdas por histerese bastante reduzidas, pois é diminuída a quantidade de discordâncias e obtém-se tamanho de grão grande.

Segundo SHIMANAKA (1982) com o aumento do tamanho de grão as perdas histeréticas são continuamente reduzidas e já as perdas anômalas crescem, somando-se as duas tem-se um tamanho de grão ótimo em torno de 150 μ m. Isso acontece porque contornos de grão e discordâncias prejudicam a movimentação de domínios magnéticos proporcionando aumento da perda histerética.

As perdas parasíticas permanecem altas quando a espessura não é diminuída e também quando não há um aumento da resistividade elétrica. A adição de silício, por aumentar a

resistividade elétrica, permite uma sensível redução nas perdas parasíticas e pouco efeito nas perdas histeréticas.

Para atender às diferentes demandas de qualidade e custo, os aços elétricos são produzidos numa gama de composições químicas que os diferencia dos demais aços, até mesmo dentre as diferentes classes de aços elétricos. Seu teor de carbono final deve ser abaixo de 0,003%, podendo ser produzidos com carbono em torno de 0,06%, se descarbonetado no recozimento final realizado após o corte das lâminas. A tendência atual é produzi-los com carbono abaixo de 0,003%. Devido à formação de inclusões (Fe_3C) que promovem o ancoramento de paredes de domínio, acarretando, assim, na redução da permeabilidade e no aumento das perdas magnéticas.

A classe dos aços elétricos de menor custo tem silício na ordem de décimos e alumínio na ordem de 0,04%. No entanto o efeito benéfico da adição de silício e alumínio (aumentar a resistividade elétrica) faz com que esses elementos sejam usados em até 3,5 e 0,5% em peso, respectivamente, apesar do sensível aumento de custo. Todavia, CUNHA (2000) concluiu que o aumento de alumínio para teores da ordem de 1% em um aço com 3,2%Si, praticamente eliminou a fibra gama e fez surgir componentes próximas à fibra $\langle 001 \rangle // \text{DN}$ estando em consonância com os resultados de SHIMANAKA et al. (1981).

As inclusões nos aços elétricos são formadas basicamente por nitretos, óxidos e sulfetos. São partículas, isoladas ou não, cujo tamanho varia de menos de 1 μm até no máximo 10 μm de diâmetro. Quanto menor o tamanho das partículas maior é a quantidade em que elas aparecem na faixa entre 1 e 10 μm . As inclusões são fases não magnéticas as quais seriam para o campo magnético como um vazio no material. Em um motor elétrico cujo campo magnético muda de direção 60 vezes por segundo, as paredes de domínio magnético acabam por se ancorar nas inclusões. Essas paredes possuem espessura da ordem de 200nm e a sua mobilidade está diretamente relacionada ao rendimento elétrico da máquina, quanto mais mobilidade, maior o rendimento. Sendo assim as inclusões prejudicam o rendimento desses equipamentos elétricos.

A adição de Mn é benéfica para a perda magnética (CUNHA, 2000), principalmente devido ao aumento do produto de solubilidade do sulfeto de manganês, o que reduz o teor de S em solução na temperatura de reaquecimento para a laminação a quente. Este fato favorece o crescimento do grão por não permitir a existência de partículas finas e dispersas que inibem seu crescimento e dificultam o movimento das paredes de domínio durante a laminação a quente e bobinamento.

2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE AÇOS ELÉTRICOS

Uma das tendências no desenvolvimento de novos aços para motores é justamente a busca por materiais com maior permeabilidade magnética. A grande maioria das patentes americanas, européias e japonesas relativas a aços elétricos homologadas durante a década de 90, trata de novos processos de fabricação que resultam em maior permeabilidade.

Grande parte das aplicações dos aços para fins eletromagnéticos utiliza chapas laminadas de espessura abaixo de 0,7 mm. Esses aços são produzidos através de várias etapas de fabricação que são: refino de impurezas no metal líquido; lingotamento contínuo; laminação a quente (LQ); decapagem; laminação a frio (LF) e recozimento. O referido processo de fabricação é o processo convencional na produção de aços GNO totalmente processado. A FIG. 2.5 ilustra todo o processo de fabricação que esse aço sofre na ACESITA desde o estado de matéria prima até o produto final (bobina e chapa a frio de aço silício).

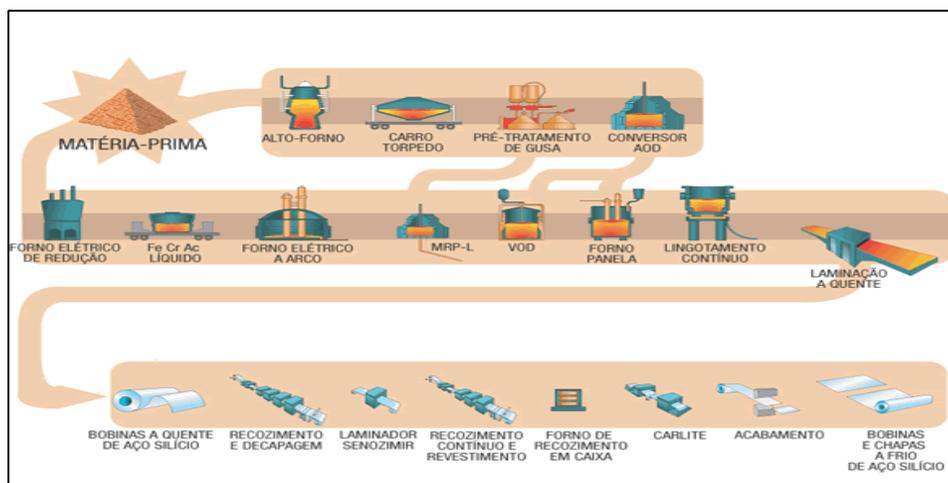


FIG. 2.5 Processo de fabricação de aços elétricos da ACESITA (ACESITA, 2004)

2.3.1 PROCESSO CONVENCIONAL DE FABRICAÇÃO DE AÇOS ELÉTRICOS POR LINGOTAMENTO CONTÍNUO

A maioria dos aços elétricos é hoje produzida por “lingotamento contínuo”. Este processo exige que o aço no estado líquido seja desoxidado (aço acalmado). Porém existe ainda uma pequena fração dos aços hoje fabricados que são produzidos pelo lingotamento convencional (aços efervescentes).

O processo de lingotamento contínuo convencional produz placas de aço com 250 mm de espessura que devem ser laminados a quente para uma espessura de cerca de 2 mm. Para reduzir a espessura com maior facilidade, o aço é aquecido a 1200°C e laminado entre 1150°C e 800°C, numa série contínua de laminadores. Após essa etapa de processamento a chapa é bobinada a quente, seguida de um recozimento para posteriormente sofrer uma decapagem que elimina os óxidos superficiais. Prosseguindo o processamento, o aço é laminado a frio passando por uma sequência de laminadores reduzindo sua espessura para cerca de 0,5 mm. Na laminação a frio o material fica muito encruado, e por esse motivo, deve ser recozido para recristalizar sua estrutura cristalina deformada. Na FIG. 2.6 é apresentado esquematicamente o processo convencional de fabricação dos aços elétricos.



FIG. 2.6 Processo convencional de fabricação dos aços elétricos

2.4 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO DE AÇOS ELÉTRICOS NA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA E NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Nos aços elétricos existe grande influência do tamanho de grão da BQ nas propriedades magnéticas. Tendo o grão de tamanho grosseiro, neste estágio de fabricação, isto favorece a formação de componentes de textura favoráveis ao aumento da permeabilidade magnética durante recozimento final. O tamanho de grão e a textura final gerados no último recozimento são frutos dos processos de deformação e de recristalização (nucleação e crescimento de grão).

A textura de recristalização é controlada principalmente pelas orientações dos núcleos recristalizados (HUTCHINSON, 2000), que crescem numa matriz formada por cristais deformados, os quais sofrem rotações durante a laminação a frio. Essa textura parece carregar uma herança da textura do material no estado anterior à laminação a frio, ou seja, a textura da BQ. Sendo assim, é necessário discutir as variáveis de todo o processamento dos aços elétricos para entender os fatores que controlam sua textura e por sua vez suas propriedades magnéticas.

2.4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Uma importante variável de processo são os teores de silício (de zero a 3,5%) e os de carbono (de 0,005 a 0,08%). Estes elementos afetam as fases em equilíbrio, pois dependendo da composição química do aço e da temperatura de acabamento o final da laminação a quente poderá ocorrer dentro do campo austenítico, do campo bifásico ou do campo ferrítico como mostra a FIG. 2.7.

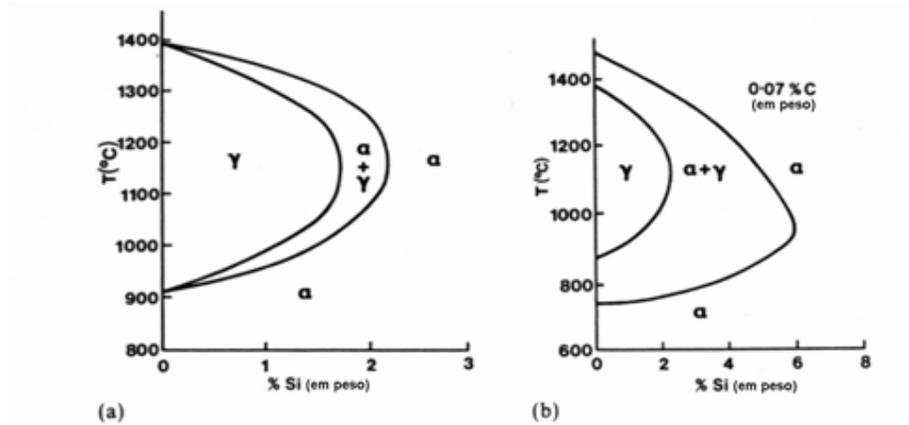


FIG. 2.7 Diagrama Fe-Si, a) Região rica em Fe do diagrama Fe-Si; b) o efeito da adição de 0,07% C nessa região do diagrama (MCCURRIE, 1994)

Verifica-se ainda, que um aço com 2,5% de Si não passa por transformações de fase, ou seja, é ferrítico desde a fase líquida (FIG. 2.7).

2.4.2 LAMINAÇÃO A QUENTE

A laminação a quente tem por objetivos principais reduzir a espessura e homogeneizar o material. Geralmente parte-se de uma placa com mais de 200 mm de espessura e produz-se uma chapa bobinada de aproximadamente 2 mm. Esta pode ser realizada através de um trem de laminação como o utilizado pela CSN e Usiminas ou por um laminador reversível com reaquecimento nos dois lados do laminador no caso da ArcelorMittal (laminador Steckel).

Alguns aspectos da microestrutura da laminação a quente como: tamanho de grão e partição do carbono e nitrogênio entre a solução sólida e os precipitados têm efeito importante na textura cristalográfica final desses aços.

A maior parte das atenções da literatura costuma voltar-se ao controle das temperaturas de reaquecimento das placas, do final de laminação e de bobinamento, com o objetivo de controlar o tamanho de grão e provocar a precipitação de nitretos na bobina laminada a quente (BQ).

Na prática, as possíveis condições de laminação podem ocorrer nas seguintes regiões, conforme FIG. 2.8 (RAY e JONAS, 1990):

- I - região de recristalização de γ ;
- II - região de não-recristalização de γ , acima de A_{r3} ;
- III - região $\gamma + \alpha$;
- IV - região α , Abaixo de A_{r1} .

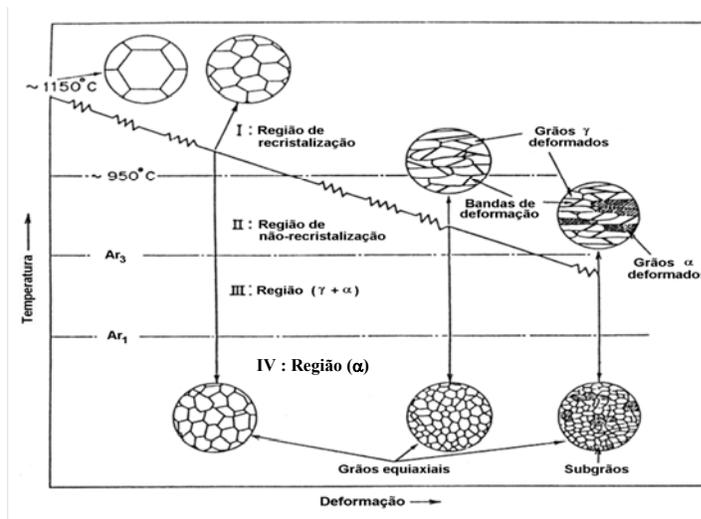


FIG. 2.8 Diagrama esquemático ilustrando os estágios do processo de laminação controlada e as mudanças na microestrutura em cada estágio (RAY e JONAS, 1990)

Normalmente, o material oriundo da região de recristalização de γ apresenta tamanho de grão maior em comparação à laminação que cruza as regiões de não-recristalização de γ e $\gamma + \alpha$ vide FIG. 2.8.

A condição ideal de laminação a quente depende muito da composição química do aço e do restante do processamento, pois essas variáveis afetam a textura da bobina a quente, que por sua vez, afetará a evolução da textura nas outras etapas inclusive a textura final que influencia a permeabilidade e a anisotropia nas perdas.

2.4.3 EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO DA BQ NA TEXTURA FINAL DOS AÇOS ELÉTRICOS

O efeito benéfico do aumento do tamanho de grão da BQ na textura e propriedades magnéticas dos aços elétricos foi o grande tema de investigação dos anos 90, sempre baseado no conceito de que isso favorece a formação de bandas de transição, o que reforça a componente Goss na recristalização.

Para se obter tamanho de grão grosseiro na BQ, CAMPOS et al. (2004) realizaram, após bobinamento a quente, uma deformação superficial na ordem de 7% seguido de um recozimento na temperatura de 800°C por 3hs.

No estudo realizado por PAOLINELLI e CUNHA (2003) utilizando um aço com 1,27%Si foi constatado um tamanho de grão grosseiro da BQ quando se aplicou uma temperatura de acabamento de 1000°C. Este fato favoreceu a formação de bandas de cisalhamento após laminação a frio, onde se nucleiam grãos com orientação Goss durante recozimento. Ao mesmo tempo diminui-se a área de contornos de grão, nos quais se nucleiam grãos com direção [111]. Desta forma, após recozimento final foi gerada uma textura com maior fração de fibra η e menor fibra γ e, por consequência, melhores propriedades magnéticas.

YASHIKI e KANEKO, (1992) mostraram que o recozimento da BQ elevou a permeabilidade magnética, devido ao aumento da intensidade da componente {110}, e à diminuição das intensidades das componentes {111} e {211} na textura final. A causa desse fenômeno é devido ao aumento do tamanho de grão da BQ que favoreceu a formação de bandas de deformação, locais preferenciais de nucleação de componente Goss.

CHANG e HWANG (1998) mostraram que o efeito do recozimento na textura da BQ depende de sua microestrutura no final da LQ, isto é, se a laminação final ocorre nas fases austenítica ou ferrítica. Por exemplo, quanto maior a temperatura final da LQ no campo ferrítico, menos encruado estará o material, mais SIBM ocorrerá durante o recozimento da BQ e mais intenso se tornará a componente {100}<011>.

No campo austenítico o tamanho de grão médio diminui com a redução da temperatura de laminação a quente. Durante a laminação no campo austenítico a textura de transformação da austenita recristalizada apresenta fibra α e γ , com baixas densidades de orientação devido à

alta fração da componente aleatória (REZENDE et al. 2004). CHANG e HWANG (1998) observaram que quando a laminação é concluída no campo austenítico, o material fica tipicamente com fraca fibra gama, fracos componentes $\{110\}\langle 110\rangle$ e Goss e intensidade moderada de fibra alfa.

2.4.4 LAMINAÇÃO A FRIO

DUNKLE E GOODENOW (1986) mostraram que a permeabilidade magnética final dos aços semiprocessados varia bastante com o grau de redução a frio, conforme a FIG. 2.9. A permeabilidade cresce com reduções crescentes entre 30 e 70%, para cair rapidamente com reduções acima disso. Já LEE et al. (1989) obtiveram permeabilidade crescente com deformações de até 78%. Isto acontece porque a textura de deformação tende a permanecer após recozimento com o aumento da deformação. Essa textura dos materiais CCC é de grãos com plano (111) paralelo à superfície da chapa, o que proporciona propriedades magnéticas ruins devido este plano não possuir direções $\langle 100\rangle$.

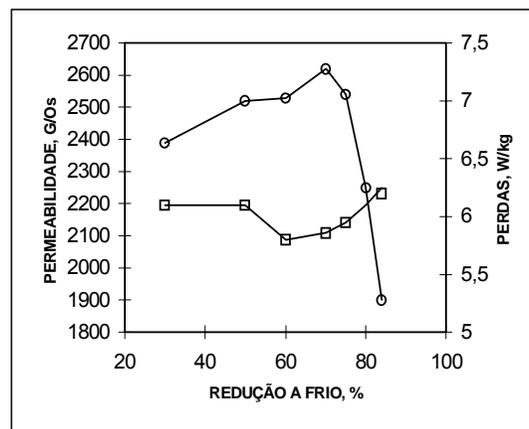


FIG. 2.9 Efeito do grau de redução a frio na permeabilidade e perdas após recozimento final (DUNKLE e GOODENOW, 1986). (o - permeabilidade; □ - perdas)

2.4.4.1 HETEROGENEIDADES MICROESTRUTURAIS DA LAMINAÇÃO A FRIO

A deformação plástica homogênea de um metal é dificilmente obtida na prática. Algumas características encontradas em metais durante a recristalização podem ser explicadas pela distribuição heterogênea de estruturas de discordâncias dentro do mesmo grão e de um grão para o outro. Dentro de um mesmo grão, essas diferenças são mais acentuadas quando se comparam às estruturas de discordâncias desenvolvidas no seu interior e nas regiões próximas aos seus contornos (CHRISTIAN, 1965).

As heterogeneidades de deformação originam-se das chamadas instabilidades microestruturais que ocorrem durante a deformação plástica. De um modo geral, materiais com grãos mais finos tendem a apresentar uma estrutura de deformação mais homogênea e, conseqüentemente, uma distribuição mais uniforme do potencial termodinâmico para recristalização. As heterogeneidades de deformação tendem a ocorrer com maior frequência em metais com estrutura de grãos grosseiros (BUTRON-GUILLÉN et al., 1997; CHRISTIAN, 1965).

Segundo BARRETT (1952), grãos deformados subdividem-se em regiões dentro das quais a orientação cristalina é constante, mas é significativamente diferente da orientação presente em qualquer outra região naquele grão. BARRETT (1952) chamou essas regiões de “bandas de deformação”.

As heterogeneidades de deformação exercem influência significativa em diversos processos metalúrgicos. Do ponto de vista microestrutural, essas regiões heterogêneas possuem energia interna maior que a encontrada nas vizinhanças, em conseqüência, propiciam condições satisfatórias à ocorrência de corrosão localizada, atuam como sítios preferenciais de nucleação na recristalização e de formação de trincas em condições particulares de carregamento.

Amostras da BQ, com tamanho de grão na ordem de 400 μ m, apresentam heterogeneidade no estado laminado a frio e recristalizado (CAMPOS et al., 2004). Isto confirma a observação de BUTRON-GUILLÉN et al. (1997) e CHRISTIAN (1965), que dizem haver a tendência de ocorrer heterogeneidade de deformação em metais com estrutura de grãos grosseiros da BQ.

Evidências microestruturais, após laminação a frio, indicam que cada grão endurece diferentemente: acumula uma quantidade diversa de bandas de cisalhamento no seu interior,

leva um tempo diferente para recristalização completa e produz regiões com orientações similares (TAKANOHASHI et al., 2000; LANDGRAF et al., 2000).

De acordo com WALTER E KOCH (1962), durante a deformação de monocristais $\{001\}\langle 100\rangle$, uma parte do grão sofre rotação num sentido e outra parte no sentido oposto, gerando na interface uma região de acomodação dessas rotações, a chamada banda de transição. As regiões que sofrem rotação são chamadas de bandas de deformação, onde existe uma única orientação dentro destas. DOHERTY (1978) mostrou que dentro de um único grão de um material policristalino deformado plasticamente pode haver várias bandas de deformação ou bandas-matriz.

Naquela série de experimentos de WALTER E KOCH (1962), dentre as orientações no interior da banda de transição, encontrava-se a orientação inicial, antes da deformação plástica. A posterior nucleação durante a recristalização ocorreu exatamente nesta orientação.

Visando sistematizar algumas das diferenças de nomenclaturas dessas heterogeneidades do laminado a frio, pode-se utilizar a proposta de GORELIK (1981). A FIG. 2.10 ilustra algumas diferentes estruturas formadas no interior dos grãos durante a deformação plástica.

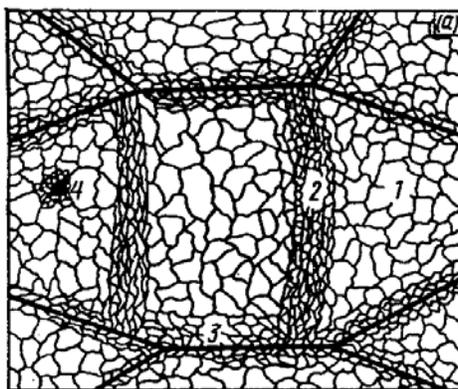


FIG. 2.10 Esquemático das subestruturas formadas durante deformação plástica de aço (GORELIK, 1981). (1 - banda de deformação, 2 - microbandas, 3 - regiões de contorno de grão, 4 - regiões de inclusão)

A TAB. 2.1 compara a nomenclatura adotada por diversos autores (GORELIK, 1981, WALTER e KOCH, 1962; HANSEN, 1990; DILLAMORE ET AL., 1972; HU, 1963; DOHERTY, 1978 e BARNETT e JONAS, 1997) para as regiões 1 e 2 da FIG. 2.10.

TAB. 2.1 Diferentes nomenclaturas para as estruturas 1 e 2 apresentadas na FIG. 2.10

Autor	Região 1	Região 2
Gorelik	Banda de deformação	Microbanda
Walter e Koch	Banda de deformação	Banda de transição
Doherty	Banda Matriz	Banda de deformação
Hu	Banda Matriz	Microbanda
Hansen e Bay	Bloco de células	Microbandas de primeira e segunda geração
Dillamore, Moris, Smith, Hutchinson	Banda de deformação	Banda de transição
Barnett e Jonas	—————	Banda de Cisalhamento intragranulares

2.4.4.2 A TEXTURA DA LAMINAÇÃO A FRIO

Os materiais policristalinos são constituídos por muitos grãos. Cada grão do material possui uma orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. De modo que as propriedades de um policristal estão relacionadas diretamente com a forma, o tamanho e a distribuição da orientação dos seus grãos. Portanto, a textura pode ser definida como sendo a distribuição das orientações dos cristais que constituem um agregado policristalino.

Considera-se um metal com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais apresenta-se de forma aleatória ou uniforme. Em contrapartida, o material possui uma textura quando as orientações de seus grãos encontram-se distribuídas de forma concentrada, em maior ou menor grau em relação a este mesmo material sem textura e ao redor de alguma ou várias orientações particulares.

Em processos de laminação de chapas de metais, as mudanças dimensionais são sempre acompanhadas pela deformação plástica do metal, principalmente através de escorregamento dos cristais ao longo de certas direções cristalográficas que ocorre preferencialmente ao longo dos planos cristalinos mais densamente ocupados pelos átomos. Para que a deformação seja acomodada no material, os grãos sofrem rotações de suas direções iniciais para orientações cristalográficas mais favoráveis desenvolvendo a chamada textura de deformação. A textura final de deformação depende geralmente da orientação inicial dos grãos, da mudança de forma imposta na conformação (tensor deformação) e da temperatura em que o material foi deformado.

A partir de um metal com orientação aleatória começa-se a notar a presença de uma textura de deformação quando se atinge redução de 30% ou mais e com elevadas reduções de aproximadamente 90% o processo se completa.

Os aços elétricos de grão não orientado sofrem reduções que chegam a aproximadamente 90%. Neste caso, a textura inicial do material não tem muita influência na textura de deformação já que para essa redução ocorre a formação da textura típica de deformação de materiais CCC (INAGAKI, 1987).

As principais componentes de deformação do Fe- α baixo carbono são direção $\langle 111 \rangle$ paralela à direção normal e direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação (FIG. 2.11), no entanto, essas orientações não são favoráveis à obtenção de boas propriedades magnéticas.

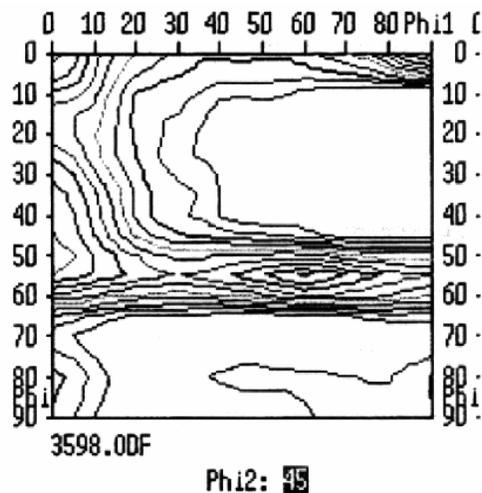


FIG. 2.11 Função de distribuição de uma aço elétrico laminado a frio, $\phi_2=45^\circ$, notação de Bunge (VIANA, 2001)

O desenvolvimento de textura de laminação pode ser entendido através da interpretação das teorias de Taylor e de Sachs.

No modelo de Sachs, cada grão deforma-se independentemente de seus vizinhos e o sistema de carregamento acionado é aquele que apresenta a máxima tensão de cisalhamento. De modo que, somente um sistema de escorregamento operaria em cada grão (aquele com tensão de cisalhamento máxima). É considerado que o modelo de Sachs fornece um valor limite inferior, válido para tensão de escoamento (VIANA, 2001).

O modelo de Taylor assume que todos os grãos sofrem a mesma mudança de forma, isto é, aquela sofrida pela amostra. O tensor de deformação é sempre simétrico e como o volume dos

materiais permanece constante após deformação plástica, tem-se que são necessários no mínimo cinco sistemas de escorregamento independentes para acomodar uma determinada deformação imposta externamente. Taylor considerou que esses cinco sistemas operantes são aqueles que produzem o mínimo trabalho interno (dw):

$$dw = \tau_c \cdot \sum_5 \delta\gamma_i = \text{mínimo} \quad \text{EQ. 2.8}$$

onde $\delta\gamma_i$ é a quantidade de escorregamento no sistema i e τ_c é a tensão de cisalhamento crítica. A teoria de Taylor é um limite superior para o escoamento e permite a predição da evolução da textura de deformação de um policristal.

No caso de grãos grosseiros na microestrutura inicial de deformação a frio (BQ) observa-se que o modelo de Taylor é válido nas regiões próximas ao contorno de grão e o modelo de Sachs é válido para o interior do grão. Isto pode ser explicado pelo fato das regiões próximas ao contorno sofrerem maior restrição ao escorregamento devido aos grãos vizinhos e, portanto, mais sistemas de escorregamento precisam ser ativados para que a deformação continue. Já no centro do grão as restrições são menores e não é necessária a ativação de novos sistemas de escorregamento. Uma importante consequência destes diferentes sistemas de escorregamento em atividade através de um grão é que diferentes partes do grão sofrem inevitavelmente rotação para diferentes orientações durante a deformação e com isso bandas de deformação são desenvolvidas dentro do grão.

TSCHIPTSCHIN et al. (2000) investigaram o efeito do grau de deformação na textura de aço 3,2%Si com reduções que variaram de 15 a 80%. Foi constatado que, partindo de uma bobina laminada a quente com forte textura Goss e cubo na face (superficial), quanto maior o grau de deformação a frio, mais se reforçou as componentes de textura de deformação $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{211\}\langle 110\rangle$ e $\{311\}\langle 011\rangle$, enquanto a componente Goss sofreu sensível redução. A evolução da textura de laminação do trabalho de TSCHIPTSCHIN et al. (2000) pode ser verificada na FIG. 2.12 nas curvas que estão dentro do círculo.

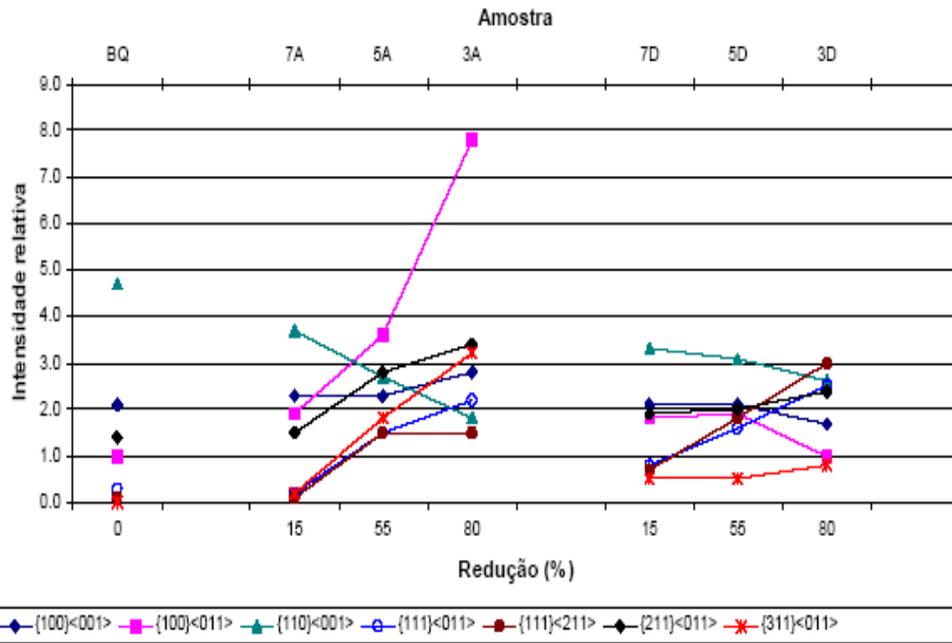


FIG. 2.12 Variação das componentes para BQ, amostras laminadas e recozidas (TSCHIPTSCHIN et al. 2000)

2.4.5 RECOZIMENTO FINAL

O recozimento é a última etapa do processamento metalúrgico dos aços elétricos. Essa etapa é fundamental para a melhoria das propriedades magnéticas dos aços, principalmente devido à ocorrência da decarbonetação e recristalização. O recozimento diminui defeitos cristalinos, promove crescimento de grão, as perdas são reduzidas pela metade e a permeabilidade aumenta de 100 a 300%.

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. A ocorrência do fenômeno da recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial completamente diferente daquela gerada pela deformação. Essa orientação preferencial é chamada de textura de recozimento ou textura de recristalização. Outro fenômeno que pode ocorrer durante o recozimento é o crescimento anormal de grãos (recristalização secundária), que também altera dramaticamente a textura.

CAMPOS (2000) analisou o efeito do recozimento realizados em diferentes locais (empresas) sobre um mesmo material, comparando a textura e as suas propriedades magnéticas. Uma amostra (“S/R”) de aço não-ligado semiprocessado, com 6% de redução, sem recozimento, foi utilizada com o intuito de comparar o efeito do recozimento nas propriedades magnéticas e nas perdas. Compararam-se duas amostras (“C” e “E”) submetidas a recozimento final de 2 (dois) locais diferentes (em torno de 760°C por 1 ou 2 horas em atmosfera descarbonetante). A TAB. 2.2 mostra os valores de B₅₀ tanto na direção longitudinal quanto na transversal. Observa-se que a amostra “C” tem propriedades melhores que a amostra “E” e a “SR” no que se refere à indução magnética e permeabilidade, sendo a variação no caso das perdas não muito grande entre “C” e “E” e considerável com relação a “SR”. Entretanto, nota-se para a permeabilidade μ_{15} uma maior diferença, tendo a amostra “C” a maior permeabilidade ($\mu_{15}(L) = 2843$). Esta diferença segundo CAMPOS (2000) pode ter sido pela ocorrência de recuperação previamente à recristalização e variação no teor de carbono. Pois uma rampa de aquecimento mais lenta até a temperatura de recozimento poderia propiciar recuperação. A ocorrência de recuperação pode prejudicar a formação de orientações favoráveis, se estas se originarem por meio do mecanismo SIBM (migração do contorno de grão induzida por deformação). Outro motivo para a variação de textura pode ser a presença de carbonetos. Em algumas amostras, a descarbonetação, durante o recozimento final, pode ter sido mais eficiente do que em outras, assim, amostras com maior teor de carbono podem apresentar textura mais randômica, pois a existência de precipitados afeta a sequência de nucleação, podendo afetar a textura.

TAB. 2.2 Valores de Indução B₂₅ e B₅₀, permeabilidade μ_{15} e tamanho de grão para as amostras S/R, “C” e “E”

	P _{15/60} T (W/Kg)	P _{15/60} L (W/Kg)	B ₂₅ T (T)	B ₂₅ L (T)	B ₅₀ T (T)	B ₅₀ L (T)	μ_{15} (T)	μ_{15} (L)	TG (μ m)
S/R	19,8	20,4	1,59	1,58	1,71	1,72	697	625	12
C	10,8	10,8	1,61	1,68	1,70	1,77	1611	2843	103
E	10,8	10,6	1,61	1,64	1,69	1,73	1346	1859	210

CAMPOS, 2000

Observa-se também a ocorrência de anisotropia de propriedades magnéticas entre as amostras L (longitudinal) e T (transversal) devido à diferença de texturas cristalográficas.

CAMPOS (2000) observou que a presença de componentes de orientação próximas a Goss $\{110\} \langle 116 \rangle$, $\{320\} \langle 001 \rangle$, $\{100\} \langle 011 \rangle$ para a amostra C e $\{100\} \langle 441 \rangle$, $\{100\} \langle 037 \rangle$, $\{210\} \langle 123 \rangle$, $\{110\} \langle 115 \rangle$ para a amostra E, explica a ocorrência de maior permeabilidade μ_{15} e indução magnética B_{50} na direção longitudinal.

2.4.5.1 TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO DOS AÇOS ELÉTRICOS

A textura de recristalização é aquela que surge durante um tratamento térmico (recozimento) devido à ocorrência do fenômeno da recristalização. A deformação plástica anterior ao recozimento proporciona a força motriz para a recristalização (recristalização primária). As texturas de recristalização são influenciadas também pelo tamanho de grão inicial, velocidade e temperatura de deformação, textura inicial, quantidade e distribuição de inclusões e outros.

Um dos objetivos do controle da textura de recristalização dos aços elétricos é evitar a presença de grãos com o plano $\{111\}$ paralelo à superfície da chapa (fibra $\{111\} \langle uvw \rangle$ ou $\langle 111 \rangle // DN$ ou fibra gama) por possuir propriedades magnéticas ruins. A FIG. 2.13 indica as diferenças de magnetização para as direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ (MCCURIE, 1994). Com isso percebe-se que a direção $\langle 100 \rangle$ é a de mais fácil magnetização, sendo esta a direção requerida para um bom desempenho magnético.

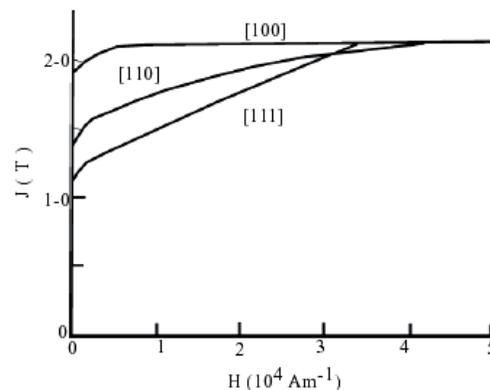


FIG. 2.13 Curvas de magnetização do ferro em três direções cristalográficas para demonstrar a anisotropia magnetocristalina (MCCURIE, 1994)

Por outro lado, essa é exatamente a fibra objetivada nas chapas de aço para estampagem (RAY et al., 1994). Sendo assim, a literatura sobre a formação da textura ideal de aços para estampagem indica o que deve ser evitado para o desenvolvimento de textura dos aços elétricos e vice-versa.

Existem duas hipóteses para se explicar a formação da textura de recristalização durante o processo de recristalização, as quais são:

- Nucleação orientada - núcleos apresentam orientação definida e crescimento aleatório;
- Crescimento orientado - distribuição de núcleos de orientação cristalográfica aleatória, onde alguns núcleos com certa orientação crescem mais rapidamente que outros.

A natureza da textura de recristalização é determinada basicamente por dois fatores:

- orientações dos novos grãos;
- taxas de nucleação e crescimento relativos desses grãos.

Com relação à orientação dos novos grãos nucleados podem-se relacionar três modelos principais de nucleação na recristalização conforme afirmam BECK, 1949; BAILEY e HIRSCH, 1962 e HU, 1963 respectivamente:

- i) Nucleação por migração de contornos de baixo ângulo (subcontornos);
- ii) Nucleação por movimentação de contornos de alto ângulo pré-existent, induzida por deformação - SIBM ("strain induced grain boundary migration");
- iii) Nucleação por "rotação" e coalescimento de subgrão.

Estes principais mecanismos de nucleação serão detalhados a seguir:

Movimentação de contornos de baixo ângulo (subcontornos)

O mecanismo de movimentação de subcontornos parece estar associado a altas deformações, a distribuições heterogêneas de tamanho de subgrão, a temperaturas de recozimento relativamente altas e a metais de baixa EFE.

Se existir um gradiente de orientações entre subgrãos, como muitas vezes é verificado na prática, aumenta-se a possibilidade de ocorrência deste mecanismo (HUMPHREYS e HATHERLY, 1996). Esse é aparentemente favorecido em regiões onde há maior quantidade

de discordâncias. Assim, grãos com alta quantidade de discordâncias (grãos com maior energia armazenada na deformação) parecem ser sítios mais favoráveis para a ocorrência deste processo de nucleação.

Migração de contornos de alto ângulo pré-existentes induzida por deformação - SIBM

Considerando o mecanismo de migração de contornos pré-existentes, o requisito básico para sua ocorrência é a existência de grandes diferenças de deformação entre grãos vizinhos. Tais diferenças de deformação são frequentes quando o material está pouco deformado, não existindo na microestrutura heterogeneidades como bandas de transição que seriam sítios preferenciais de nucleação. Este mecanismo também é frequentemente associado ao início da recristalização durante a deformação a quente, ocorrendo com maior frequência para baixos graus de deformação (menos de 40% de redução), segundo HUMPHREYS e HATHERLY (1996).

A diferença de energia armazenada entre grãos vizinhos após a deformação favorece o mecanismo SIBM "strain induced grain boundary migration", proporcionando uma nucleação preferencial em regiões de baixa energia armazenada. No caso dos aços, estas regiões favorecem a formação de núcleos com a orientação $\{100\}\langle 011\rangle$ (RAY et al., 1994) que é uma componente de textura desejável aos aços elétricos.

Rotação e coalescimento de subgrão

O mecanismo de coalescimento de subgrãos, por sua vez, parece estar associado às bandas de transição, às distribuições heterogêneas de diferenças de orientação entre subgrãos, às deformações moderadas, às regiões vizinhas a contornos de grão, às temperaturas de recozimento relativamente baixas e aos metais com alta EFE (energia de falha de empilhamento).

O coalescimento de subgrão pode ocorrer quando os contornos de baixo ângulo entre subgrãos são formados por um grupo de discordâncias. Estas discordâncias podem mover-se, diminuindo a diferença de orientação entre estes subgrãos, e indo para a "borda" de um dos subgrãos, aumentando a desorientação nessa região, e favorecendo a formação de um contorno de alto ângulo.

Locais de início de recristalização

Acredita-se que um dos fatores preponderantes, em relação à orientação do núcleo, é o local em que o núcleo irá se formar. Segundo RAY et al. (1994), grãos $\{111\}$ nucleariam tipicamente em contornos de grão, enquanto que grãos $\{110\}\langle 001\rangle$ ou $\{100\}\langle 011\rangle$ nucleariam preferencialmente nas bandas de transição. 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. Outra possibilidade para justificar menor quantidade de componentes $\{110\}$ quando o tamanho de grão é pequeno 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).

É bem conhecida a importância do grau de encruamento prévio na cinética e no tamanho de grão final após a recristalização (LANDGRAF e FERREIRA, 1996; KEH e WEISSMANN, 1963; ASTIE et al., 1981). Como grãos de diferentes orientações acumulam diferentes graus de encruamento, o fator de Taylor é uma das ferramentas fundamentais para auxiliar a interpretar dados de textura de recristalização. A FIG. 2.14 apresenta o fator de Taylor “M” calculado para todas as orientações possíveis em Cristais CCC.

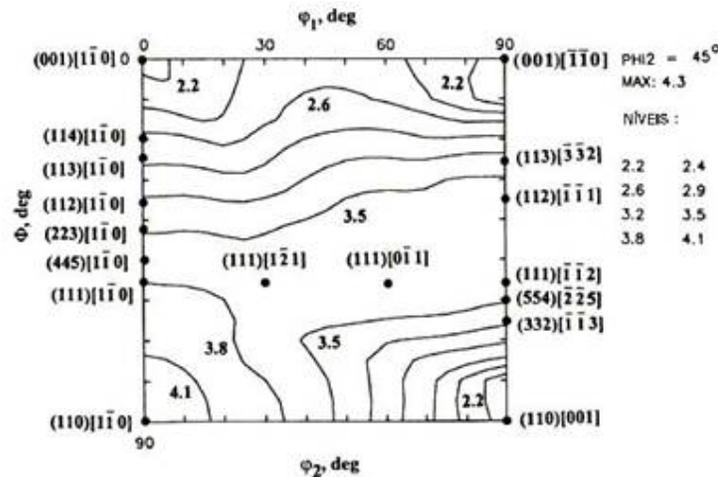


FIG. 2.14 Mapa do coeficiente M de Taylor, calculado seguindo o modelo "full-constraint". Seção $\phi_2=45^\circ$. Notação de Bunge (RAY ET AL., 1994)

A partir da FIG. 2.14 é listada a sequência de energia armazenada de cada orientação cristalográfica durante a deformação em ordem crescente. Essa energia é calculada em função do fator de Taylor, essa mesma energia é a força motriz da nucleação durante a

recristalização:

$$E_{\{110\}\langle 001\rangle} < E_{\{001\}\langle 110\rangle} < E_{\{112\}\langle uvw\rangle} < E_{\{111\}\langle uvw\rangle} < E_{\{110\}\langle 110\rangle}.$$

O crescimento de subgrão (com alto grau de deformação) favorece o surgimento de núcleos com orientações que concentram maior energia armazenada durante a deformação, enquanto o processo "SIBM" (baixos graus de deformação) favorece a formação de núcleos com orientações que concentram menor energia armazenada (KESTENS et al., 1996).

Como exemplos de orientações favoráveis ao processo SIBM têm-se: $E_{\{110\}\langle 001\rangle}$ e $E_{\{001\}\langle 110\rangle}$.

2.5 PRODUÇÃO DE AÇO ELÉTRICO DE ALTO SILÍCIO (6,5%)

Ligas de Fe-Si são excelentes materiais magnéticos moles para fins de uso elétrico. Suas propriedades magnéticas melhoram com o aumento do teor de silício as quais são ótimas quando esta liga alcança 6,5% em peso. Com esta concentração a resistividade elétrica do aço é aumentada, a perda por corrente parasítica é reduzida e a magnetostricção é quase zero (BARROS et al., 2005). Esta concordância de propriedades faz do aço ao silício o material mais indicado para a construção de fontes elétricas como transformadores e motores elétricos. Entretanto, os aços ao silício convencionais têm teores com até 3,5% Si em peso, porque conforme o teor de silício aumenta, o material se torna extremamente frágil e de baixa ductilidade, portanto difícil de laminar a frio. Por esta razão a produção de aço ao Silício acima de 3,5%Si não é comum pelos tradicionais procedimentos de laminação a quente e a frio.

Esta perda na ductilidade tem sido atribuída ao fenômeno de ordenamento estrutural envolvendo o ordenamento de duas fases conhecidas como B_2 (FeSi) e DO_3 (Fe₃Si). (RUIZ et al., 2003 e HAIJI et al., 1996)

Processamento termomecânico de ligas com silício acima de 3,5% é possível sempre que condições especiais de temperatura e laminação são mantidas controladas para reduzir o fenômeno de ordenamento (ROS-YÁÑEZ et al., 2001). A evolução da tensão de fluxo médio (MFS) em função da temperatura, durante a laminação a quente, é mostrada na FIG. 2.15.

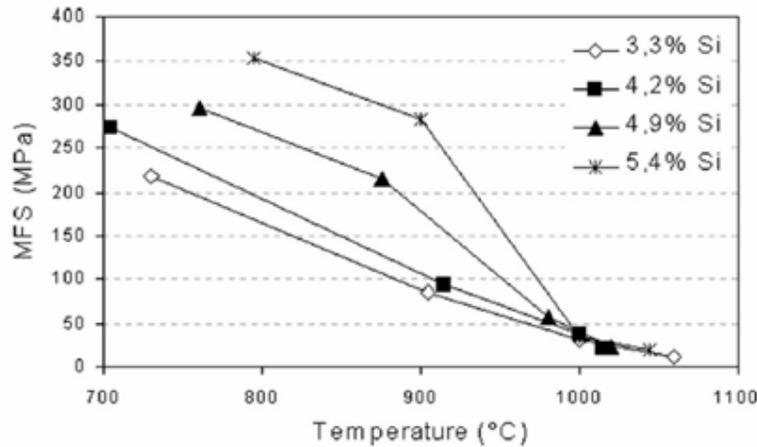


FIG. 2.15 Evolução da tensão de fluxo médio com temperatura durante laminação a quente em quatro passes (80, 80, 40 e 35% de redução por passe), todas as amostras reaquecidas em 1150°C (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a)

Pode-se avaliar que somente em altas temperatura é que o efeito do silício sobre “MFS” é insignificante, já na temperatura de 950°C existe um forte aumento de MFS de modo que uma acumulação de deformação ocorre e adicionalmente, recuperação e/ou recristalização podem ser reduzidos e possivelmente a reação de ordem-desordem possa começar a aparecer (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a).

Muitos métodos têm sido desenvolvidos para obter aço de alto silício sem laminação a frio através da difusão do Si a partir de superfícies previamente enriquecidas com Si e / ou Al. Os resultados da aplicação dessas técnicas têm mostrado seus efeitos benéficos sobre as propriedades magnéticas. Dentre estes métodos de enriquecimento de Si e/ou Al na superfície dos aços para posterior difusão tem-se: CVD (deposição de vapor químico) que consiste em depositar uma camada fina de silício em tiras de aço elétrico através da reação química entre vapores ou gases criando no final um revestimento de pequena espessura na ordem de microns sobre a superfície do substrato e em seguida se aplica um recozimento de difusão em altas temperaturas para se difundir o Si e/ou Al. Existe uma produção industrial no Japão (HAIJI et al., 1996 e CROTTIER-COMBE et al., 1996); EB-PVD (deposição de vapor físico por feixe de elétrons) que consiste em evaporar o material através de um feixe de elétrons que irá revestir a superfície de um substrato; outra técnica é a de imersão a quente em um banho de Al – Si hipereutético o qual também cria um revestimento sobre a amostra que será seguido de um tratamento térmico para difusão do silício que está sobre a superfície para o interior do material. Estes processos têm mostrado seus efeitos benéficos sobre as

propriedades magnéticas como baixas perdas elétricas e magnetostricção quase zero (MOSES e THURSBY, 1983 e ANAYI et al., 2003).

Outro processo é o de rápida solidificação que é utilizado para produzir tiras de aço elétrico com 6,5%Si diretamente do fundido. Um exemplo é a conformação por spray que é um tipo de processo de solidificação rápida, baseada na atomização por corrente de metal líquido por um gás inerte (KASAMA et al., 2007).

Uma alternativa ao aço silício para aplicação elétrica seriam as ligas de Fe-Al que têm propriedades magnéticas muito similares às ligas de Fe-Si e com um pouco mais de ductilidade e resistividade, porém dificuldades de processamento e mais alto custo fazem sua produção não viável (BOZORTH, 1951).

De acordo com KASAMA et al. (2004) a adição de alumínio proporciona a diminuição da cinética de crescimento de grão do aço e, além disso, é uma alternativa de se aumentar a ductilidade do material sem prejudicar as propriedades magnéticas.

2.5.1 IMERSÃO A QUENTE E TRATAMENTO DE DIFUSÃO

A imersão a quente e o processo de recozimento de difusão propostos pelos autores HOUBAERT e ROS-YÁÑEZ (2002) é uma rota de produção alternativa para obter aço de alto silício sem problemas na laminação. Um depósito de uma liga rica em Si e Al é realizado sobre um substrato de aço convencional (baixo Si) por imersão a quente em um banho de Al-Si hipereutético seguido por um tratamento de recozimento. Para se obter uma quantidade de Al e Si em solução sólida ao longo da espessura, um tratamento de recozimento de difusão tem que ser executado após imersão a quente (HOUBAERT e ROS-YÁÑEZ, 2002). A FIG. 2.16 demonstra esta rota de processamento proposta para a produção de aço elétrico de alto Si e Al.

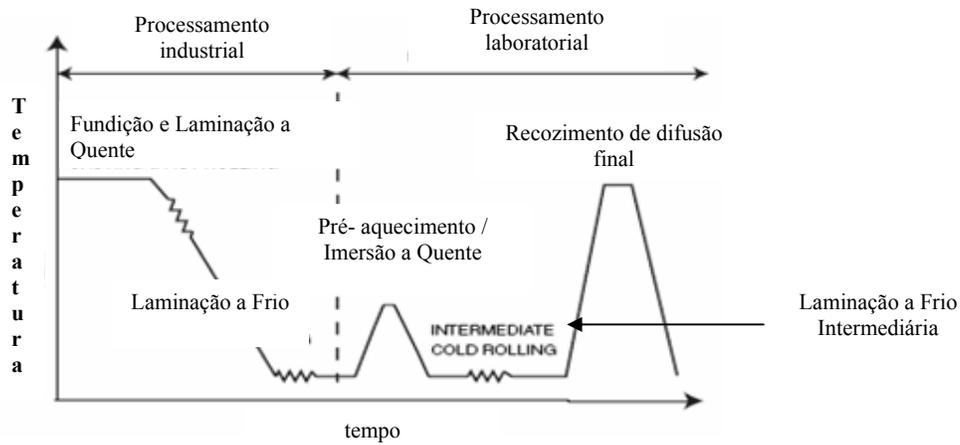


FIG. 2.16 Rota de processamento para produção de aço elétrico de alto Si e Al (BARROS et al., 2006)

A liga de Al-Si empregada no processo de imersão a quente é utilizada na concentração de Si 25% aproximadamente. Conforme o diagrama de fase Al-Si da FIG. 2.17, tem-se a temperatura de fusão aproximadamente de 760°C.

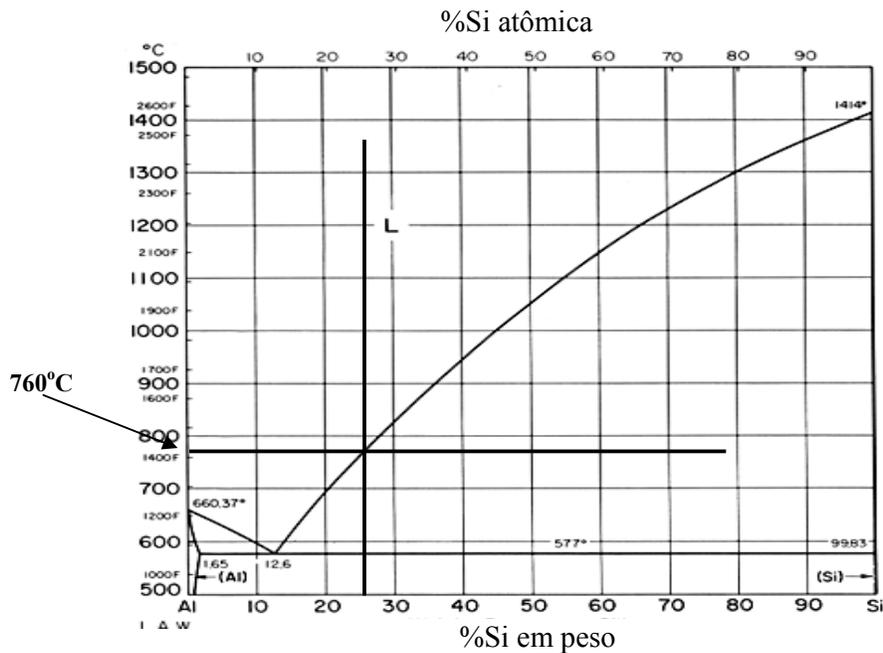


FIG. 2.17 Diagrama de fase Al-Si (INFOMET, 2010)

O teor de silício do substrato utilizado é de aproximadamente 3,2% em peso que é baixo suficiente para permitir processamento por laminação a frio antes da imersão a quente (boa

ductilidade). Por outro lado, este teor é alto suficiente para garantir a estabilidade da fase ferrítica por toda a faixa de temperatura de processamento o que proporciona maior controle na textura. Essa fase por ser CCC, possui maior coeficiente de difusão comparado com aqueles em ferro CFC (ROS-YÁÑEZ et al., 2004b).

YÁÑEZ et al. (2004), para realizar os experimentos de revestimento com os substratos, utilizaram um equipamento de imersão a quente usando os seguintes parâmetros:

- Dimensão da amostra para imersão: 200 mm x 100 mm;
- Banho: liga hipereutética em 850° C (Al + 27%Si em peso);
- Tempo de mergulho: 20 s, seguido por resfriamento com gás N₂ até a temperatura ambiente;
- Recozimento de difusão fora do equipamento de imersão a quente sob vácuo em 1000 e 1250°C com diferentes tempos de permanência.

2.5.1.1 EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Após a imersão, o revestimento criado na superfície consiste de camadas compostas de Fe-Al-Si (intermetálicos), conforme mostrado na FIG. 2.18 onde: (A) Fe₃(Si+Al) (DO₃); (B) ζ(Fe₂Al₅); (C) τ₁(Al₃Fe₃Si₂); (D) τ₂(Al₁₂Fe₆Si₅); (E) τ₄(Al₃FeSi₂); (F) eutético + Si puro.

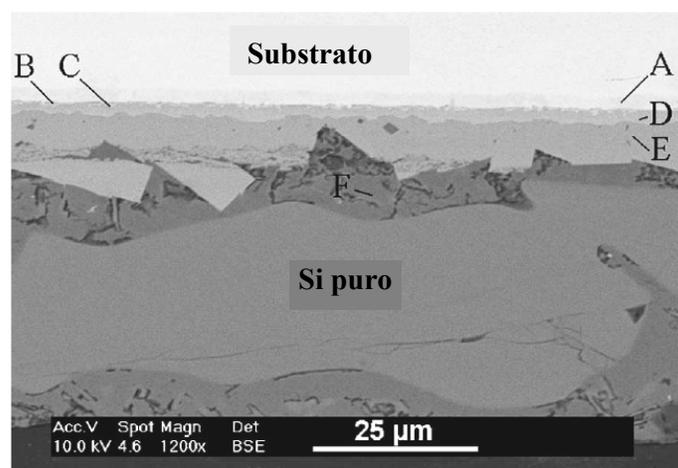


FIG. 2.18 Camadas depositadas após imersão por 20s (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a)

Um gradiente de Si e Al é produzido sobre a espessura da amostra em função do tempo de imersão onde a espessura da camada de $\text{Fe}_3(\text{Si}-\text{Al})$ aumenta para $12\mu\text{m}$ em 100s, permanecendo deste modo a orientação cristalográfica do substrato em um estado favorável.

A FIG. 2.19 indica a concentração de Si ao longo da espessura por diferentes tempos de recozimento a 1250°C . Os perfis são assimétricos (heterogêneos) após 15min de recozimento, já para as amostras recozidas por 30 min com lento aquecimento (SH), o perfil de Si torna-se homogêneo com 6,5% de Si. Os grãos formados após recozimento a 1250°C durante 15-30 min têm tamanhos médios de $350\mu\text{m}$ em diâmetro, cobrindo toda a espessura da tira.

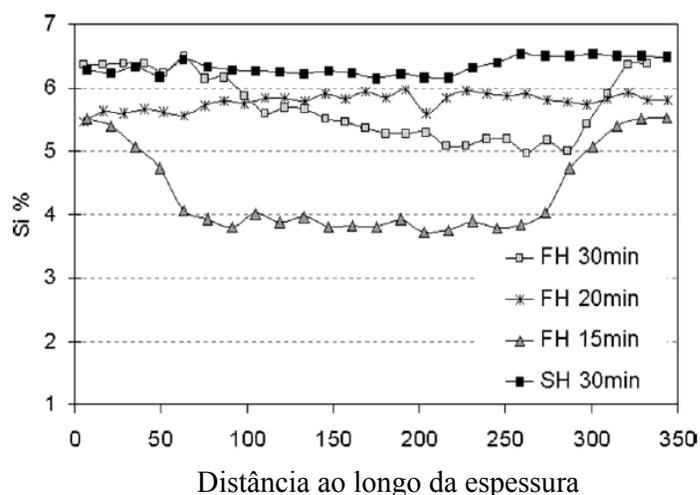


FIG. 2.19 Perfis de concentração de Si sobre a espessura da amostra após recozimento em 1250°C em amostras aquecidas rapidamente (FH) e amostras aquecidas vagorosamente (SH) (ROS-YÁÑEZ et al., 2004a)

Para estas amostras as melhores propriedades magnéticas foram obtidas com o recozimento de difusão por 30min a 1250°C onde as perdas magnéticas foram de 0,6 W/kg em 50 Hz (1T) e 10 W/kg em 400 Hz (1T) obtidas em amostras com 0,35 mm de espessura.

No trabalho de ROS-YÁÑEZ et al. (2004) temperaturas de 1000°C não foram suficientes para permitir a difusão do Al e Si. Estes mesmos autores concluíram que após imersão a quente seguida de recozimento de difusão, concentrações homogêneas com 6,5% Si ou ainda gradientes de silício ao longo da espessura favoreceram a diminuição das perdas magnéticas.

BARROS et al. (2005) observaram que, com um gradiente de concentração química, pode-se obter uma saturação magnética mais alta do que com uma concentração química homogênea (TAB. 2.3).

TAB. 2.3 Medida de Indução magnética de saturação (B_s) e Composição Química dos aços

Amostra	C_{Al} médio	C_{Si} médio	B_s medido 1	B_s por C médio	B_s por C_{max}
A	2.38	5.56	1.762	1.720	1.618
B	5.20	4.07	1.898	1.693	1.683
C	7.40	7.60	1.659	1.358	0.810
D	4.48	3.93	1.831	1.753	1.393

BARROS et al., 2005

BARROS et al. (2004) concluíram que com o desenvolvimento de um gradiente de concentração de silício ao longo da espessura da chapa ($\alpha = 0,29$) isto já favorece a uma suficiente diminuição nas perdas de energia (mais que 50%) pelo fato de reduzir-se as perdas parasíticas. A TAB. 2.4 indica essa constatação.

TAB. 2.4 Medidas de perdas de energia e parâmetros de gradiente

Al	Substrato	Substrato revestido	Revestimento removido	T1	T2	T3
P_{50} (Wkg^{-1})	2.79	3.76	2.86	1.18	0.92	0.64
P_{400} (Wkg^{-1})	27.9	46.84	29.52	15.28	14.39	10.53
α	-	0.02	0.02	0.29	1	1
f_{ad}	0	0.078	0.078	0.33	0.36	0.97

BARROS et al., 2004

Explicando o gráfico, T1 é o tratamento térmico mantendo 15 min em 1250°C, T2 aquecendo de 1100°C a 1250°C em 8°C/min e mantendo 15 min nesta última temperatura., T3 é rampa de 8°C/min de 1100°C a 1250° e mantendo por 30 min na última temperatura.

O valor α indica a difusão atômica de Si e Al, quando α é igual a 0 não ocorreu nenhuma difusão e quando α é igual a 1 a concentração é homogênea. O f_{ad} representa a quantidade relativa de elemento de liga adicionado pelo processo, ou seja, quando ele é zero a quantidade total de elemento de liga (Si) na chapa é zero quando é 1 indica que todo o Si que estava na superfície se difundiu para dentro da chapa.

De acordo com a TAB. 2.4, o processo T3, que consiste num recozimento final com uma rampa de aquecimento de 8°C/min até 1250°C e permanência por 30 min, favoreceu a menor perda magnética devido à maior quantidade de silício presente ($f_{ad} = 0,97$).

ROS-YÁÑEZ et al. (2004b) mostraram que o gradiente de Si-Al obtido após 20 min em 1250°C (FIG. 2.20) foi benéfico às propriedades magnéticas e bastante similares às de composição homogênea com 6% Si e 3%Al obtidas após 40 min de recozimento (0,81 W/kg em 50 Hz, 1 T e 13,5 W/kg em 400 Hz, 1 T) (FIG. 2.21).

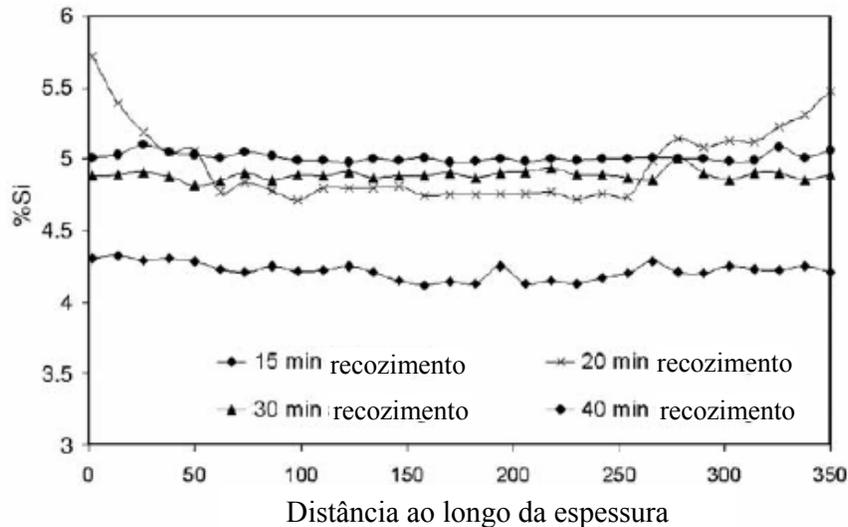


FIG. 2.20 Evolução dos perfis de concentração de silício com o tempo de recozimento em 1250°C nas amostras com 0,35 mm de espessura (ROS-YÁÑEZ et al.,2004b)

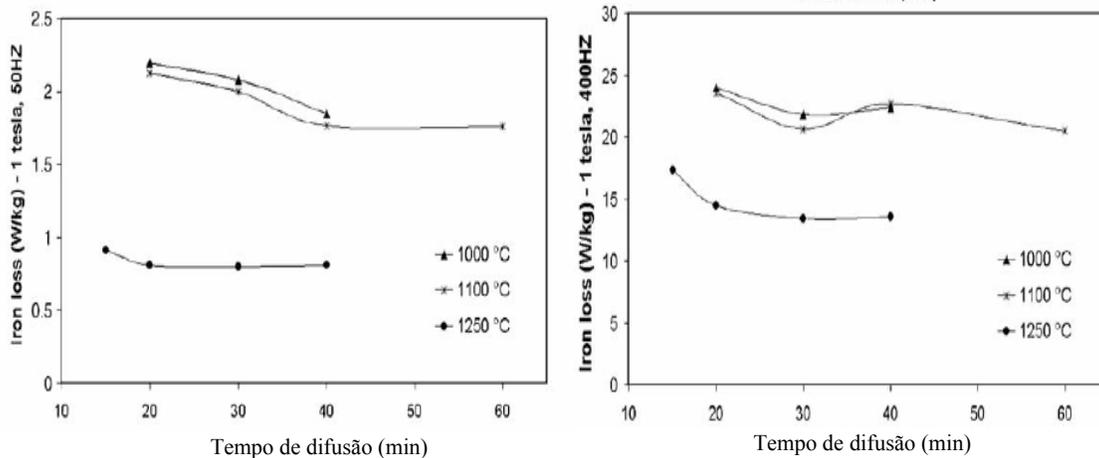


FIG. 2.21 Perda do ferro em 1T em função do tempo de recozimento para temperaturas diferentes (0,35 mm de espessura) (ROS-YÁÑEZ et al.,2004b)

Rápido e lento aquecimento antes do recozimento de difusão são dois procedimentos possíveis para difundir o Si e o Al para a matriz, sendo que o aquecimento lento até a temperatura de recozimento favorece uma menor perda magnética devido ao maior tempo

global de difusão do silício e alumínio aumentando seu teor ao longo da espessura (ROS-YÁÑEZ e HOUBAERT, 2002).

Em ligas de alto silício o fenômeno da recristalização é influenciado por reações de ordenamento abaixo das temperaturas de ordenamento críticas (T_c). A estrutura é caracterizada por domínios com um alto grau de ordem, separados por superfícies chamadas de contornos de anti-fase (APB) ou regiões em materiais parcialmente desordenados. Estas regiões têm uma importância crítica sobre o comportamento de deformação e recozimento (ROS-YÁÑEZ et al. 2003).

O comportamento da recristalização depende da composição química da liga e da temperatura de recozimento onde um aumento do teor de silício retarda os processos de recristalização.

2.5.1.2 EVOLUÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO EM AÇOS ELÉTRICOS DE ALTO SILÍCIO

Além do aumento do teor de Si para aperfeiçoar as propriedades magnéticas dos aços elétricos a textura cristalográfica também é um fator importante que também favorece essas propriedades. No caso de máquinas rotativas, a textura ideal é uma textura de fibra na qual todos os grãos têm a direção $\langle 100 \rangle$ normal ao plano da chapa (KESTENS et al., 1996).

No trabalho de BARROS et al. (2006) foi observada a influência da laminação a frio intermediária, após imersão a quente, sobre a textura cristalográfica onde se percebeu que a redução de 70% com recozimento posterior a 1100°C proporcionou uma forte fibra gama e já com 40% de redução houve uma intensa fibra gama e uma fraca fibra cúbica que também estava presente. A FIG. 2.22 a seguir compara as intensidades da fibra ϵ para diferentes reduções e recozimentos.

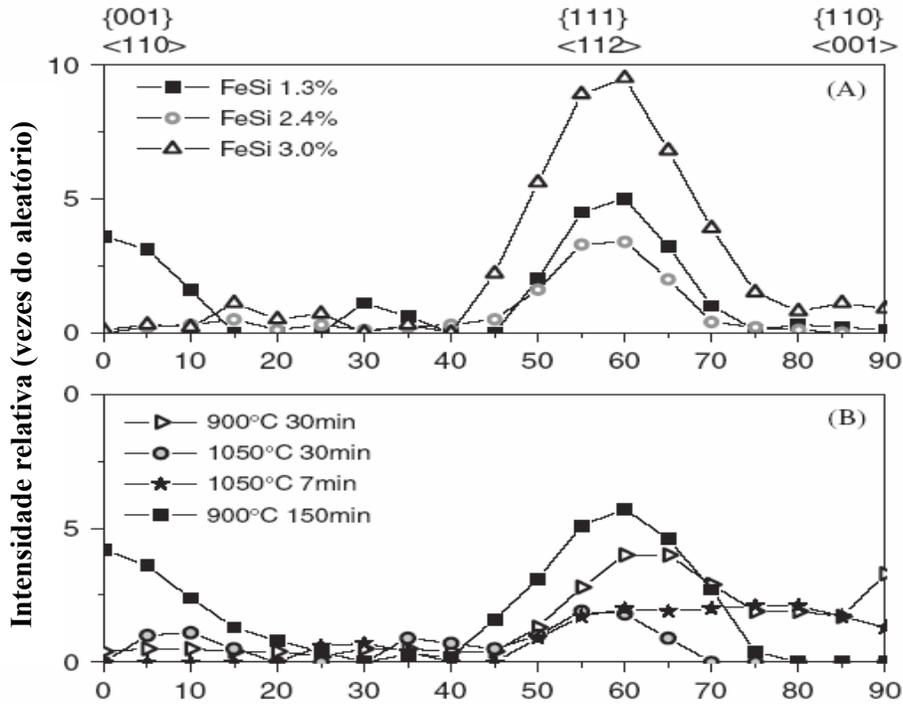


FIG. 2.22 Intensidade da Fibra ϵ para (A) três substratos diferentes após laminação intermediária (redução de 70%) e Recozimento em 1100°C por 30min (B) FeSi 2,4% em peso com redução de 40% e recozimentos de difusão diferentes (BARROS et al., 2006)

A diferença inicial dos teores de silício e de alumínio dos substratos tem uma influência sobre a textura final. Foi verificado que sempre que se utiliza um substrato com Si < 2% em peso, uma transformação de fase gama – alfa é possível durante o recozimento em altas temperaturas o que produzirá duas regiões na amostra com diferentes texturas, na borda da amostra com regiões ricas em silício e alumínio (FIG. 2.23b) e no centro com regiões pobres em silício e alumínio (FIG. 2.23a).

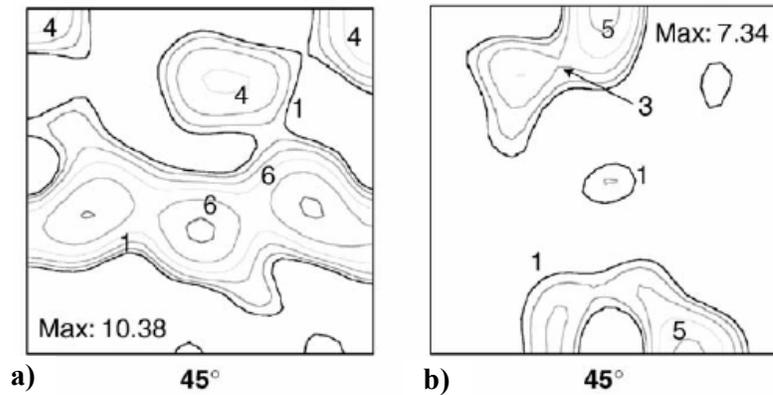


FIG. 2.23 FDOC do aço elétrico após imersão a quente e recozimento de difusão a) região central com grãos pobres em Si e Al b) região da borda rica em Si e Al (BARROS et al., 2006)

HOUBAERT et al. (2006) observaram que durante a imersão a quente de um substrato de 3%Si em peso, uma camada de Fe_3Si cresce na interface entre o substrato e o revestimento onde a sua composição é estequiométrica e sua textura é próxima da fibra cúbica (FIG. 2.24) o que é bom para as propriedades magnéticas dos aços elétricos.

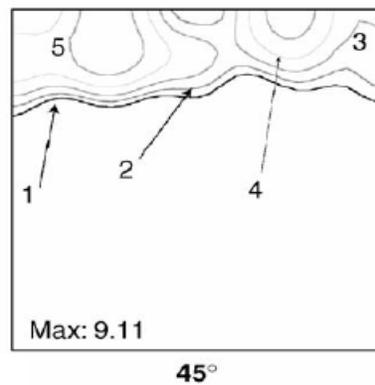


FIG. 2.24 FDOC da camada de Fe_3Si após a imersão a quente em um substrato de FeSi de 3% em peso (HOUBAERT et al., 2006)

Antes do processo de imersão os substratos receberam um tratamento de recozimento a $850^{\circ}C$ por 60s e em seguida o tratamento de imersão a quente. Esse recozimento pode ser utilizado com o objetivo de crescer o grão, pois se após a imersão for feita uma laminação antes de se fazer o tratamento de difusão, isto poderá proporcionar uma textura favorável. Isto se explica devido ao fato da laminação de grãos grosseiros favorecer a formação de bandas de

deformação o que fará no recozimento final de difusão o surgimento de uma textura de orientação Goss durante a recristalização.

No trabalho de ROS-YÁÑEZ e HOUBAERT (2002), foi avaliada a evolução da textura antes e depois da imersão a quente seguida de recozimento onde se pode constatar que não houve grandes mudanças na textura cristalográfica com a imersão a quente conforme pode ser visto na FIG. 2.25.

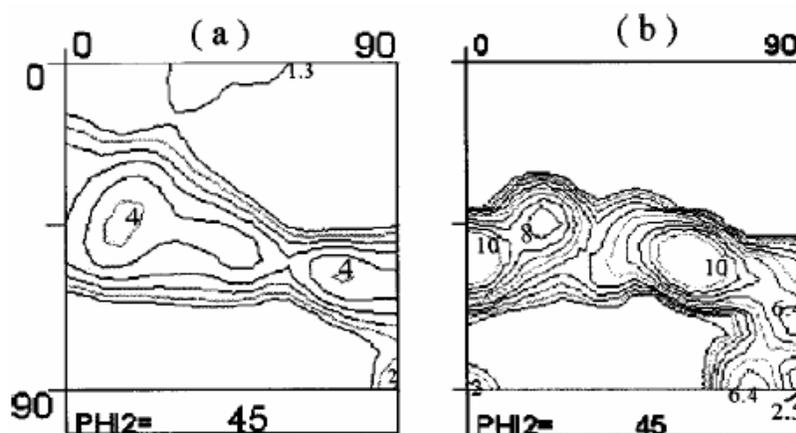


FIG. 2.25 FDOC sobre toda a espessura na seção longitudinal a) aço usado como substrato b) aço após recozimento de difusão em 1250°C (ROS-YÁÑEZ e HOUBAERT, 2002)

Conforme a FIG. 2.25 observa-se que somente houve um aumento na intensidade dos picos e também o surgimento de um pico em $\{110\}(110)$ com nível 2 e também uma componente próxima a Goss com nível 6,4 pode favorecer nas propriedades magnéticas.

2.5.2 APLICAÇÕES DO AÇO ELÉTRICO DE ALTO SI

Atualmente, existe forte demanda para melhorar a economia de combustível de automóveis dentro de um esforço de se proteger o meio ambiente. Para redução do consumo de combustível, partes da direção hidráulica em automóveis têm começado a ser substituídas por fontes de direção elétrica, tais como motores EPS e sistemas de freio elétrico. Portanto, a utilização de motores e atuadores elétricos vem aumentando e estão realizando um importante

papel nos automóveis. Além disso, veículos elétricos híbridos (HEV) têm sido desenvolvidos e este mercado está em forte expansão (ODA et al., 2008).

Em um HEV, algumas fontes elétricas de alta frequência são usadas tais como: motores de tração, geradores, motores de ar condicionado e reatores. Chapas de aço elétrico de grão não orientado são utilizados como material do núcleo desses equipamentos e estão contribuindo para o aperfeiçoamento da eficiência desses equipamentos.

2.5.2.1 CHAPA DE AÇO ELÉTRICO PARA MOTORES DE TRAÇÃO HEV

HEVs tipicamente combinam o motor de combustão interna dos automóveis convencionais com a bateria e motor elétrico dos veículos elétricos. Esses equipamentos podem melhorar o consumo de combustível e reduzir a emissão de gases poluentes pela operação da motor em uma faixa de trabalho mais eficiente e pela recuperação da energia durante a frenagem.

Nos HEVs, o motor de tração é a fonte principal para melhorar o consumo de combustível e a performance de tração. Deste modo muitos esforços têm sido feitos para melhorar a eficiência destes motores e a saída de potência.

Devido à alta velocidade de rotação do motor, uma baixa perda na faixa de alta frequência é requerida para o aço elétrico de seu núcleo e, além disso, alta eficiência é requerida durante a utilização desses automóveis na cidade.

Para reduzir a perda no ferro das chapas de aços elétricos não orientados, uma adição de Si é efetiva, porque o Si aumenta a resistividade elétrica do aço e reduz a anisotropia magnética.

Nessas chapas de aço elétrico a perda por corrente parasítica é dominante quando na faixa de alta frequência.

Outra aplicação dos aços elétricos de alto silício seria em motores EPS, este sistema é dito reduzir o consumo de combustível por 3 a 4% comparado com o sistema de direção hidráulica convencional.

Alguns HEVs são equipados com um conversor regulador de tensão para conversão de potência, e um reator tem um importante papel nesses conversores. Nos materiais do núcleo

do reator são requeridas propriedades de baixa perda na faixa de alta frequência para redução de tamanho e de peso e baixo ruído para tornar o funcionamento mais silencioso.

Uma chapa de aço com 6,5%Si pode-se tornar uma ótima opção para estas aplicações - porque apresenta baixa perda no ferro em frequências comerciais (50 e 60 Hz) e em altas frequências, uma magnetostricção quase zero.

Enfim é esperado que a demanda por chapas de aço elétrico para fontes elétricas de automóveis se tornará mais sofisticada e diversificada no futuro. Sucessivamente, chapa de aço elétrico de alta eficiência pode contribuir bastante para a diminuição de tamanho e melhoria da performance das fontes elétricas automobilísticas.

2.6 MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DE TEXTURA

O método mais comum de caracterização da textura é a representação através de figuras de polo, onde a difração de raios-x é utilizada para especificar os planos cristalográficos no espaço utilizando projeção estereográfica (ROE, 1965). Para obtenção da figura de polo, tradicionalmente, utiliza-se o método de reflexão de Schultz no qual a amostra percorre uma trajetória espiral definida pelos ângulos de latitude- α e longitude- β , FIG. 2.26. O goniômetro da câmara de textura gira de 5 em 5 graus variando o ângulo α de 0° a 85° (psi), sendo que para cada posição do goniômetro o porta amostra também gira de 5 em 5 graus variando o ângulo β de 0° a 355°.

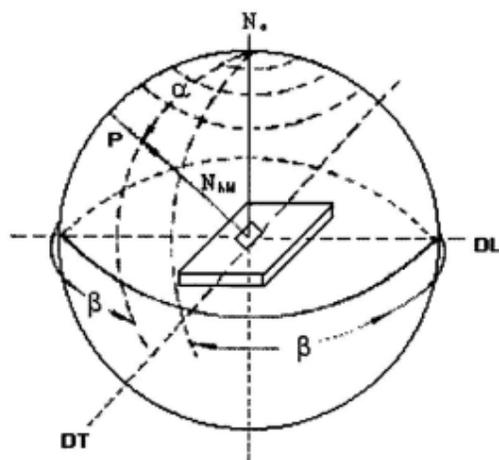


FIG. 2.26 Posicionamento e movimentos da amostra na câmara de textura do aparelho de raios-X, para obtenção da figura de polo

Para obedecer às condições de alinhamento entre os eixos da amostra, dos cristais e dos planos que obedecerão à condição de difração, devem ser admitidas rotações consecutivas dos cristais. Para cada sistema de orientação (Roe e Bunge) as rotações estão mostradas nas FIG. 2.27 e FIG. 2.28.

Através das matrizes de transformação, FIG. 2.29 e FIG. 2.30, pode-se relacionar a orientação $g\{\psi, \phi, \varphi\}$ do sistema de Roe e a orientação $g\{\phi_1, \phi, \phi_2\}$ do sistema de Bunge com os índices $\{hkil\} <uvw>$.

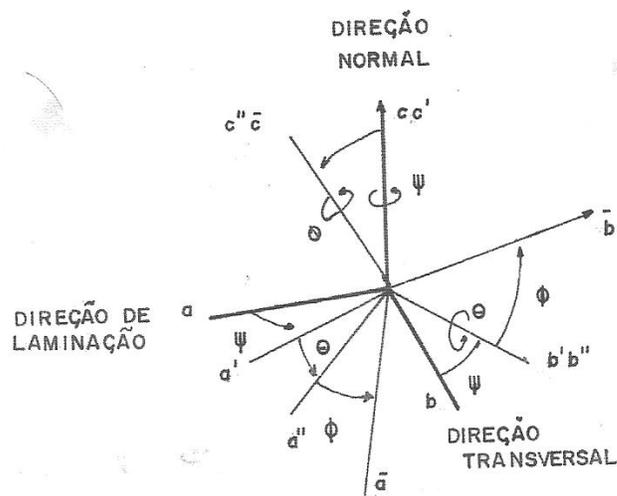


FIG. 2.27 Ângulos de Euler ψ , θ e ϕ de acordo com o sistema de Roe

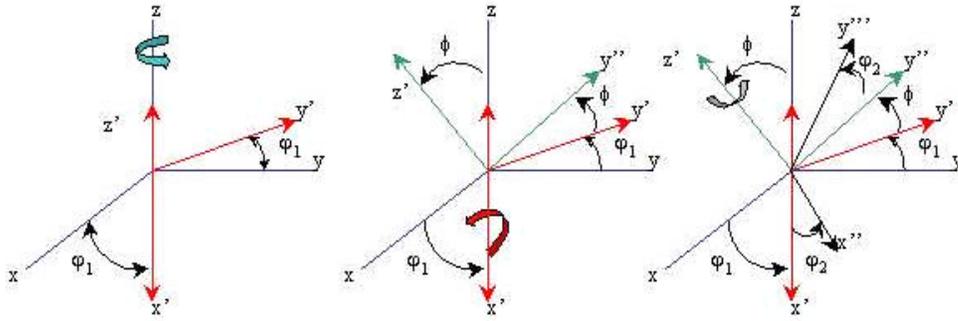


FIG. 2.28 Ângulos de Euler ϕ_1 , ϕ e ϕ_2 de acordo com a notação de Bunge

$$\begin{bmatrix} h \\ k \\ i \\ l \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sqrt{3} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sqrt{3} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & c/a \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -\sin \theta \cos \varphi \\ \sin \theta \sin \varphi \\ \cos \theta \end{bmatrix}$$

and

$$\begin{bmatrix} u \\ v \\ t \\ w \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{\sqrt{3}} & -\frac{1}{3} & 0 \\ 0 & \frac{2}{3} & 0 \\ -\frac{1}{\sqrt{3}} & -\frac{1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & c/a \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \cos \psi \cos \theta \cos \varphi - \sin \theta \sin \varphi \\ -\cos \psi \cos \theta \sin \varphi - \sin \psi \cos \varphi \\ \cos \psi \sin \theta \end{bmatrix}$$

FIG. 2.29 Matrizes de transformação no sistema de Roe

$$\begin{bmatrix} h \\ k \\ i \\ l \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\sqrt{3}}{2} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ -\frac{\sqrt{3}}{2} & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & c/a \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sin \phi_2 \sin \phi \\ \cos \phi_2 \sin \phi \\ \cos \phi \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} u \\ v \\ t \\ w \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{2}{3} & -\frac{1}{3} & 0 \\ 0 & \frac{2}{3} & 0 \\ -\frac{2}{3} & -\frac{1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & c/a \end{bmatrix}$$

$$\times \begin{bmatrix} \cos \phi_1 \cos \phi_2 - \sin \phi_1 \sin \phi_2 \cos \phi \\ -\cos \phi_1 \sin \phi_2 - \sin \phi_1 \cos \phi_2 \cos \phi \\ \sin \phi_1 \sin \phi \end{bmatrix}$$

FIG. 2.30 Matrizes de transformação no sistema de Bunge

As duas diferentes representações destas texturas são as Figuras de Polo Direta (FPD) e as Figuras de Polo Inversa (FPI). A diferença entre estas duas representações é sistema de referência. As figuras de polo inversa são representadas com relação ao sistema de referência da amostra, enquanto as figuras de polo direta referem-se ao sistema de referência do cristal. A figura de polo inversa é a projeção estereográfica que mostra a intensidade relativa de todos os planos difratantes paralelos a uma direção particular da amostra.

A figura de polo direta é a projeção estereográfica que mostra a variação da densidade do polo com a orientação de polo para um plano cristalográfico particular. Estas figuras de polo são construídas plotando contornos de isodensidade em unidades de intensidade em relação a uma distribuição aleatória.

Embora a FPD e a FPI sejam utilizadas como elementos de análise da textura ou da evolução da textura, seus resultados não são suficientes para descrever uma componente de textura no que se diz respeito a planos e direções. Para uma representação completa de uma componente de textura torna-se necessário a utilização de uma função capaz de relacionar os sistemas de orientação da amostra, dos cristais e dos planos pertencentes aos cristais que estão obedecendo à condição de difração. Em outras palavras, há a necessidade de relacionar os ângulos de Euler com os índices de Miller, saindo de uma configuração contínua (através dos ângulos) para uma configuração discreta (índices de Miller).

A solução está na utilização da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas

(FDOC). A FDOC é uma função de natureza harmônica esférica e especifica a frequência de ocorrência (ou probabilidade de encontrar), de determinadas orientações em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual à unidade. Probabilidades superiores ou inferiores à unidade denotam presença de orientações preferenciais ou textura cristalográfica.

2.6.1 FUNÇÃO DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÕES CRISTALINAS (FDOC)

A descrição da textura com auxílio de figuras de polo direta é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semi-quantitativas já que representam apenas a informação sobre um plano $\{hkl\}$ difratado pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas. Isto pode ser obtido com auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC).

A Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC), analogamente como a função que descreve a figura de polo, pode ser expandida em uma série de harmônicos esféricos generalizados a fim de se estabelecer uma solução para a função.

A FDOC especifica a frequência de ocorrência de (ou probabilidade de encontrar) determinadas orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual à unidade (FIG. 2.31). Probabilidades superiores ou inferiores a unidade denotam presença de orientações preferenciais ou textura cristalográfica. A orientação de um cristal é, neste caso, definida por três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos $[100]$, $[010]$ e $[001]$ da célula cristalina do cristal, tornam-os coincidentes com os eixos DL, DT e DN, respectivamente, da chapa ou da amostra do material.

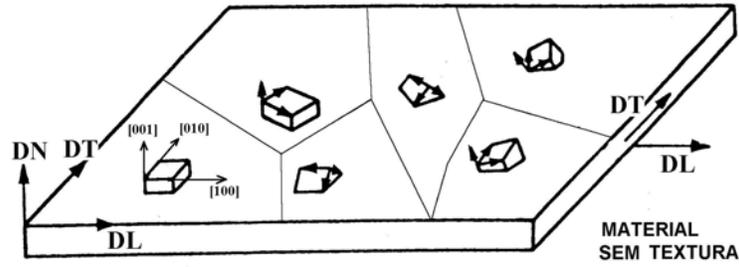


FIG. 2.31 Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura)

A notação mais usada para os ângulos de Euler foi proposta por Bunge, utilizando os ângulos φ_1 , ϕ e φ_2 (FIG. 2.28) já comentado anteriormente.

As orientações podem ser representadas por meio de uma matriz de cossenos diretores que envolvem os três ângulos de Euler. De acordo com a notação de Bunge, a matriz de orientação $g = g(\varphi_1 \phi \varphi_2)$ é obtida pela multiplicação sucessiva das três matrizes (FIG. 2.29) das rotações individuais $g = g_3 \cdot g_2 \cdot g_1$:

$$g(\varphi_1 \phi \varphi_2) = \begin{bmatrix} \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 - \text{sen}\varphi_1 \text{sen}\varphi_2 \cos\phi & \text{sen}\varphi_1 \cos\varphi_2 + \cos\varphi_1 \text{sen}\varphi_2 \cos\phi & \text{sen}\varphi_2 \text{sen}\phi \\ -\cos\varphi_1 \text{sen}\varphi_2 - \text{sen}\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\phi & -\text{sen}\varphi_1 \text{sen}\varphi_2 - \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\phi & \cos\varphi_2 \text{sen}\phi \\ \text{sen}\varphi_1 \text{sen}\phi & \cos\varphi_1 \text{sen}\phi & \cos\phi \end{bmatrix}$$

Quando esta matriz é representada por índices de Miller, ela pode ser escrita da seguinte forma:

$$g \begin{pmatrix} h & k & l \end{pmatrix} \begin{pmatrix} u & v & w \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{u}{n} & \frac{kw}{mn} & -\frac{lv}{m} & \frac{h}{m} \\ \frac{v}{n} & \frac{lu}{mn} & -\frac{hw}{m} & \frac{k}{m} \\ \frac{w}{n} & \frac{hv}{mn} & -\frac{ku}{m} & \frac{l}{m} \\ \frac{h}{n} & \frac{k}{mn} & \frac{l}{m} & \end{bmatrix}$$

Tendo por fatores de normalização $m = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$ e $n = \sqrt{u^2 + v^2 + w^2}$. Assim, podem-se relacionar os índices de Miller (hkl) [uvw], os quais fixam a orientação cristalina, com os ângulos de Euler, (φ_1 , Φ , φ_2), através das terceiras e primeiras colunas das matrizes,

correspondentemente. Observam-se que os índices do plano $\{hkl\}$ dependem somente dos ângulos Φ e φ_2 enquanto a direção $\langle uvw \rangle$ é função dos três ângulos. É comum utilizarem-se os ângulos $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ no intervalo de 0 a $\pi/2$ radiano. Isto permite a construção de gráficos em seções de $\varphi_2 = \text{constante}$. Neles os planos $\{hkl\}$ e as direções $\langle uvw \rangle$ que pertencem a estes planos estão representados. A representação dos planos é por linhas retas horizontais e as direções por pontos sobre as linhas conforme observado na FIG. 2.32.

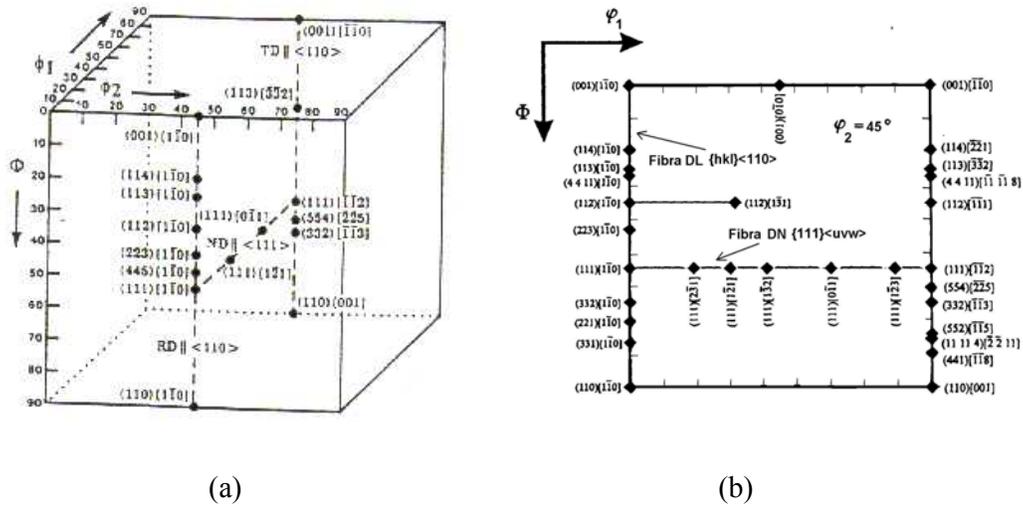


FIG. 2.32 (a) Espaço de orientações de Bunge ; (b) Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ onde são mostradas as fibras DL e DN

A FIG. 2.32b mostra as orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ que, para chapas laminadas de materiais do sistema cúbico, pertencem às fibras DL e DN. A seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ contém, para o sistema cúbico, todas as orientações de interesse.

A FDOC é definida como a fração volumétrica de grãos com orientação $g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$, do seguinte modo:

$$\frac{dV}{V} = f(g).dg = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2).dg \quad \text{EQ. 2.9}$$

onde:

$$dg = \frac{1}{8\pi} \cdot \text{sen } \Phi \cdot d\varphi_1 d\Phi \cdot d\varphi_2 \quad \text{EQ. 2.10}$$

é um elemento de volume no espaço de Euler.

A função $f(g) = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ é normalmente representada por uma série de harmônicos esféricos, $T_L^{\mu\nu}$, cujos coeficientes, $C_{\lambda,\nu\mu}$, no caso de Bunge, descrevem a textura do material.

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\alpha} \sum_{\mu=1}^{M^{(l)}} \sum_{\nu=1}^{N^{(l)}} C_l^{\mu\nu} \dot{T}_l^{\mu\nu}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \quad \text{EQ. 2.11}$$

A FDOC não pode ser medida diretamente por difração de raios X. Contudo, seus coeficientes podem ser calculados a partir dos coeficientes das figuras de polo diretas pela relação (Teorema de Legendre) da EQ. 2.12:

$$F_l^{\nu} = \frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\mu=1}^{M^{(l)}} C_l^{\mu\nu} \dot{k}_l^{*\mu}(\xi, \eta) \quad \text{EQ. 2.12}$$

A EQ. 2.12 é um sistema de tantas equações quantos são os coeficientes das figuras de polo. Na realidade, para cada ordem L_{\max} escolhida com o objetivo de expandir a série da EQ. 2.11, há um número mínimo de figuras de polo direta que deve ser usado para resolver o sistema de equações representado pela EQ. 2.12, cujas incógnitas são os coeficientes C. Para o sistema cúbico e uma expansão de $L = 22$ bastam 3 figuras de polo direta. Neste trabalho foi utilizado $L_{\max} = 20$ e as figuras de polo foram as do plano 110, 200 e 211.

A função de distribuição de orientações $f(g)$ é normalmente representada sobre seções de $\varphi_2 = \text{constante}$, com curvas de nível de isovalor para serem interpretadas pelos ábacos (seções retas do espaço de Euler) acima descritos.

Na FIG. 2.33 tem-se os ábacos para $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$.

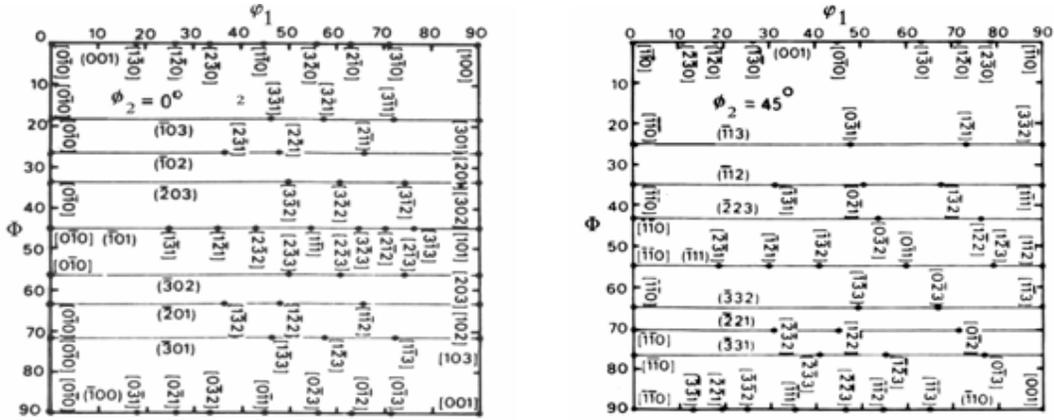


FIG. 2.33 Ábacos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para interpretar as FDOCs em termos de ângulos de Euler e índices (hkl)[uvw]

Para o sistema cúbico, as principais orientações aparecem mais de uma vez no intervalo angular usado, i.e., 0° a 90° . Em particular, a seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ concentra essas orientações principais obtendo-se uma boa visualização da textura de qualquer aço. Para os aços elétricos GNO também é conveniente utilizar o ábaco de $\varphi_2 = 0^\circ$, pois contém a fibra η referente à direção $[100]//DL$. A FIG. 2.34a mostra regiões chamadas “fibras”. A fibra DL ou fibra α é formada pelas orientações do tipo $(hkl)[110]$, ou seja, têm a direção $[110]$ paralela à direção DL. A fibra DN ou fibra γ contém as orientações $(111)[uvw]$, aquelas com o plano (111) paralelo ao plano da chapa. Na FIG. 2.34b, vê-se a nomenclatura utilizada para algumas das principais orientações observadas nos materiais cúbicos.

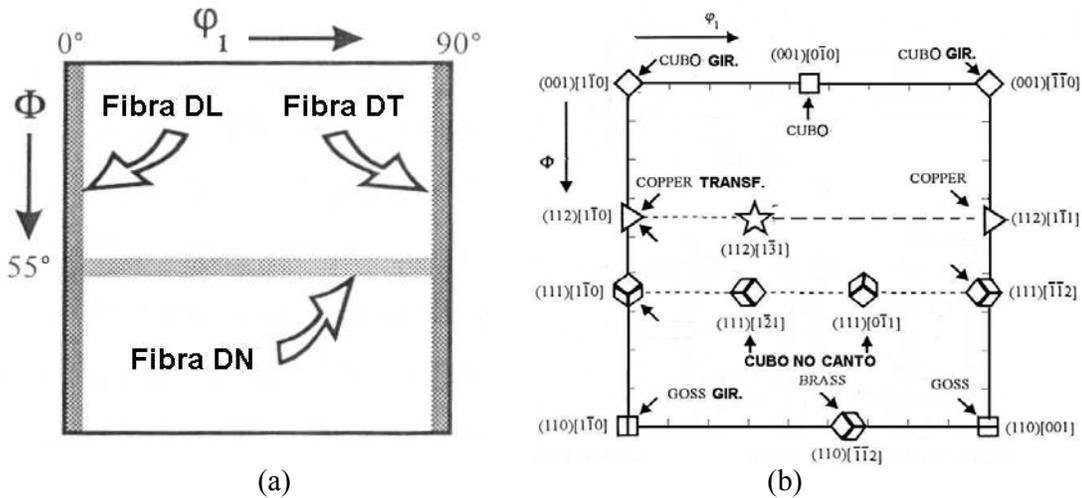


FIG. 2.34 (a) Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ com as fibras clássicas do sistema cúbico; (b) Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando os nomes de orientações clássicas do sistema cúbico

2.6.2 RELAÇÃO ENTRE ENERGIA DE ANISOTROPIA E INDUÇÃO MAGNÉTICA

O aço silício tem estrutura cúbica de corpo centrado e a direção [100] é a de fácil magnetização. Para magnetizar um cristal numa direção outra que não a de fácil magnetização é necessária uma energia adicional denominada energia de anisotropia, expressa por (BITTER, 1937):

$$E_a = K_1 (\alpha_1^2 \cdot \alpha_2^2 + \alpha_1^2 \cdot \alpha_3^2 + \alpha_2^2 \cdot \alpha_3^2) + K_2 (\alpha_1^2 \cdot \alpha_2^2 \cdot \alpha_3^2) \quad \text{EQ. 2.13}$$

Onde K_1 e K_2 são os coeficientes de anisotropia do material e α_1 , α_2 e α_3 são os cossenos diretores da direção de magnetização com relação ao referencial da rede cristalina, formado pelas arestas do cubo. No policristal, o valor médio da energia de anisotropia (E_a), em cada direção, é função da orientação dos grãos. A energia de anisotropia média para várias direções no plano da chapa pode ser obtida a partir dos dados de textura.

Como o B_{50} se correlaciona bem com a textura, existe, portanto, uma boa relação entre essa medida e a energia de anisotropia magnética conforme pode ser observado na FIG. 2.35.

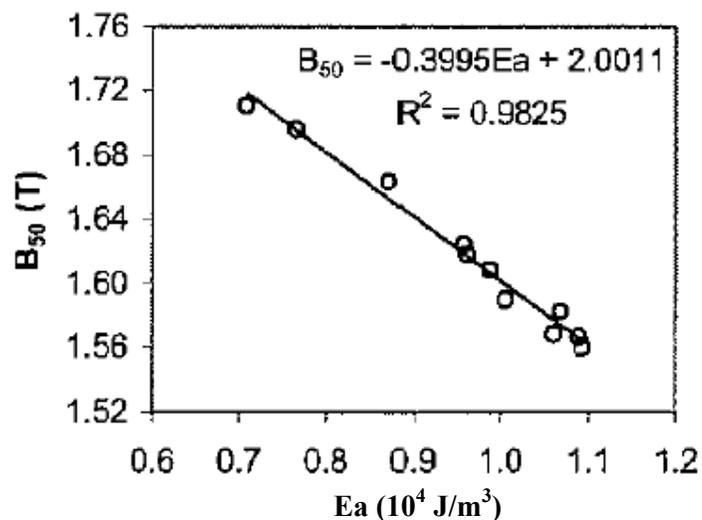


FIG. 2.35 B_{50} em função de E_a (CUNHA e LUNA, 2000)

Em relação a energia de anisotropia, os valores esperados para texturas ideais isotrópicas no plano foram estimadas: (100)[0 v w], E_a é $0,60 \times 10^4 \text{ J/m}^3$; para (110)[u -u w], E_a é $1,07 \times 10^4 \text{ J/m}^3$; para (111)[u v - (u+v)], E_a é $1,21 \times 10^4 \text{ J/m}^3$.

Conforme CUNHA e LUNA (2000) existe uma boa correlação entre B_{50}/B_s com E_a para aços elétricos com variação nos teores de silício conforme FIG. 2.36.

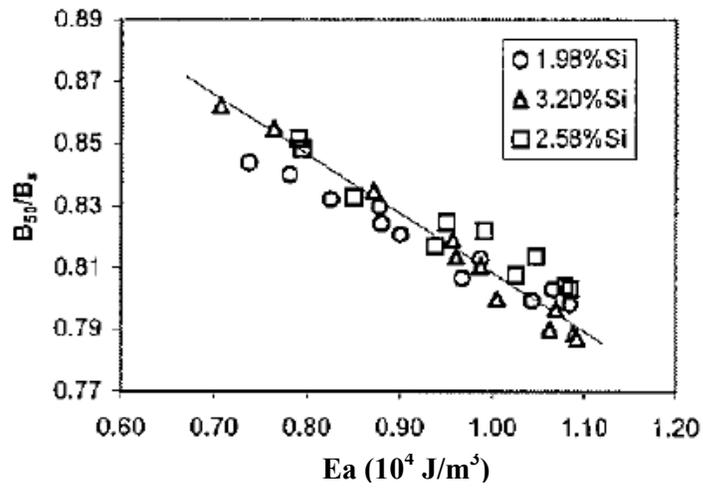


FIG. 2.36 B_{50}/B_s versus E_a para aços elétricos de diferentes teores de Si (CUNHA e LUNA, 2000)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Os materiais utilizados neste trabalho foram três aços baixo carbono, dois com silício em torno de 3%, no estado de tiras laminadas a frio e tiras recozidas com espessura de 0,35 mm (tipo “A”) e 0,5 mm (tipo “B”), com 50 mm de largura e 1000 mm de comprimento (direção de laminação) fornecidos pela ArcelorMittal Inox Brasil e um outro de qualidade inferior (tipo “C”) de baixo silício com espessura de 0,6 mm fornecido em rolo pela empresa Brasmetal. Este último foi utilizado no trabalho para fins de aperfeiçoamento das suas propriedades magnéticas através do processo de imersão a quente para lhe dar, portanto um maior valor agregado de mercado.

A TAB. 3.1 indica a composição química dos materiais. Percebe-se que A e B possuem praticamente a mesma composição química diferindo apenas na espessura.

TAB. 3.1 Composições Químicas dos Aços (% em peso)

Identificação	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	P	S	N	Sb	B
A	0,003	3,01	0,58	0,1	0,03	0,01	0,003	0,03	0,001	-		
B	0,003	3,02	0,58	0,04	0,01	0,01	0,003	0,03	0,001	-		
C	0,001	0,813	0,544	-	-	-	0,243	0,042	0,01	-	0,002	0,004

As justificativas para o uso de materiais com tal composição química são as seguintes:

- Material com baixo carbono para minimizar o efeito da precipitação durante resfriamento;
- Teor de 3%Si em peso (tipo A e B) para proporcionar microestrutura ferrítica desde a temperatura de solidificação até a temperatura ambiente, o que favorece a difusão de elementos de liga. Por ser este teor baixo o suficiente para permitir processamento por laminação a frio antes da imersão a quente. E ainda para favorecer um maior controle na textura cristalográfica devido à permanência de fase contribuindo positivamente nas propriedades magnéticas finais;

- A presença de Mn contribui para o aumento do produto de solubilidade do sulfeto de manganês. Este produto por sua vez reduz o teor de S em solução na temperatura de reaquecimento, impedindo que o crescimento de grão seja obstruído pela precipitação de partículas finas. Tem-se então a diminuição das perdas magnéticas por este mecanismo proporcionar maior tamanho de Grão e uma textura cristalográfica mais próxima da adequada ou ideal após recozimento final;
- O material do tipo “C” será utilizado com o intuito de se estudar um tipo de aço elétrico de qualidade inferior, de menor custo e maior saída no mercado de motores elétricos e compará-lo com o material “A” e “B” averiguando as suas propriedades magnéticas após o tratamento de imersão a quente.
- O material “C” por possuir baixo teor de silício (0,8%) haverá transformação de fase na etapa de recozimento final (1250⁰C), pois esta transformação acontece entre 815⁰C e 900⁰C (início e fim de transformação da austenita em ferrita) (REZENDE ET AL., 2004). Deste modo durante o recozimento a partir de 900⁰C existirá somente a fase austenítica. A transformação para ferrita acontecerá durante o tempo de permanência na temperatura de 1250⁰C favorecida pela difusão do Si para o material.

3.2 NOMENCLATURA

A nomenclatura adotada para o controle de amostras é composta de um código formado por letras e números. As letras indicam a composição química e espessura (A, B e C) e o processo termomecânico (R, L, D, I) e os números (1 e 2) indicam a temperatura de imersão a quente.

A TAB. 3.2 resume a nomenclatura das amostras adotada neste trabalho.

TAB. 3.2 Nomenclatura das Amostras

A	Tira com 3%Si com 0,35 mm de espessura
B	Tira com 3%Si com 0,5 mm de espessura
C	Tira com 0,8%Si com 0,6 mm de espessura
L	Tira laminada a frio
R	Tira recozida
I	Amostra após imersão a quente
D	Amostra após recozimento de difusão em 1250°C por 30min
Lam	Amostra laminada a frio após imersão a quente
G	Amostra com laminação de encruamento de 5% e posterior recozimento a 1000°C por 15min
α	Amostra com laminação intermediária antes da imersão.
β	Amostra com laminação intermediária depois da imersão.
1	Imersão a quente a 850°C
2	Imersão a quente a 900°C

Para facilitar o entendimento do uso da nomenclatura nas amostras serão apresentados alguns exemplos:

- ⇒ Amostra do tipo A recebida no estado recozida com imersão a quente a 900°C – ARI2;
- ⇒ Amostra do tipo B recebida no estado laminado com tratamento de aumento de tamanho de grão, laminação de 30% antes da imersão, temperatura de imersão a 850°C, com recozimento de difusão – BRG α D1.

3.3 TRATAMENTOS TERMOMECAÑICOS

Após recebimento do material, as tiras de 0,5 mm, 0,35 mm e 0,6 mm de espessura foram primeiramente cortadas no tamanho de 30 mm x 150 mm e limpas em solução de 5%HF, 20%HCl e 75% H₂O (destilada) por 15min com o objetivo de se retirar óxido e também a camada de revestimento que existia nas tiras recozidas. Após limpeza as tiras foram secas

com álcool e com um soprador térmico.

Algumas amostras (BR e CR) sofreram o tratamento para aperfeiçoar a textura. O que consistiu em uma laminação de encruamento de 5% de redução, recozimento a 1000°C por 15min e uma laminação a frio de aproximadamente 30% feita antes (α) ou depois (β) da imersão a quente.

Posteriormente as tiras passaram pelo processo de imersão a quente em um banho de liga binária de Al-Si, composição química hipereutética de Al com 25%Si em peso, a 850°C (1) e 900°C (2) por um tempo de 10 – 30s.

Após a imersão as tiras sofreram recozimento, para difusão do Si e Al do recobrimento depositado no aço, em atmosfera inerte de argônio e baixo vácuo. A pressão interna no tubo foi em torno de 1/3 da pressão atmosférica, e a rampa de aquecimento foi de 10°C/min até 1250°C e um patamar de 30min.

Nas FIG. 3.1 a FIG. 3.6 são apresentados os fluxogramas resumindo os tratamentos termomecânicos realizados nos materiais como recebido.

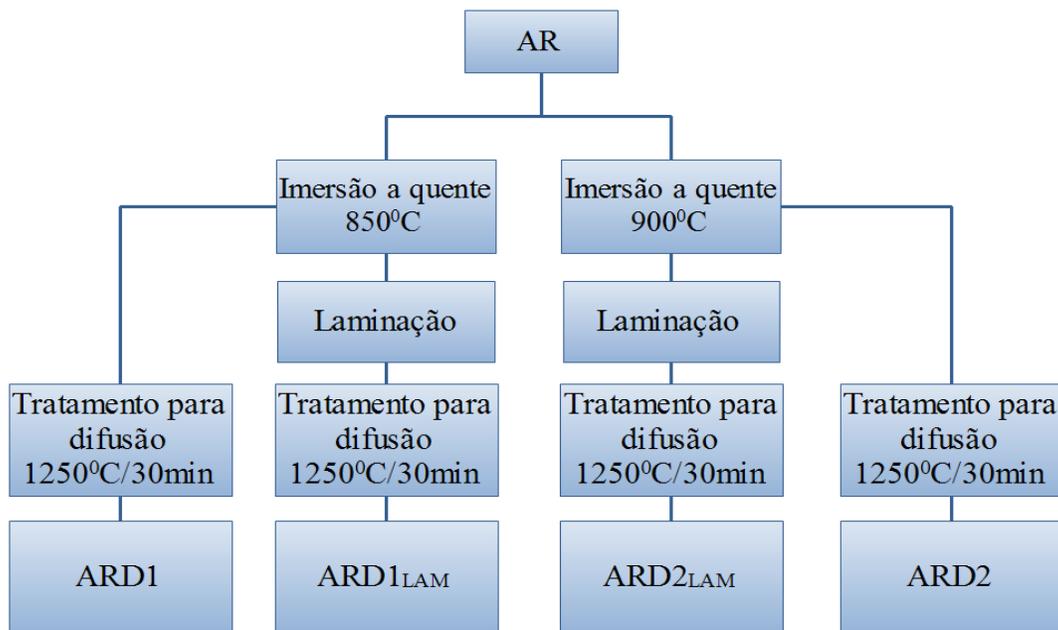


FIG. 3.1 Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra AR como recebida

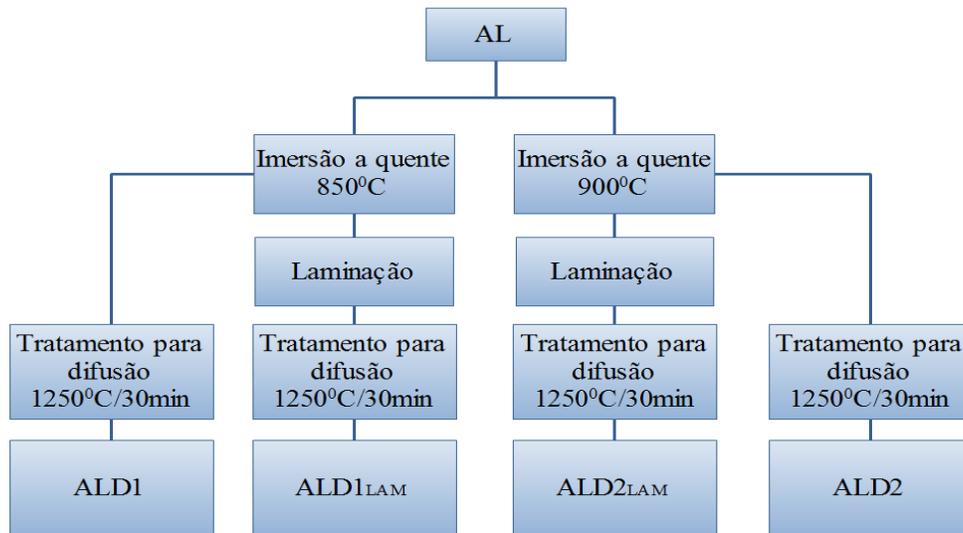


FIG. 3.2 Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra AL como recebida

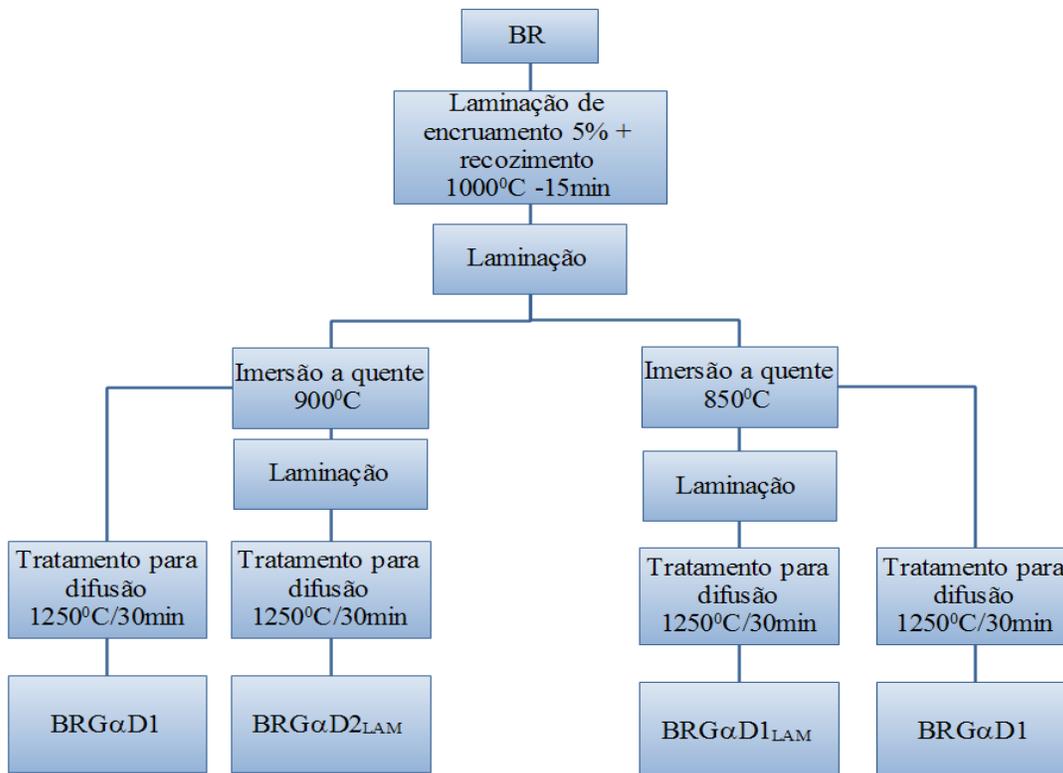


FIG. 3.3 Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra BR como recebida

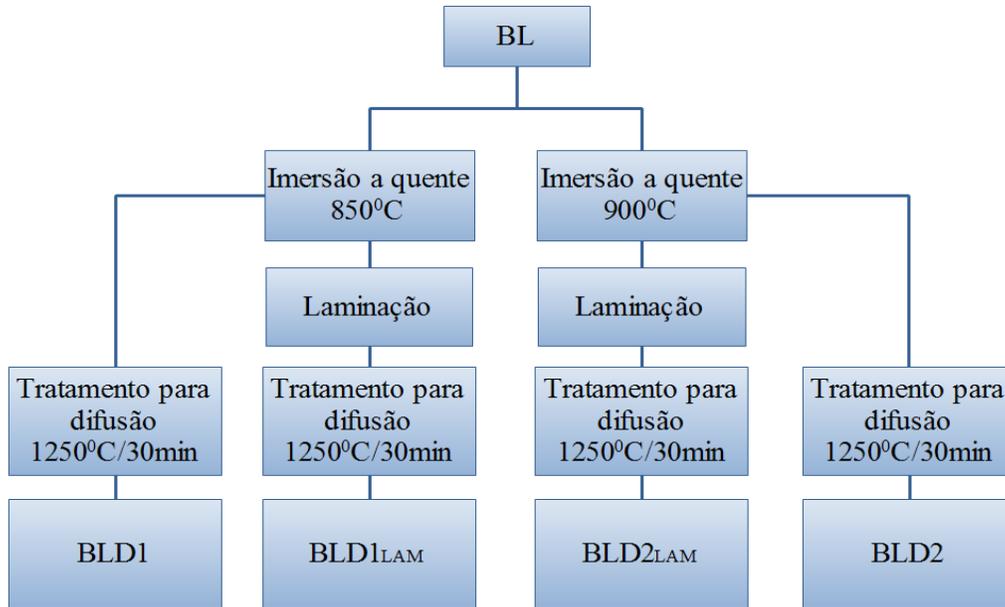


FIG. 3.4 Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra BL como recebida

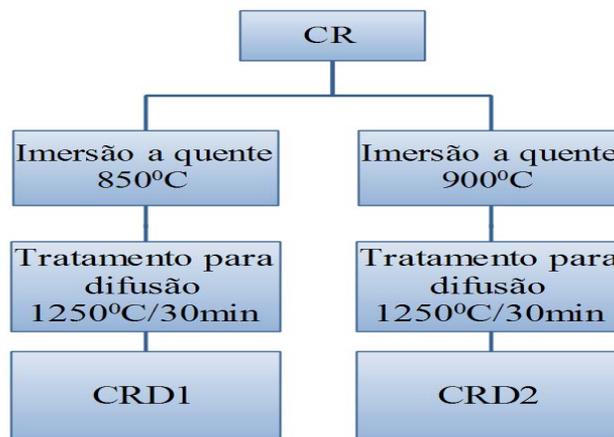


FIG. 3.5 Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra CR como recebida sem o tratamento de aperfeiçoamento de textura

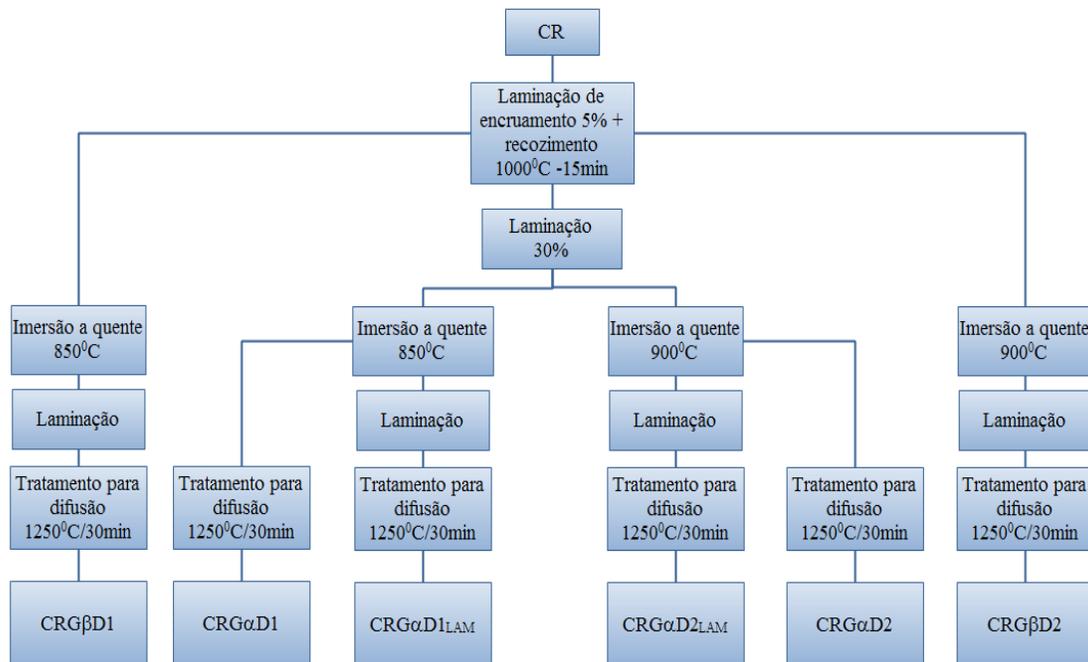


FIG. 3.6 Fluxograma dos tratamentos termomecânicos realizados a partir da amostra CR como recebida com o tratamento de aperfeiçoamento de textura

3.3.1 LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO E RECOZIMENTO PARA CRESCIMENTO DE GRÃO

Na busca por uma textura cristalográfica mais favorável foi realizada laminação de encruamento de 5% de redução, somente nas amostras recebidas no estado recozido com espessura de 0,5 mm e 0,6 mm (tipo B e C), seguida de tratamento térmico a 1000°C por 15 min proporcionando um aumento do tamanho de grão na ordem de 500 μm e posteriormente laminação a frio de aproximadamente 30% de redução na espessura.

Deste modo esse processamento possibilitou a ocorrência de heterogeneidade de deformação gerando uma textura cristalográfica favorável às propriedades magnéticas após recozimento final. A laminação se realizou em algumas amostras antes da imersão a quente e em outras depois, tendo respectivamente como nomenclatura particular, (α) e (β).

Nas FIG. 3.7 e FIG. 3.8 são apresentados esquemáticos que resumem as etapas desse processo.

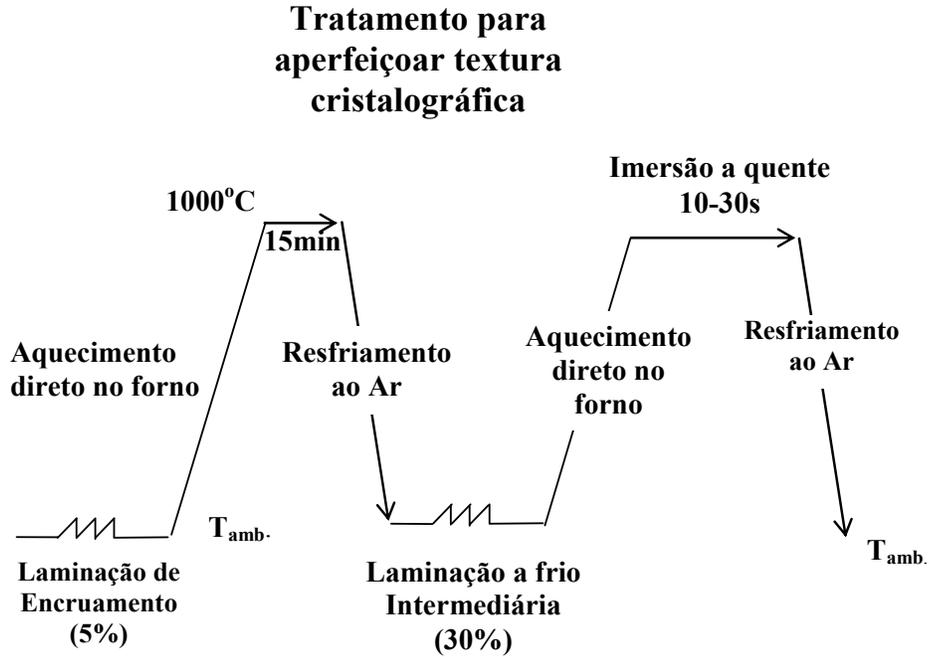


FIG. 3.7 Esquemático da Imersão a quente com tratamento de aperfeiçoamento de textura cristalográfica com laminação intermediária antes da imersão (*nomenclatura α*)

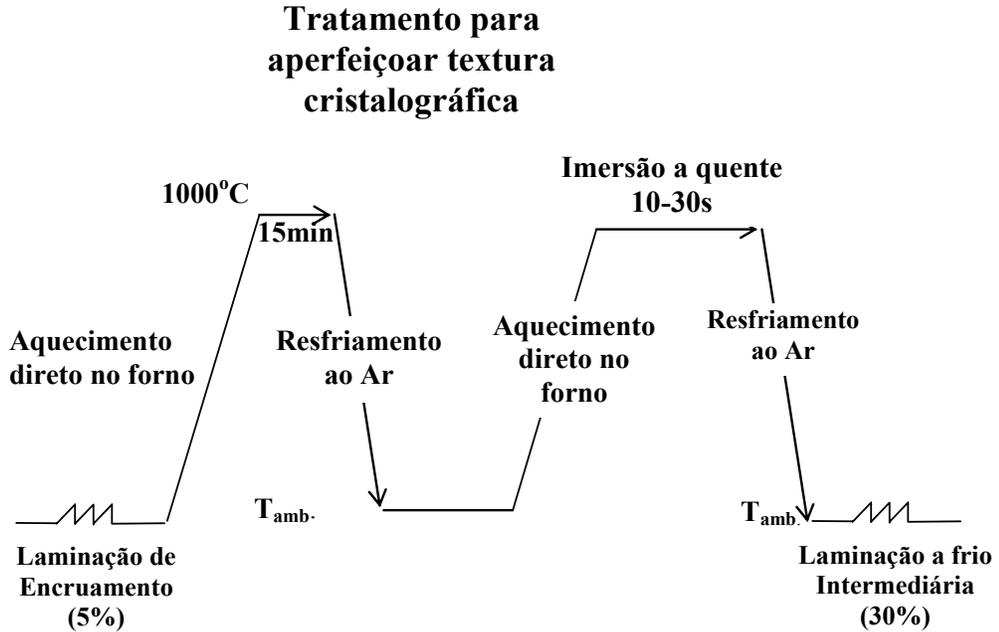


FIG. 3.8 Fluxograma da Imersão a quente com tratamento de aperfeiçoamento de textura cristalográfica com laminação intermediária após imersão (*nomenclatura β*)

3.3.2 IMERSÃO A QUENTE

As tiras foram mergulhadas em um banho de uma liga de Al/Si contendo 25%Si em peso a 850°C (nomenclatura “1”) e 900°C (nomenclatura “2”) por 10 – 30s com o objetivo de revesti-las com uma espessura mínima de acordo com o cálculo realizado na seção 3.3.2.2 de aproximadamente 90,3 μm (material B) e 160 μm (material C) sendo o controle da espessura de revestimento feito pelo tempo de permanência no banho e velocidade de retirada do banho.

Antes das imersões as chapas foram limpas através de uma decapagem em solução de 20% HCl + 5% HF + 75% H₂O destilada por 10 min e após isso feita uma lavagem em água e secamento com éter de petróleo.

3.3.2.1 SISTEMA DE IMERSÃO A QUENTE

O sistema de imersão foi montado com um isolamento térmico, resistência interna enrolada como uma espiral e no centro dela colocou-se um cadinho de alumina (FIG. 3.9).

Entre a resistência e o cadinho havia um termopar tipo K ligado a um controlador de temperatura que manteve o controle de temperatura do patamar. A resistência foi conectada a um fio elétrico que era ligado a um transformador de 10 volts, pois se trabalhou com baixa voltagem e alta amperagem sendo esta em torno de 32 ampères.

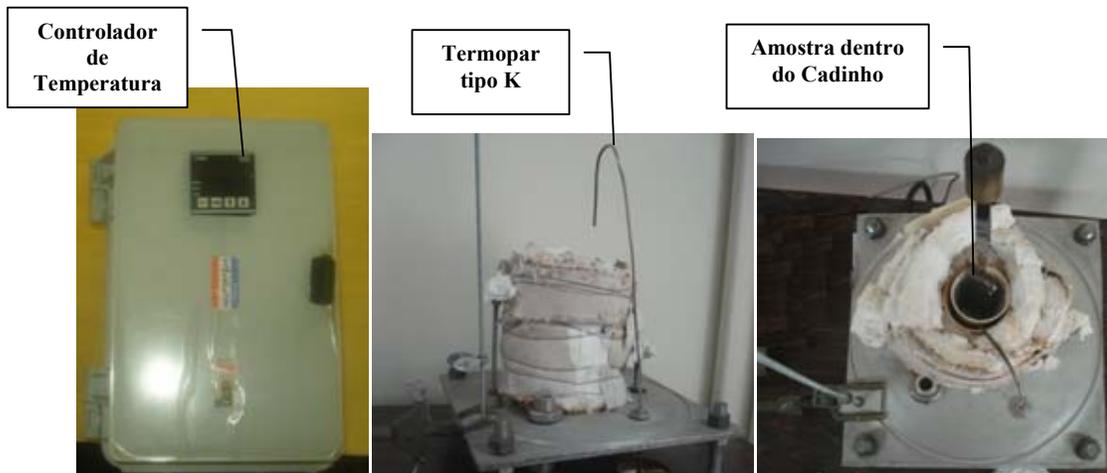


FIG. 3.9 Controlador de temperatura (esquerda), forno de imersão com termopar (meio) e forno visto de cima com amostra presa numa pinça dentro do cadinho (direita)

Para tornar reprodutível o experimento foi montado um dispositivo para controle da velocidade de imersão e de retirada da chapa do banho. Deste modo pôde-se ter uma velocidade constante de aproximados 7,3 mm/s.

Para tal dispositivo utilizou-se um sistema de roldanas sustentadas por duas hastes rosqueadas, nelas passava um fio de tungstênio. Para manter esticado o fio durante o processo, utilizou-se um peso de 98,5 gramas na ponta do fio e conectado a este peso uma pinça para poder prender a chapa. Na outra extremidade do fio colocou-se uma roldana acoplada em um eixo que por sua vez estava ligado a um motor de passo que fez o trabalho de enrolar e desenrolar o fio (FIG. 3.10).



FIG. 3.10 Dispositivo de imersão para controle de velocidade

Após realizado o tratamento de imersão a quente, o sistema era desligado e com isso a liga fundida que estava dentro do cadinho de alumina era despejada para dentro de um outro cadinho mais robusto. Isto foi feito porque caso a liga solidificasse no cadinho de alumina ele quebraria devido à sua contração ao se solidificar. A FIG. 3.11 mostra o cadinho de alumina e o cadinho robusto utilizado para receber o material fundido.

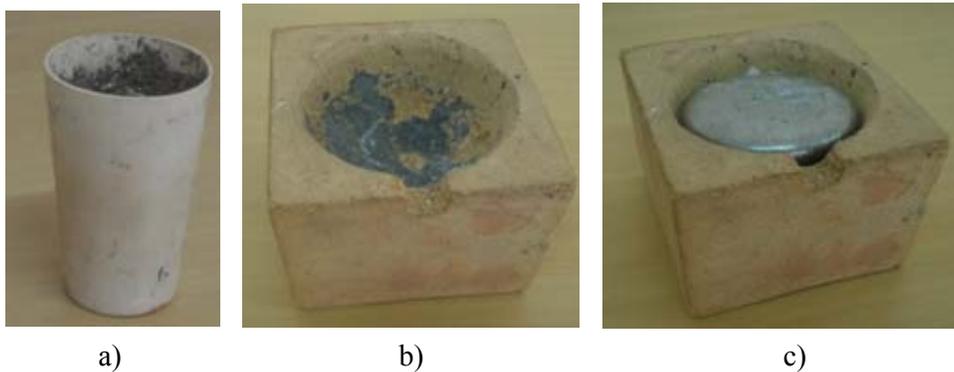


FIG. 3.11 a) cadinho de alumina; b) cadinho robusto e c) cadinho robusto com a liga solidificada

3.3.2.2 CÁLCULO DA ESPESSURA MÍNIMA DE REVESTIMENTO

Foi realizado cálculo de espessura de revestimento para amostras de aço com teor original de 3,02%Si e 0,8%Si, com o objetivo de se determinar a espessura mínima de revestimento necessária para se obter ao final do recozimento de difusão um percentual de teor de silício em peso de aproximadamente 6,5%. Após a imersão, era avaliado se a espessura esperada havia sido atendida e posteriormente verificado se a difusão acontecia de forma que a composição final do aço fosse próxima do projetado.

- *Densidade do aço com alto silício: 7,65 g/cm³ – obtido da página 1536 do Metals Handbook (ASM Desk Editions)*
- *Densidade do aço com baixo silício: 7,8 g/cm³ - obtido da página 1535 do Metals Handbook (ASM Desk Editions)*
- *Densidade do alumínio com silício: 2,66g/cm³ – obtido da página 185 do Metals Handbook (volume 2)*

d ⇒ densidade

A ⇒ área

M ⇒ massa

v ⇒ volume

X ⇒ espessura

Para o substrato B – 3,02%Si com espessura de 0,45 mm

$$d = M/v = 7,65\text{g/cm}^3$$

$$m_{\text{Aço}} = 7,65 \cdot A \cdot 0,45\text{cm} = 0,344 \text{ A}$$

$$m_{\text{T}} = m_{\text{Aço}} + m_{\text{Si}}$$

Adição de 3,48 %Si

$$m_{\text{Si}} = 0,035 m_{\text{T}} \Rightarrow m_{\text{T}} = \frac{m_{\text{Si}}}{0,035}$$

$$\frac{m_{\text{Si}}}{0,035} = m_{\text{Aço}} + m_{\text{Si}} \Rightarrow \frac{m_{\text{Si}}}{0,035} - m_{\text{Si}} = m_{\text{Aço}}$$

$$m_{\text{Aço}} = m_{\text{Si}} \left(\frac{1}{0,035} - 1 \right)$$

$$m_{\text{Aço}} = m_{\text{Si}} \left(\frac{1 - 0,035}{0,035} \right) \Rightarrow m_{\text{Aço}} = m_{\text{Si}} \cdot \frac{0,965}{0,035}$$

$$m_{\text{Aço}} = 27,57 m_{\text{Si}} \Rightarrow m_{\text{Si}} = 0,036 m_{\text{Aço}}$$

$$m_{\text{Si}} = 0,036 \times 0,344 \text{ A}$$

(1) $m_{\text{Si}} = 0,012 \text{ A}$ → Si na chapa

Revestimento de liga de alumínio com 25%Si

$$d_{\text{(liga Al/Si)}} = M/v = 2,66\text{g/cm}^3$$

$$m_{\text{rev}} = 2,66 \cdot A \cdot X$$

$$25\% \text{ Si} \Rightarrow \text{(2) } m_{\text{Si}} = 0,665 \cdot A \cdot X$$

$$(1) = (2)$$

$$0,012 \text{ A} = 0,665 \cdot A \cdot X$$

$$X = 0,012/0,665 = 0,018 \text{ cm} = 180\mu\text{m}$$

Dividindo em dois o X por ser duas superfícies de revestimento:

Revestimento para cada lado de $90\mu\text{m}$

Para o substrato C – 0,8%Si com espessura de 0,6 mm

$$d = M/v = 7,8\text{g/cm}^3$$

$$m_{\text{Aço}} = 7,8 \cdot A \cdot 0,06\text{cm} = 0,468 \text{ A}$$

$$m_{\text{T}} = m_{\text{Aço}} + m_{\text{Si}}$$

Adição de 5,7 %Si

$$m_{\text{Si}} = 0,057 m_{\text{T}} \Rightarrow m_{\text{T}} = \frac{m_{\text{Si}}}{0,057}$$

$$\frac{m_{\text{Si}}}{0,057} = m_{\text{Aço}} + m_{\text{Si}} \Rightarrow \frac{m_{\text{Si}}}{0,057} - m_{\text{Si}} = m_{\text{Aço}}$$

$$m_{\text{Aço}} = m_{\text{Si}} \left(\frac{1}{0,057} - 1 \right)$$

$$m_{\text{Aço}} = m_{\text{Si}} \left(\frac{1 - 0,057}{0,057} \right) \Rightarrow m_{\text{Aço}} = m_{\text{Si}} \cdot \frac{0,943}{0,057}$$

$$m_{\text{Aço}} = 16,54 m_{\text{Si}} \Rightarrow m_{\text{Si}} = 0,060 m_{\text{Aço}}$$

$$m_{\text{Si}} = 0,060 \times 0,468 \text{ A}$$

(1) $m_{\text{Si}} = 0,028 \text{ A}$ → Si na chapa

Revestimento de liga de alumínio com 25%Si

$$m_{\text{rev}} = 2,66 \cdot A \cdot X$$

$$25\% \text{ Si} \Rightarrow \text{(2) } m_{\text{Si}} = 0,665 \cdot A \cdot X$$

$$(1) = (2)$$

$$0,028 \text{ A} = 0,665 \cdot A \cdot X$$

$$X = 0,028/0,665 = 0,042\text{cm} = 420\mu\text{m}$$

Dividindo em dois o X por ser duas superfícies de revestimento:

Revestimento para cada lado de $210\mu\text{m}$

3.3.3 LAMINAÇÃO A FRIO INTERMEDIÁRIA

Algumas amostras com 0,5 mm foram laminadas a frio após a imersão a quente para a espessura de 0,35 mm, conforme indicado no exemplo do fluxograma da FIG. 3.12. A laminação foi realizada no IME em um laminador FENN de rotação reversível. Esta laminação proporcionou controle na espessura final, favoreceu a homogeneização do revestimento e ainda pode ser utilizada como ferramenta para alcançar uma textura cristalográfica desejada conforme dito na seção 3.3.1, no caso das amostras com nomenclatura (β).

As amostras que não sofreram o tratamento para aperfeiçoar a textura mas que foram laminadas após a imersão receberam a nomenclatura (**Lam**). As amostras que já possuíam a espessura de 0,35 mm não passaram por esta etapa.

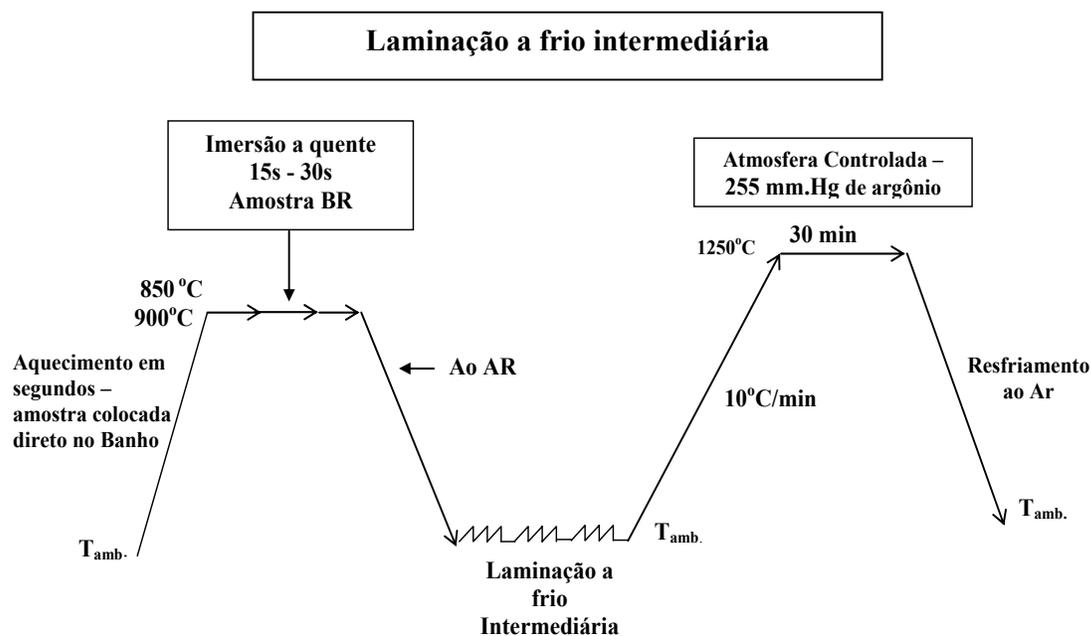


FIG. 3.12 Fluxograma da Imersão a quente e recozimento de difusão com laminação intermediária

3.3.4 RECOZIMENTO PARA DIFUSÃO

Foi realizado recozimento final a 1250°C por 30 min em atmosfera controlada de argônio com pressão interna de 255 mm.Hg (1/3 da pressão atmosférica) em um tubo de quartzo de 32 mm de diâmetro e comprimento de 1 metro.

O objetivo deste tratamento foi difundir o silício ao longo da espessura da chapa de aço elétrico e também de se desenvolver uma textura cristalográfica favorável às propriedades magnéticas unido ao tratamento de crescimento de grão e laminação intermediária já apresentados anteriormente.

Uma extremidade do tubo de quartzo utilizado foi fechada e a outra conectada a uma mangueira que estava acoplada numa conexão com medidor de pressão e uma válvula de vácuo. Após a inserção de argônio alcançar a pressão almejada, a válvula foi fechada e em seguida o tubo foi colocado no forno para se iniciar o tratamento de recozimento.

Na FIG. 3.13 pode-se verificar o procedimento de inserção de argônio e na FIG. 3.14 é mostrado o forno tubular utilizado para o tratamento térmico de difusão, o tubo de quartzo com as conexões e vacuômetro e também o tubo inserido no forno.

Com relação ao procedimento de inserção de argônio no tubo de quartzo primeiro foi feito um vácuo primário em torno 10^{-1} Torr e após isso foram feitas três sequências de inserções de argônio e retiradas com uma bomba mecânica tendo por objetivo obter uma atmosfera de argônio mais pura no interior do tubo. Na última inserção deste gás alcançou-se a pressão de 255 mm.Hg.



FIG. 3.13 Tubo de quartzo conectado num sistema para realização de vácuo e inserção do gás argônio



FIG. 3.14 Forno tubular, tubo de quartzo conectado a mangueira, medidor de vácuo e válvula, tubo inserido no forno

3.4 FABRICAÇÃO DA LIGA AL/SI

Para a fabricação da liga hipereutética de Al com 25%Si em peso foram utilizados alumínio doado pela Vale Sul e pedras de silício doadas pela Minasligas, ambos de pureza metalúrgica.

No uso destes materiais foram feitas várias tentativas utilizando os fornos do IME para se obter a liga, mas devido à dificuldade em se atingir a homogeneidade esperada e total dissolução do silício no alumínio, procurou-se uma empresa para realizar tal trabalho.

Tendo em vista a proporção em peso de 75% de alumínio e 25% de silício, usou-se um forno de poço de grande porte onde era possível fundir aproximadamente 50kg de material. A temperatura utilizada para fabricar a liga de silício e alumínio foi de 850°C. Deixou-se toda a mistura nesta temperatura por 1 hora para formar-se a liga, que em seguida foi despejada em moldes de areia para solidificação.

Na FIG. 3.15 tem-se a barra de alumínio/silício formada após solidificação no molde de areia.



FIG. 3.15 Barra de alumino/silício gerado após solidificação

3.5 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS AO LONGO DO PROCESSO

Em cada etapa dos tratamentos foram retiradas amostras de acordo com o fluxograma da FIG. 3.16 abrangendo os seguintes objetivos:

- Análises metalográficas para se verificar tamanho de grão e analisar a microestrutura no geral através de MO (microscopia óptica);
- Avaliar o perfil de distribuição de Si e Al ao longo da espessura após difusão

através de Espectrometria de Energia Dispersiva de Raios-x (EDS) utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV);

- Avaliar textura cristalográfica (macrotextura) através de difração de raios X;
- Medir ductilidade e resistência mecânica através de ensaio de tração em uma Máquina Emic Universal para ensaios mecânicos e avaliar o grau de fragilização oriunda do maior teor de silício;
- Medir propriedades magnéticas através do medidor Brockhaus MPG 100 D e software MPG X'Pert for Windows do centro de pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil;
- Medir espessura de revestimento através de imagens em microscópio eletrônico de varredura.

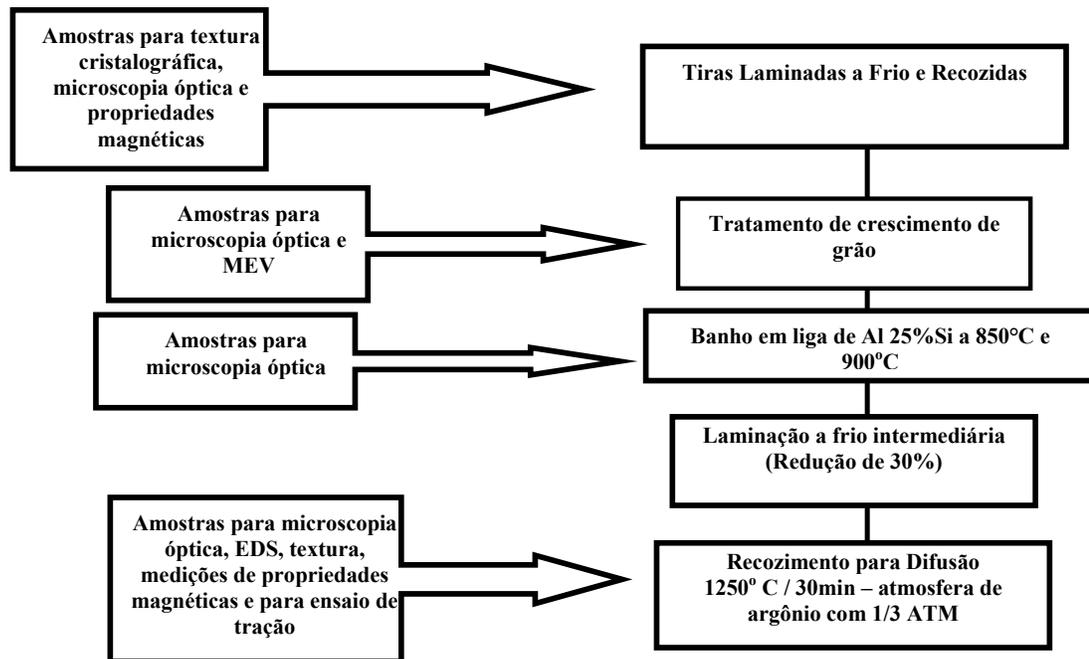


FIG. 3.16 Amostras retiradas de cada processo termomecânico

3.5.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras foram caracterizadas por quatro técnicas principais: análise metalográfica por microscopia óptica; análise de textura cristalográfica por difração de raios-x, teste de propriedades magnéticas e ensaio de tração para obter propriedades mecânicas.

A preparação dos corpos de prova para cada uma dessas análises será detalhada nas seções seguintes.

3.5.1.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA MICROSCOPIA ÓPTICA

As amostras foram cortadas nas dimensões de 30 mm x 30 mm para serem utilizadas tanto para a análise em microscópio óptico quanto para análise de textura em raios-x.

Preparou-se as amostras para serem observadas na seção longitudinal tendo a direção de laminação marcada com dois chanfros, um em cada extremidade da chapa.

Após o corte, colou-se as amostras em blocos de alumínio e em seguida lixou-se na sequência de lixas, 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, utilizando uma politriz.

Após o lixamento, foram realizados polimentos com suspensão de diamante de duas granulometrias 3 e 1 μm utilizando-se uma politriz conforme FIG. 3.17.

Posterior ao polimento realizou-se lavagem das amostras com água e depois um ataque químico com Nital 5% por aproximadamente 10s para revelar a microestrutura.

Obs: Para melhor resultado de polimento se utilizou os panos da marca Struers (tipo - DP/NAP).



FIG. 3.17 Procedimento utilizado para lixamento e polimento em uma politriz

3.5.1.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

As amostras para análise de textura tiveram dimensão de 30 mm x 30 mm. Para esse tipo de análise se utilizou somente as amostras como recebida e as com recozimento final de difusão.

Por causa das dimensões da embutidora, que admite amostras até 20 mm, foram utilizados placas de alumínio como suporte de lixamento e polimento onde colou-se as amostras para realizar processo de preparação (FIG. 3.18).



FIG. 3.18 Placa de alumínio com amostra colada (esquerda) e sem amostra colada

A preparação envolveu lixamento na seção longitudinal (30 mm x 30 mm) tendo a direção de laminação marcada com dois chanfros um em cada extremidade da chapa conforme escrito na seção anterior e exemplificado na figura que segue (FIG. 3.19).



FIG. 3.19 Amostra preparada para análise de textura cristalográfica

Para o lixamento foi usada a mesma sequência de lixas da preparação para microscopia óptica: 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh.

O lixamento foi realizado até o centro da peça, ou seja, até a metade da espessura original. Posteriormente, foi feito um polimento com suspensão de diamante de duas granulometrias (3 μm e 1 μm) para retirada das marcas da última lixa. Após o polimento, lavou-se a amostra com água e em seguida secou-se com um lenço fino.

3.5.1.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA TESTE DE PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Para o teste de propriedades magnéticas, foram utilizadas as amostras com recozimento de difusão e as amostras como recebidas. Suas dimensões foram: 30 mm x 100 mm com espessuras entre 0,6 mm e 0,35 mm.

Antes da realização do teste, as amostras passaram por decação química para retirada da camada de óxido resultante do recozimento final. Primeiramente, a solução de 5%HF, 20%HCl e 75% H₂O (destilada) por 10min e depois a solução de 5% HF e 95% H₂O₂ por 10s conforme indicado na FIG. 3.20.



FIG. 3.20 Decapagem das chapas para teste de propriedades magnéticas

3.5.1.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ENSAIO DE TRAÇÃO

Para o ensaio de tração, foram utilizadas as mesmas amostras preparadas para medição de propriedades magnéticas, onde as dimensões mantiveram-se as mesmas (30 mm x 100 mm com espessuras entre 0,6 mm e 0,35 mm). Essas amostras não foram cortadas conforme norma para ensaio de tração.

3.5.2 MEDIÇÃO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

As amostras coletadas para medição de textura são do tipo “como recebida” e com recozimento de difusão conforme dito na seção 3.5.1.2.

Para a medição da textura cristalográfica utilizou-se um difratômetro Panalytical modelo X’Pert Pro MRD (FIG. 3.21) com feixes paralelos otimizado com colimador policapilar (x ray lenses), tubo de cobalto e um filtro de ferro. Este equipamento está instalado no Instituto Militar de Engenharia.



FIG. 3.21 Difratorômetro Panalytical modelo X'Pert Pro MRD

Os dados foram coletados utilizando uma geometria de feixe paralelo (foco pontual), radiação com tubo de Cobalto ($\lambda = 1,79 \text{ \AA}$) e filtro de ferro. Foi utilizada a voltagem de 40kV e corrente de 45mA.

Foram realizadas medições das figuras de polo para as famílias $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$, sendo os cálculos feitos pelo programa popLA através do *método de análise harmônica*.

Os resultados de textura, que serão apresentados na próxima sessão, são semi-quantitativos e usam como unidade “quantas vezes uma dada orientação está presente em uma determinada textura em relação a uma amostra aleatória”. Por exemplo, uma orientação que apresentando nível 4 de intensidade significa que ela tem intensidade 4 vezes maior em relação a uma amostra sem orientação preferencial. Nesta, todas as orientações estariam presentes com intensidade igual a 1.

Com o objetivo de se determinar facilmente as componentes de textura foi utilizado um programa no qual se obtinham as componentes de textura através dos ângulos de Euler. Este programa denominado EULMIL foi criado pelo “GTC” (Grupo de Textura e Cristalografia do IME).

3.5.2.1 POPLA

O popLA (“preferred orientation package” – Los Alamos) é um software para cálculo de ODFs distribuído gratuitamente por Fred Kocks, do laboratório Nacional de Los Alamos, Novo México. Uma grande vantagem do popLA é a flexibilidade pois os dados coletados por ele podem ser convertidos para outros vários formatos. Outro grande atrativo são os muitos recursos que o popLA disponibiliza. Para citar um exemplo, uma figura de polo (experimental ou calculada) pode ser rotacionada, corrigida, comparada com outras e ainda pode ser realizada uma “filtragem” na figura de polo para redução de ruído.

Entre as principais desvantagens, estão:

- ⇒ Não são implementados métodos de corrigir componentes fantasmas (entretanto, o popLA disponibiliza o método WIMV, o qual é um método de cálculo que elimina a possibilidade de ocorrência de componentes “negativos” na ODF);
- ⇒ A saída gráfica é pobre, o que torna praticamente necessária a utilização de softwares comerciais para esse fim;
- ⇒ Não é um software simples de ser utilizado, e requer uma certa experiência do usuário.

Para fins de conversão de formato, foi utilizado o programa PC-Texture 3.0. Embora o menu deste programa contenha a opção de converter “automaticamente” o formato .RWD (arquivos da figura de polo da Panalytical) para o formato .RAW que é o do popLA. Isso não é exatamente verdade, sendo inclusive necessário editar esse arquivo “quase popLA” gerado pelo PC-Texture 3.0, e incluir 4 linhas de zeros após os dados de cada figura de polo.

O arquivo de correção de desfocalização do feixe convertido do formato “.COR” (Panalytical) para “.DFB” (popLA) também necessita ser editado. A correção do “background” é feita diretamente na figura de polo e talvez por este motivo as colunas correspondentes a correção por “background” no arquivo recém-convertido .DFB aparecem zeradas. Mas esses zeros devem ser substituídos por algum número, que deve ser idêntico para todos os ângulos de inclinação.

Um dos recursos mais interessantes do popLA é possibilitar o uso de diferentes métodos de cálculo de ODFs: WIMV e análise harmônica.

Cada um destes métodos possui suas vantagens e desvantagens. A sugestão de

KALLEND et AL (1991) é usar análise harmônica para calcular figuras de polo completas (pois existem partes das figuras de polo que não são passíveis de serem medidas experimentalmente, devido ao alto ângulo) e usar o algoritmo WIMV, para calcular as ODFs.

O WIMV (chamado assim em lembrança aos autores que desenvolveram este método – Williams-Imhof-Matthies-Vinel, ver KALLEND (1998)) é um algoritmo que utiliza interações sucessivas para calcular a ODF. O fluxograma da FIG. 3.22 ilustra como funciona esse método.

KALLEND (1998) menciona que o WIMV é mais suscetível a ruídos nos dados do que em relação ao método harmônico. Podem-se obter diferentes soluções (dentro do conjunto de possíveis soluções) para o mesmo conjunto de dados (isso depende das condições escolhidas (KALLEND, 1998)). E, ainda, no WIMV também existe o problema dos componentes fantasmas, mas não o de componentes “negativos” na ODF.

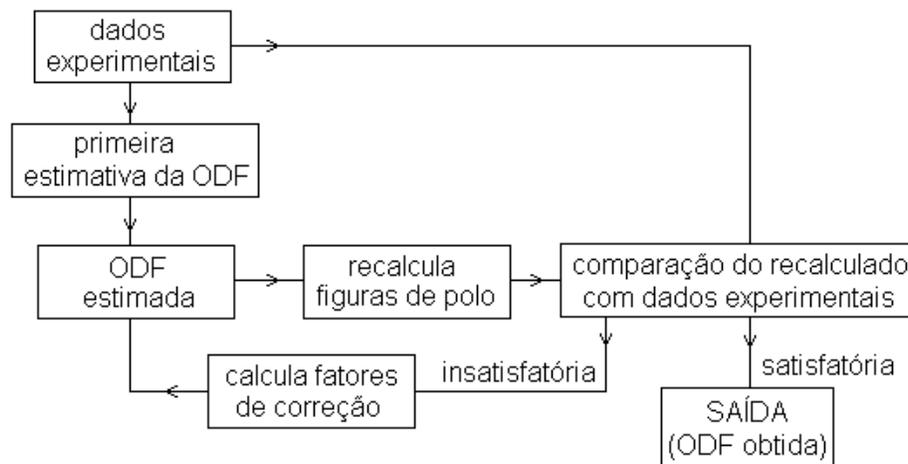


FIG. 3.22 Algoritmo do método WIMV (baseado em KALLEND, 1998)

Nas TAB. 3.3, TAB. 3.4 e TAB. 3.5 são apresentados resultados de cálculo de ODFs obtidos com o popLA, segundo três diferentes métodos de cálculo para o mesmo conjunto de figuras de polo medidas experimentalmente em um aço GNO.

O formato de saída do popLA é um arquivo contendo os dados em uma grade $5^\circ \times 5^\circ \times 5^\circ$. Para cada corte ($\phi = \text{constante}$) produz-se uma tabela com 19×19 pontos. As TAB. 3.3, TAB. 3.4 e TAB. 3.5 reproduzem exatamente esse formato de saída do popLA, o qual não corresponde exatamente ao formato da notação de Roe. A FIG. 3.23 indica a localização dos ângulos de Euler θ e ψ nessas tabelas, nas quais estes aumentam sempre em um passo de 5° .

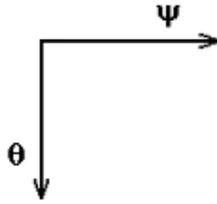


FIG. 3.23 Localização de θ e ψ como referência para as TAB. 3.3, TAB. 3.4 e TAB. 3.5

TAB. 3.3 Seção $\phi=45^\circ$ de uma ODF calculada com oWIMV, a partir das figuras de polo recalculadas com método harmônico (CAMPOS, 2000). Notação ver FIG. 3.23

```

3476      3/01/99      10 WIMV iter: 1.3%,Fon= 0 14-DEC-99 strength= 1.11
CODR 5.0 90.0 5.0 90.0 1 1 2-1 3 100 Phi= 45.0
 84 79 96 178 240 194 146 136 167 180 167 136 146 194 240 178 96 79 84
 44 54 85 116 125 143 185 212 209 188 179 158 149 172 199 177 113 93 100
 35 39 59 87 91 102 151 203 191 157 169 190 255 303 259 181 116 79 67
 45 46 53 63 71 77 109 201 180 117 119 158 236 276 194 118 110 106 102
 50 65 92 103 81 66 104 175 165 109 109 190 270 286 267 196 136 124 120
 64 61 60 74 85 81 86 97 106 99 105 126 132 152 193 186 132 82 65
 84 67 52 68 101 108 80 70 88 115 137 133 134 150 158 155 122 84 71
 44 50 50 46 62 104 107 74 76 93 101 120 178 219 163 111 96 76 61
 68 53 37 42 66 77 60 59 83 112 147 179 186 172 150 137 106 64 48
 47 49 52 54 57 62 67 67 97 154 178 193 209 205 174 138 113 91 81
102 122 156 150 113 106 103 101 181 262 239 299 406 404 327 217 156 171 198
238 266 276 218 174 151 132 151 174 218 276 266 238 266 276 218 174 151 132
332 349 333 248 150 97 90 104 98 94 149 207 175 122 114 139 142 111 95
191 174 151 127 93 66 68 81 70 65 83 96 89 84 98 112 100 88 89
193 122 69 82 90 65 46 50 69 71 58 59 65 64 64 80 106 84 59
 79 71 60 78 104 86 55 42 45 60 61 51 57 56 42 53 70 71 72
112 107 112 174 223 153 89 72 66 51 42 43 54 73 92 88 67 72 87
143 129 115 130 136 120 122 115 84 44 28 33 45 68 90 81 67 60 56
117 121 151 162 98 83 121 119 63 34 27 32 52 80 92 91 71 39 26

```

TAB. 3.4 Seção $\phi=45^\circ$ de uma ODF calculada com oWIMV, diretamente a partir das figuras de polo experimentais (porém incompletas) (CAMPOS, 2000). Notação ver FIG. 3.23

3.23

```

3476      3/01/99      10 WIMV iter: 1.7%,Fon= 0 14-DEC-99 strength= 1.14
CODR 5.0 90.0 5.0 90.0 1 1 2-1 3 100 Phi= 45.0
107 85 64 249 365 104 69 44 81 160 81 44 69 104 365 249 64 85 107
 69 121 212 182 117 102 151 147 147 166 102 80 71 96 174 283 241 254 388
 49 51 66 99 69 66 78 105 173 146 127 114 189 256 279 241 248 164 88
 58 60 63 53 72 75 88 274 194 91 93 167 204 241 162 100 118 129 135
 35 56 92 114 84 43 121 201 151 153 137 250 262 238 288 167 136 151 106
 73 62 52 68 84 85 78 97 130 89 78 99 128 118 153 184 122 62 37
107 74 63 81 136 122 72 60 85 121 154 182 103 137 129 127 137 84 59
 43 60 53 46 56 123 155 69 79 98 89 84 183 203 130 93 86 75 55
 99 68 46 47 81 81 50 55 84 98 175 197 132 145 125 121 130 52 33
 55 59 59 59 57 54 78 66 87 157 114 152 191 196 143 115 114 75 73
115 92 130 221 94 82 91 60 221 427 288 403 503 428 389 229 171 262 377
217 315 376 185 159 204 120 204 159 185 376 315 217 315 376 185 159 204 120
386 415 409 320 179 75 39 91 114 71 157 220 128 80 81 104 115 82 86
202 157 179 183 76 40 50 100 57 49 83 84 66 90 91 89 92 73 107
182 126 45 57 100 62 50 42 62 70 41 43 59 57 56 61 85 63 21
 68 80 65 81 108 63 49 38 48 72 66 43 64 46 30 63 78 88 108
 85 123 146 233 310 151 79 73 74 65 41 50 66 83 92 105 83 63 83
188 147 95 103 99 107 127 131 138 44 28 37 43 64 104 74 47 54 40
240 134 125 156 117 88 190 196 43 54 50 37 58 97 102 71 65 39 29

```

TAB. 3.5 Seção $\phi=45^\circ$ de uma ODF calculada com o método harmônico, algoritmo de Roe (CAMPOS, 2000). Notação ver FIG. 3.23

3476	3/01/99				ODF by harmonics										14-DEC-99				
CHDR	5.0	90.0	5.0	90.0	1	1	2-1	3	100	Phi= 45.0									
348	255	109	94	174	194	144	135	197	238	197	135	144	194	174	94	109	255	348	
216	147	51	70	157	190	174	181	206	197	155	139	171	205	183	130	138	223	276	
23	1	1	43	113	147	190	244	233	157	122	170	221	214	184	180	182	161	144	
4	2	22	64	77	74	125	206	221	169	150	194	225	202	176	183	174	115	77	
63	65	82	103	91	58	54	84	118	140	145	147	171	210	218	181	131	96	85	
59	64	86	115	125	106	61	13	17	78	114	105	148	254	291	204	106	87	97	
28	35	59	91	113	124	108	53	24	75	134	146	179	258	277	192	97	68	71	
10	6	13	37	59	90	124	114	79	95	147	173	180	189	175	128	80	49	37	
11	1	1	1	30	67	108	120	101	100	124	140	148	152	132	101	83	69	61	
86	48	1	16	59	81	93	106	130	162	170	154	168	205	200	154	126	130	137	
209	183	142	129	129	119	110	126	182	251	267	232	227	266	270	217	172	171	180	
255	265	271	241	188	155	148	154	182	235	270	266	256	267	271	238	189	155	146	
204	242	287	251	172	131	134	130	114	128	182	230	233	215	211	205	165	108	80	
147	182	217	168	79	35	42	54	48	59	118	177	167	115	100	116	99	51	25	
105	124	135	90	22	1	1	10	37	59	100	134	101	33	15	38	35	4	1	
57	70	87	88	76	56	43	53	65	65	84	114	100	60	51	56	33	1	1	
52	65	96	133	161	160	138	115	80	38	40	90	125	133	135	113	64	30	23	
116	123	141	164	181	176	153	119	56	1	1	31	92	128	137	106	59	46	52	
159	162	167	171	169	156	136	103	36	1	1	1	56	96	108	79	42	45	60	

A mesma ODF apresentada na TAB. 3.5 (calculada com método harmônico) é mostrada na FIG. 3.24, nesta ODF foi capturada a saída gráfica do popLA.

Notar na TAB. 3.5 a existência de vários pontos com intensidade 1. Provavelmente foram obtidos, nesses locais, valores negativos no cálculo (sem significado físico) e o popLA altera automaticamente esses valores negativos para 1, simplesmente.

Nas TAB. 3.3 e TAB. 3.4 não aparecem números negativos, pois o WIMV não permite. Entretanto, é questionável dizer que os resultados das TAB. 3.3 ou TAB. 3.4 sejam mais confiáveis ou não que os da TAB. 3.5. Também é importante notar que o método WIMV é raramente empregado na literatura.

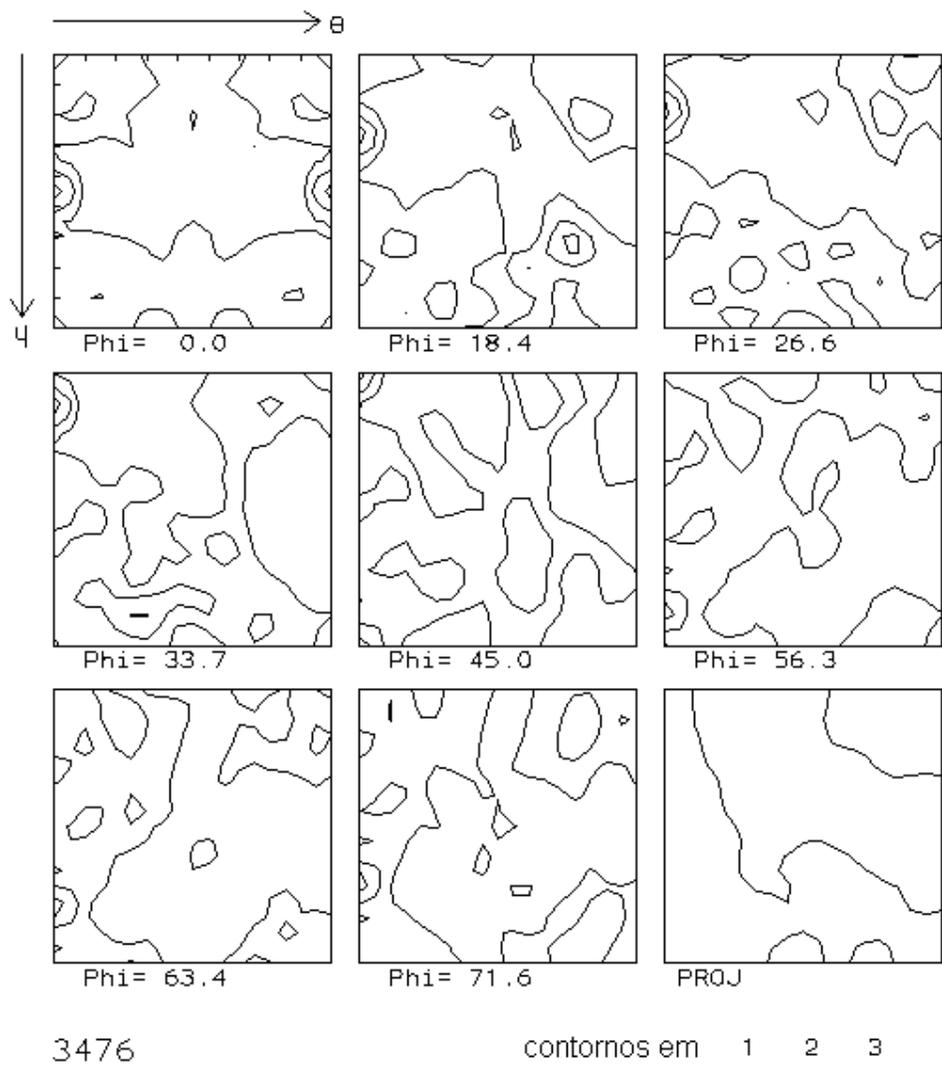


FIG. 3.24 Seções de ODF calculada com o método harmônico para $\phi = \text{constante}$, notação de Roe

3.5.3 MEDIÇÃO DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Para a medição das propriedades magnéticas (perdas, permeabilidade magnética e polarização magnética) utilizou-se o equipamento medidor Brokhauss e o software MPG X'Pert for Windows versão 1.9 do Centro de Pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil, sendo

feita somente nas amostras “como recebida” e nas amostras finais após recozimento de difusão.

As medições foram realizadas em chapas de 100x30 mm com espessuras entre 0,35 mm e 0,6 mm, sendo aplicado o campo na seção longitudinal da chapa na direção de laminação em um quadro de chapa única e extraindo-se as seguintes propriedades magnéticas: polarização magnética a 5000 A/m em 60 Hz (J_{50}), perda magnética total ($P_{15/60}$), ($P_{15/50}$), ($P_{10/60}$), ($P_{10/50}$) e ($P_{10/400}$) e permeabilidade magnética relativa ($\mu_{r15/60}$), ($\mu_{r15/50}$), ($\mu_{r10/60}$), ($\mu_{r10/50}$) e ($\mu_{r10/400}$).

Para medir as características magnéticas de uma chapa de aço elétrico, uma amostra de material precisa ser preparada e exposta a um fluxo magnético definido em um sistema de bobina adequado. O sistema da bobina de medição consiste de um enrolamento primário para produzir um campo magnético o que produzirá um fluxo magnético na chapa.

O campo magnético é determinado pela corrente, enrolamento e número de espiras do enrolamento e também pelo comprimento magnético da bobina.

As espiras do enrolamento e comprimento magnético são dados pela geometria do sistema de medição.

A corrente necessária é proporcionada por um amplificador de potência e esta é medida por meio de um resistor shunt de precisão com temperatura estável e isento de indução, ou através de bobinas de campo.

A voltagem obtida é digitalizada diretamente por um sistema de leitura de dados em pontos de suporte suficientes ao longo do curso do sinal primário.

A voltagem nominal é produzida por um gerador de seno digital controlado por quartzo de alta estabilidade. Por meio dele, uma frequência com estabilidade de amplitude é alcançada o que é necessário para se obter uma precisão de ajuste e medição exata.

O equipamento de Medição Brockhaus MPG 100 D (FIG. 3.26) que foi utilizado para realizações dos ensaios possui as seguintes características:

- Frequência de medição: 3 Hz a 2 KHz;
- Intensidade de campo máxima: 1 A/m a 15000 A/m;
- Polarização selecionável: 0.001 T a 2 T.

A FIG. 3.25 mostra o diagrama elétrico do medidor de propriedades magnética da Brockhaus.

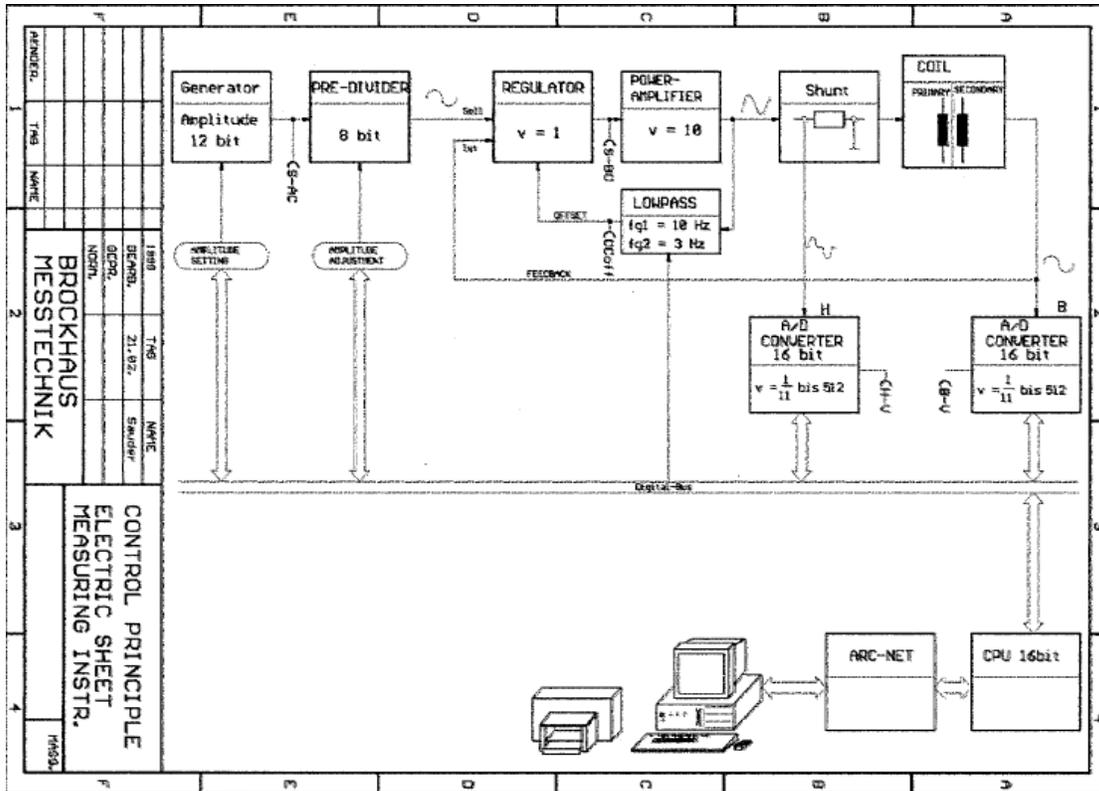


FIG. 3.25 Diagrama elétrico do Brockhaus

Fonte: MANUAL BROCKHAUS MPG100, 1995



FIG. 3.26 Medidor Brockhaus

3.5.3.1 CORREÇÃO DA PERDA MAGNÉTICA TOTAL PARA ESPESSURA DE 0,35 MM

Para fins de comparação dos resultados encontrados entre si e também com os encontrados na literatura, foram realizados cálculos para estimar as perdas na espessura de 0,35 mm das amostras de 0,5 mm de espessura. Para isso foi utilizada a equação clássica para cálculo de perdas parasíticas o que leva em consideração o fato das perdas magnéticas serem influenciadas diretamente pela espessura da chapa. Deste modo poderia ser feita a transformação da medida de perda para a espessura de 0,35 mm. A seguir é apresentada a equação das perdas parasíticas já abordada na seção 2.1.1.1.

$$P_p = \frac{(\pi * B * f * e)^2}{6 * d * \rho}$$

onde:

- P_p , perdas parasíticas, (W/Kg);
- B, indução magnética máxima do ensaio, em T;
- e, espessura da lâmina, em mm;
- f, frequência de ensaio, em Hz;
- ρ , resistividade elétrica, em $\mu\Omega\text{m}$ ($=10^{-2} \mu\Omega\text{cm}$);
- d, densidade, em kg/m^3 ($= 10^3 \text{ g/cm}^3$).

obs: esta equação pressupõe: completa penetração de fluxo, indução B uniforme no interior da amostra, permeabilidade constante e indução senoidal no secundário.

Calculadas as perdas parasíticas para cada amostra nas duas espessuras (original e 0,35 mm), calculou-se a diferença desses resultados de perdas. Então se subtraiu da perda total medida essa diferença de perdas parasíticas, tendo como resultado final a perda total para a espessura de 0,35 mm.

3.5.3.2 RESISTIVIDADE ELÉTRICA

Medidas de resistividade elétrica foram realizadas para avaliação da influência do silício e do alumínio nesta propriedade e ainda analisar, durante o processo de recozimento, o quanto a resistividade variava ao longo da temperatura até 1250°C e no patamar da mesma. Estas medidas serão também empregadas no cálculo de perda parasítica citado no item anterior.

Para tais medidas, se utilizou o método de quatro pontas: dois contatos para aplicação de corrente e outros dois para a medida da voltagem, como ilustrado na FIG. 3.27.

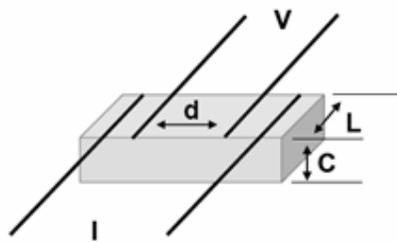


FIG. 3.27 Configuração convencional dos contatos para o cálculo da resistividade em uma amostra polidral. I e V representam os fios de corrente e voltagem respectivamente

No caso mais simples, tendo como geometria da amostra a configuração apresentada na FIG. 3.27, o cálculo da resistividade é dado por:

$$\rho = (A/d) \times R \quad \text{EQ. 3.1}$$

Onde “R” representa a resistência elétrica e é obtida pela lei de Ohm ($R = V/I$), “A” é a área da seção transversal da chapa que consiste em multiplicar a espessura “C” pela largura “L” e “d” é a distância entre os dois pontos de medida da voltagem. Em geral, este método exige que as amostras sejam longas o suficiente para que a corrente seja homogênea na região central. A voltagem foi medida utilizando-se um multímetro e através de uma fonte foi aplicada a corrente de 0,1A conforme ilustrado na FIG. 3.28.

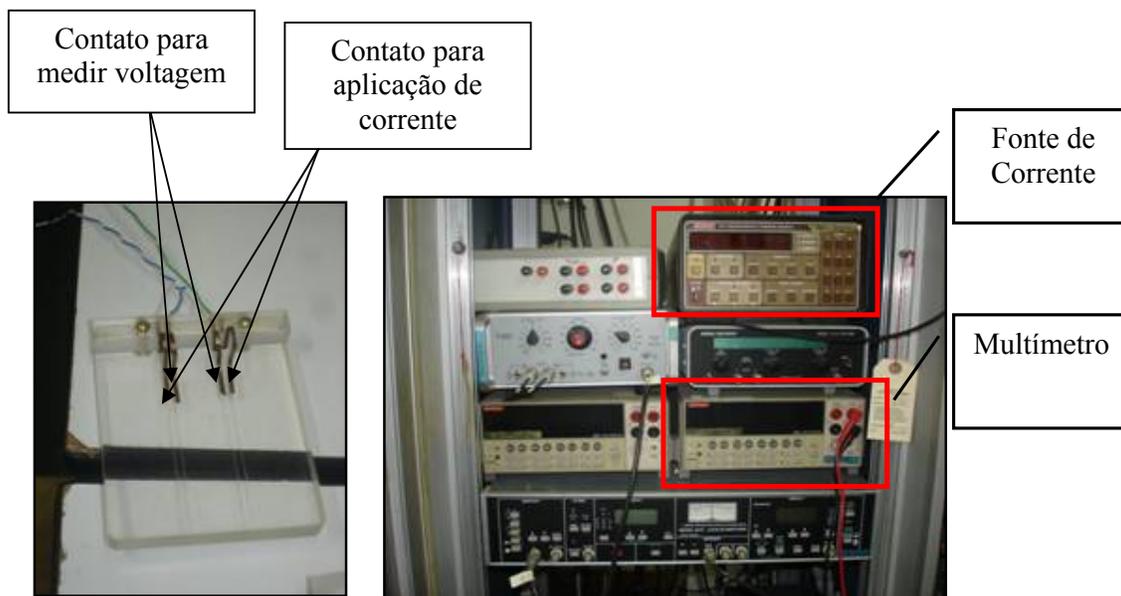


FIG. 3.28 Dispositivo de medição de resistividade (esquerda) e multímetro e fonte de corrente utilizados (direita)

3.5.4 ANÁLISE QUÍMICA

Para análise química dos materiais tratados foram utilizadas duas técnicas, a de via úmida e a por EDS através de MEV. A primeira foi utilizada para determinar a composição química final das amostras tratadas com o processo de difusão a 1250°C e a segunda foi para determinar a composição dos precipitados, dos intermetálicos da camada de revestimento, avaliar o perfil de difusão ao longo da espessura e verificar a composição química do aço ao longo do processo de difusão (TAB. 4.19).

3.5.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Ensaio de tração foi realizado para verificar se a adição de Si e Al através do tratamento de difusão provocou a fragilidade do aço.

O equipamento utilizado foi uma Máquina EMIC Universal para ensaios mecânicos, modelo DL 10000 (FIG. 3.29), empregando uma célula de 10000 kgf. Conforme a subseção 3.5.1.4, os corpos de prova para este ensaio não foram padronizados devido o objetivo proposto para tal ensaio. Esses cps tiveram a dimensão de 120 mm x 30 mm. O equipamento utilizado se encontra no laboratório do Instituto Militar de Engenharia.



FIG. 3.29 Máquina EMIC Universal para ensaios mecânicos

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Neste capítulo, serão apresentados resultados de: processo de imersão a quente (4.1) metalografia por microscopia óptica (4.2), medidas de propriedades magnéticas (4.3), medidas de textura cristalográfica através da apresentação de FDOCs (função de distribuição de orientação cristalográfica) (4.4), análise de composição química por microscopia eletrônica de varredura pela técnica de EDS (4.5), medidas das propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração (4.6).

4.1 PROCESSO DE IMERSÃO A QUENTE

São apresentadas pela FIG. 4.1 duas fotografias de duas amostras após imersão a quente, uma com imersão a 850°C e outra com imersão a 900°C.



FIG. 4.1 Amostras revestidas com a liga de alumínio e silício

Na FIG. 4.1 observa-se que as amostras praticamente apresentaram o mesmo aspecto apesar de possuírem temperaturas de imersão diferentes.

São indicadas, pela TAB. 4.1, a temperatura de imersão, o tempo de imersão e a espessura de revestimento de cada amostra tratada, para assim verificar a influência desses parâmetros de imersão na espessura de revestimento. A dimensão da espessura de revestimento foi obtida através da subtração entre as espessuras da chapa antes da imersão e após a imersão dividindo o resultado por 2 (dois).

TAB. 4.1 Parâmetros da imersão a quente e espessura de revestimento

AMOSTRA	TEMPERATURA DE IMERSÃO (°C)	TEMPO DE IMERSÃO (s)	ESPESSURA DE REVESTIMENTO (μm)	Si+Al (% em peso)	Silício (% em peso)	Alumínio (% em peso)
ALII – 27	850	20	63.5			
ALII _{LAM} – 11	857	20	58.5			
ALI2 – 24	880	20	49	12.2	5.85	6.35
ALI2 – 25	880	20	50	8.52	4.65	3.87
ALI2 – 26	890	20	55			
ALI2 – 37	890	20	57	9.63	4.73	4.9
ALI2 _{LAM} – 35	890	20	36.5	-	-	-
ALI2 _{LAM} – 42	890	20	26	-	-	-
ARI1 – 22	870	20	37	-	-	-
ARI1 – 23	857	20	18.5	-	-	-
ARI1 _{LAM} – 12	850	20	52	-	-	-
ARI1 _{LAM} – 36	850	20	45	-	-	-
ARI2 – 17	890	20	29	8.93	4.74	4.19
ARI2 – 21	890	20	41	-	-	-
ARI2 – 46	890	20	25	7.73	2.23	5.5
ARI2 _{LAM} – 13	890	20	39	9.89	4.77	5.12
ARI2 _{LAM} – 33	890	20	36	-	-	-
ARI2 _{LAM} – 34	890	20	34.5	-	-	-
BLII – 19	850	20	48	7.35	4.14	3.21
BLII – 20	850	20	50,5	6.69	3.89	2.8
BLII – 4	850	20	37.5	7.1	4.23	2.87
BLI2 – 18	900	30	39	9.91	4.91	5
BLI2 – 3	900	15	11	8.32	4.4	3.92
BLI2 – 5	900	20	28	-	-	-
BLI2 _{LAM} – 28	900	20	47	9.23	4.84	4.39
BLI2 _{LAM} – 30	900	30	13,5	8.43	4.81	3.62
BRGαI2 – 31	890	20	29.5	-	-	-
BRGαI2 – 32	890	20	35.5	-	-	-
BRGI2 – 10	890	20	17	-	-	-
BRGI2 – 9	890	20	7.5	-	-	-
BRGαI1 – 6	850	20	26	-	-	-
BRGαI1 – 8	850	20	47	-	-	-
BRGαI2 – 14	890	20	35	7.1	3.71	3.39
BRGαI2 – 7	880	20	59	-	-	-

BRG α I2 _{LAM} – 29	890	20	27.5	5.68	3.77	1.91
CRG α I1 – 43	850	20	14	-	-	-
CRG α I1 _{LAM} – 45	870	20	40	9.87	4.61	5.26
CRG α I2 – 1	900	30	58.5	6.07	2.43	3.64
CRG α I2 - 38	870	20	38.5	-	-	-
CRG α I2 - 40	900	20	22.5	6.1	2.44	3.66
CRG α I2 - 41	890	20	40	6.27	3.61	2.66
CRG α I2 – 47	900	20	33	5.65	2.32	3.33
CRG β I1 – 15	850	20	34.5	-	-	-
CRG β I1 – 16	850	20	61.5	3.01	1.14	1.87
CRG β I2 – 44	890	20	43	5.97	1.94	4.03
CRI2 – 2	900	30	26.5	6.42	2.55	3.87
CRI2 – 39	900	20	28	4.23	2.52	1.71

Analisando a TAB. 4.1, observa-se que entre as amostras “AL” a espessura de revestimento foi menor para a amostra ALI2_{LAM}-42 com 26 μ m e ALI2_{LAM}-35 com 36,5 μ m e a maior foi para a amostra ALI1-27 com 63,5 μ m. Nessas amostras a média de revestimento foi de 49,44 μ m.

Nas amostras “AR”, a amostra que apresentou menor espessura de revestimento foi a ARI1-23 com 18,5 μ m e a maior foi a ARI1_{LAM}-12 com 52 μ m e ARI1_{LAM}-36 com 45 μ m. Nessas amostras a média de revestimento foi de 35,7 μ m.

Nas amostras “BL”, as amostras que apresentaram menor espessura de revestimento foi a BLI2-3 com 11 μ m e a amostra BLI2_{LAM}-30 com 13,5 μ m e a maior foi a BLI1-20 com 50,5 μ m. Nessas amostras a média de espessura de revestimento foi de 40,9 μ m.

Nas amostras “BRG” a amostra que apresentou menor espessura de revestimento foi a BRGI2-9 com 7,5 μ m e a maior foi a BRGI2-10 com 17 μ m. Nessas amostras a média de espessura de revestimento foi de 12,3 μ m.

Nas amostras “BRG α ” as amostras que apresentaram menor espessura de revestimento foi a BRG α I1-6 com 26 μ m e a BRG α I2_{LAM}-29 com 27,5 μ m e a maior foi a BRG α I2-7 com 59 μ m. Nessas amostras a média de espessura de revestimento foi de 37,1 μ m.

Nas amostras “CRG α ” a amostra que apresentou menor espessura de revestimento foi a CRG α I1-43 com 14 μ m e a maior foi a CRG α I2-1 com 58,5 μ m. Nessas amostras a média de espessura de revestimento foi de 31,75 μ m.

Nas amostras “CRG β ”, a amostra que apresentou menor espessura de revestimento foi a

CRG β I1-15 com 34,5 μ m e a maior foi a CRG β I1-16 com 61,5 μ m. Nessas amostras a média de espessura de revestimento foi de 43 μ m.

Com relação a maiores espessuras alcançadas, é concluído que estão praticamente em concordância com a afirmação de BARROS et al. (2006) onde dizem que a espessura de revestimento típica através de imersão em um banho de Al/Si é de até 50 μ m.

Nas amostras “CRI”, estas apresentaram praticamente a mesma espessura, onde a amostra CRI2-2 teve sua espessura de revestimento com 28 μ m e a CRI2-39 com 26,5 μ m.

Em uma análise mais ampla, observou-se que:

- a temperatura de 900°C permitiu obter espessuras menores em cada grupo de amostras com exceção dos grupos das amostras BRG α e CRG α onde a temperatura de imersão não exerceu influência na espessura de revestimento;

- a temperatura de 850°C permitiu obter espessuras maiores com exceção dos grupos das amostras BRG α e CRG α ;

- o tempo de imersão não influenciou na espessura de revestimento;

- as amostras do tipo AL foram as que tiveram maiores espessuras de revestimento.

No geral os teores de silício e alumínio seguiram proporcionalmente a espessura de revestimento com exceção das amostras do tipo C que não obedeceram esta regra, isso pode ser explicado pela maior oxidação que elas sofriam quando expostas ao ambiente em relação as do tipo A e B. Deste modo a camada de oxidação criada impediu que houvesse uma maior difusão dos elementos Si e Al.

Em última análise, fazendo uma correlação com as espessuras mínimas de revestimento para se alcançar 6,5%Si calculadas na seção 1.3.2.2, observou-se que nenhuma das amostras atendeu a espessura mínima, onde para amostras do tipo B a espessura mínima seria de 90 μ m e para as do tipo C de 200 μ m.

4.1.1 ANÁLISE QUÍMICA DA CAMADA DE REVESTIMENTO

A camada de revestimento criada após a imersão a quente é formada por intermetálicos. Através da técnica de EDS pelo MEV foi feita uma análise da composição química dessa

camada.

A seguir serão apresentadas as micrografias através de MEV e as tabelas indicando os teores das regiões selecionadas para EDS. As micrografias são da imagem de elétrons retroespalhados com o objetivo de observar a composição química do revestimento criado pela imersão a quente.

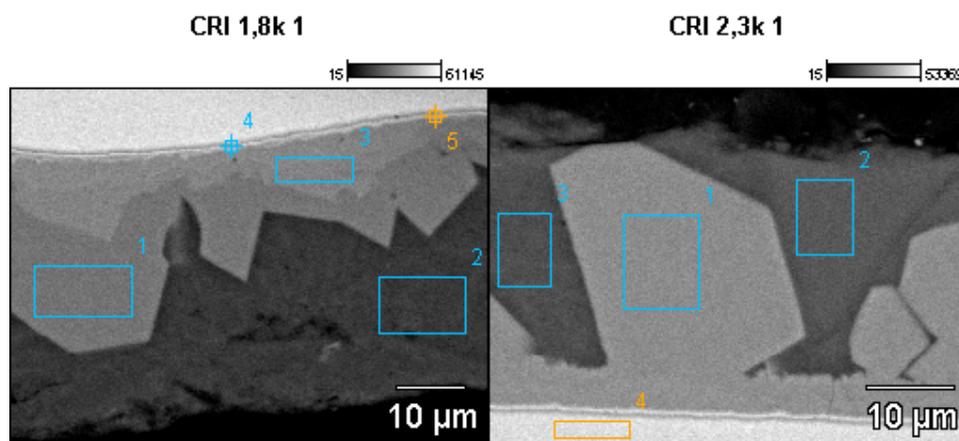


FIG. 4.2 Micrografia através de MEV por imagem de elétrons retroespalhados da amostra CRI com indicação das regiões onde se realizaram os EDS

Observa-se que o revestimento apresentou tonalidades de tons de cinza diferentes na imagem de retroespalhado, indicando a existência de variação de composição química. Esta variação é relacionada à formação de intermetálicos durante a criação da camada no processo de imersão. O ton de cinza mais escuro indica a presença maior de alumínio que é mais leve e a fase mais clara indica a maior presença de ferro que possui maior massa atômica.

Na TAB. 4.2 são apresentados os teores em peso das regiões selecionadas da amostra CRI.

TAB. 4.2 Composição Química das amostras CRI (% em peso)

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>CRI 1,8k 1_pt1</i>	43.27	27.38	29.35
<i>CRI 1,8k 1_pt2</i>	83.25	16.75	
<i>CRI 1,8k 1_pt3</i>	44.16	17.67	38.17
<i>CRI 1,8k 1_pt4</i>	1.36	1.45	96.34
<i>CRI 1,8k 1_pt5</i>	2.48	1.59	95.93
<i>CRI 2,3k 1_pt1</i>	46.22	19.15	34.64
<i>CRI 2,3k 1_pt2</i>	0.97	99.03	
<i>CRI 2,3k 1_pt3</i>	82.55	17.45	
<i>CRI 2,3k 1_pt4</i>	3.40	1.50	95.10

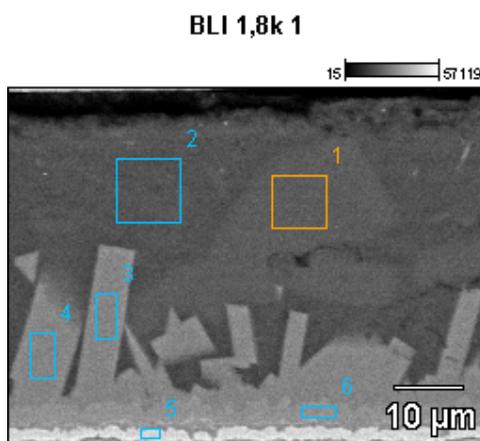


FIG. 4.3 Micrografia através de MEV por imagem de elétrons retroespalhados da amostra BLI com indicação das regiões onde se realizaram os EDS

TAB. 4.3 Composição Química das amostras BLI (% em peso)

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>BLI 1,8k 1_pt1</i>	2.40	97.60	
<i>BLI 1,8k 1_pt2</i>	77.49	22.51	
<i>BLI 1,8k 1_pt3</i>	49.12	26.00	24.88
<i>BLI 1,8k 1_pt4</i>	48.55	27.12	24.34
<i>BLI 1,8k 1_pt5</i>	39.99	13.55	46.46
<i>BLI 1,8k 1_pt6</i>	42.94	26.61	30.46

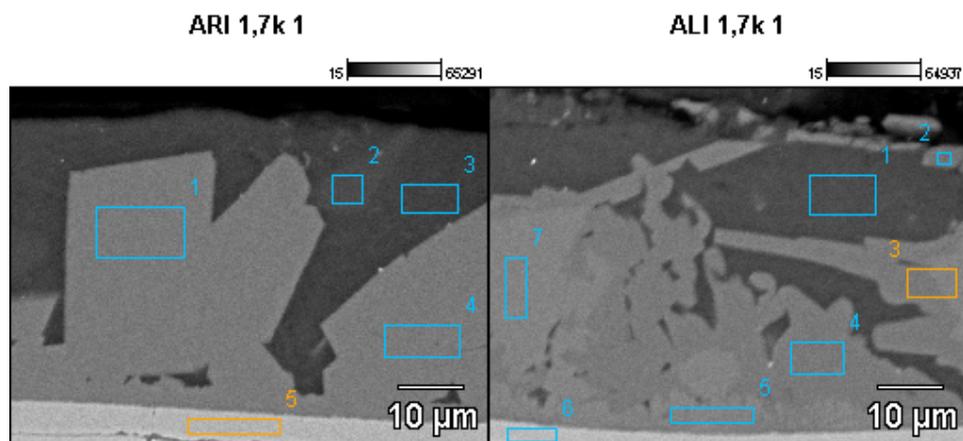


FIG. 4.4 Micrografia através de MEV por imagem de elétrons retroespalhados da amostra ARI e ALI com indicação das regiões onde se realizaram os EDS

TAB. 4.4 Composição Química das amostras ARI E ALI (% em peso)

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>ARI 1,7k 1_pt1</i>	47.40	18.76	33.84
<i>ARI 1,7k 1_pt2</i>	1.57	98.43	
<i>ARI 1,7k 1_pt3</i>	82.18	17.82	
<i>ARI 1,7k 1_pt4</i>	46.89	18.72	34.39
<i>ARI 1,7k 1_pt5</i>	5.18	13.73	81.09
<i>ALI 1,7k 1_pt1</i>	81.92	18.08	
<i>ALI 1,7k 1_pt2</i>	39.70	28.16	25.29
<i>ALI 1,7k 1_pt3</i>	44.91	23.62	30.67
<i>ALI 1,7k 1_pt4</i>	43.74	28.53	27.73
<i>ALI 1,7k 1_pt5</i>	45.59	20.13	34.28
<i>ALI 1,7k 1_pt6</i>	27.52	13.88	58.60
<i>ALI 1,7k 1_pt7</i>	46.52	18.70	34.78

Pela análise da camada de revestimento observa-se que a maior presença é do intermetálico que possui em composição química média de 45%Al, 20%Si e 35%Fe. Tendo em vista esta observação é apresentada a difração de raios-x em ângulo rasante das amostras CRI e BLI para fins de identificar as fases presentes na camada.

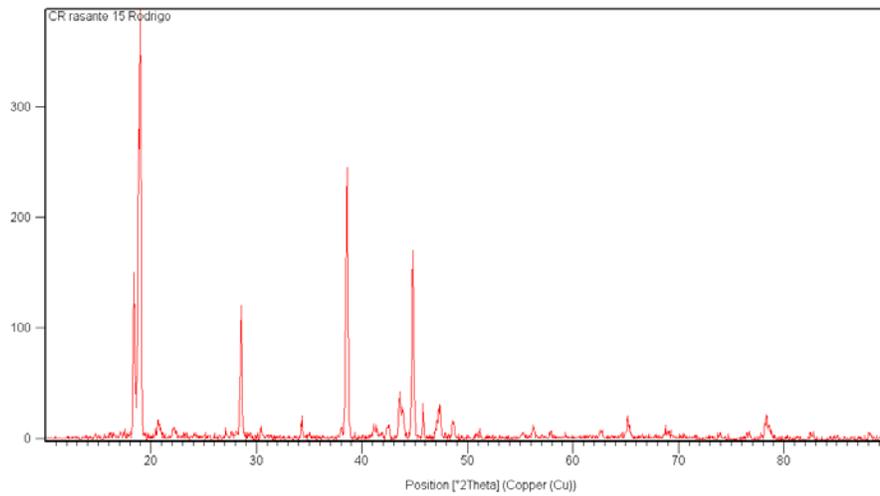


FIG. 4.5 Difratoograma da amostra CRI

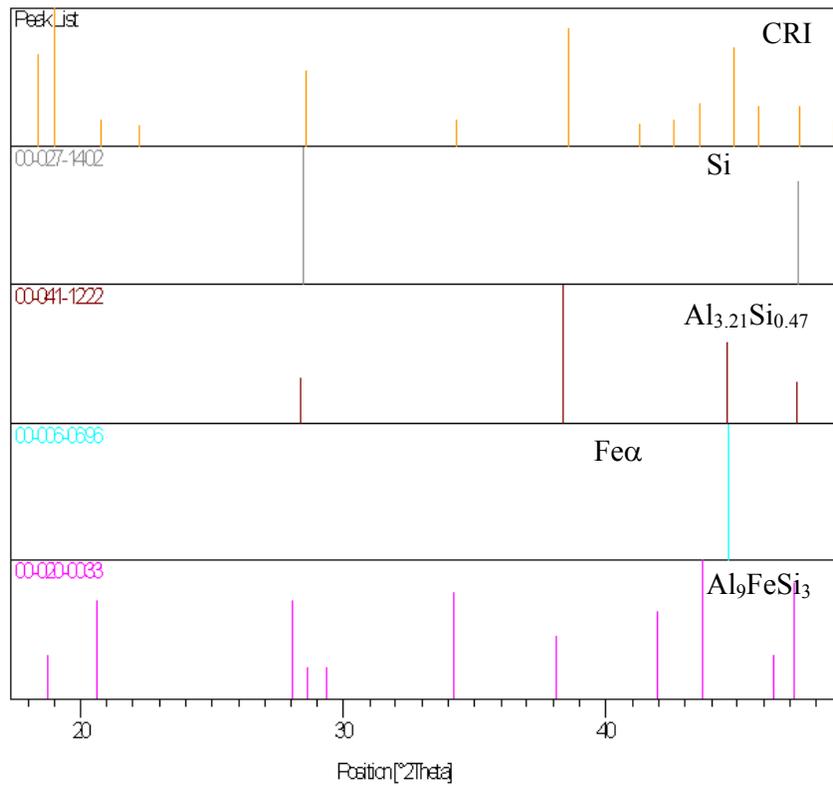


FIG. 4.6 Difratoograma padrão e da amostra CRI

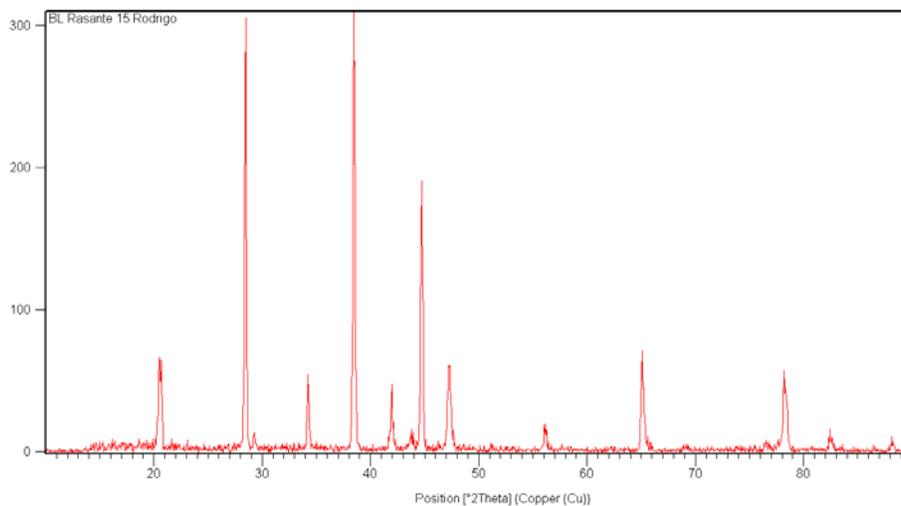


FIG. 4.7 Difratoograma da amostra BLI

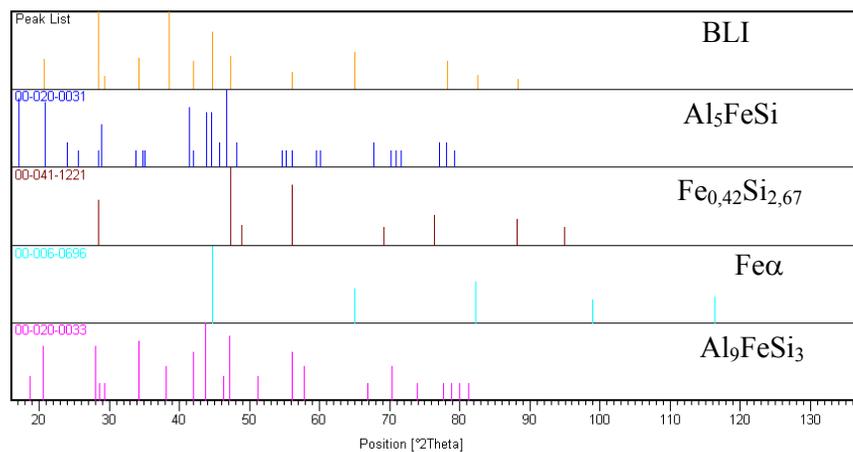


FIG. 4.8 Difratoograma padrão e da amostra BLI

Com a análise dos difratogramas conclui-se que o intermetálico de maior presença com composição química (45%Al, 20%Si e 35%Fe) é possivelmente o Al_9FeSi_3 para ambas as amostras CRI e BLI.

4.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA ÓPTICA

4.2.1 AMOSTRAS COMO RECEBIDA

Com a FIG. 4.9, tem-se a ilustração da identificação de contornos realizada pelo programa de processamento digital de imagem Axio Vision da ZEISS onde a partir daí se fazia o cálculo de tamanho de grão médio.

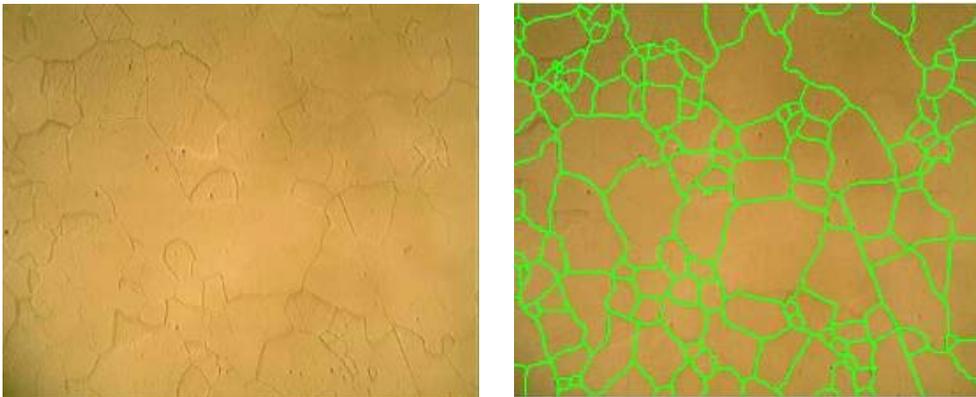


FIG. 4.9 Exemplo de determinação dos contornos de grão pelo programa AxioVision

A seguir são apresentadas as fotomicrografias do material como recebido para assim haver a possibilidade de verificar sua microestrutura tal como o tamanho de grão médio conforme FIG. 4.10 e FIG. 4.11.

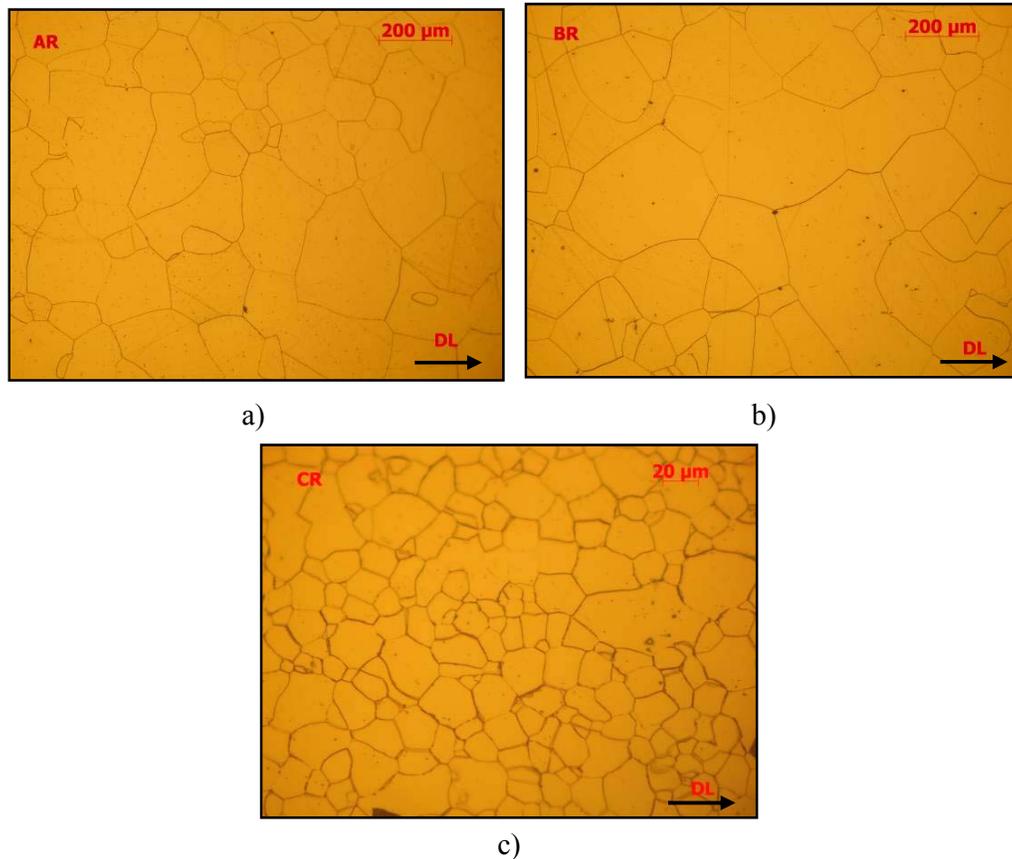


FIG. 4.10 Fotomicrografias microestruturais das amostras como recebida no estado recozida: a) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,35 mm (AR); b) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,5 mm (BR) e c) aço elétrico com 0,8%Si e espessura de 0,6 mm (CR)

Analisando os materiais como recebido, verifica-se com a FIG. 4.10, que os materiais AR, BR e CR apresentaram uma microestrutura totalmente recristalizada, com contornos de grãos bem definidos e uma única fase, sendo esta ferrítica.

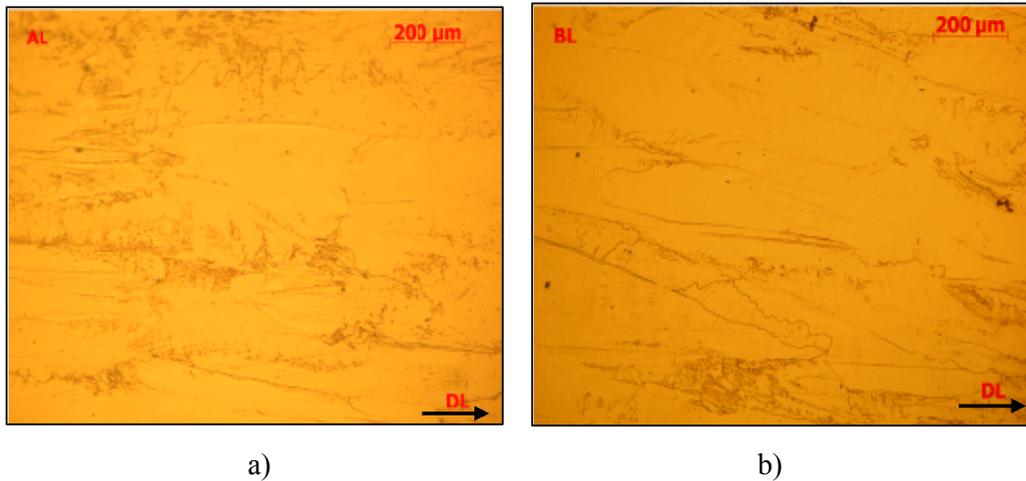


FIG. 4.11 Fotomicrografias microestruturais das amostras como recebida no estado laminado: a) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,35 mm (AL); b) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,5 mm (BL)

Observa-se na FIG. 4.11, que AL e BL possuem microestrutura deformada com fase microestrutural unicamente ferrítica e presença de bandas de deformação.

Na TAB. 4.5 são apresentadas as medidas de tamanho de grão das amostras como recebida.

TAB. 4.5 Medidas da tamanho de grão das amostras como recebida

Amostra	TG (μm)	Erro
AR	167	$\pm 14,1$
BR	217	$\pm 39,4$
CR	23	$\pm 1,65$

Pela TAB. 4.5 constata-se que a amostra BR apresentou maior tamanho de grão e a amostra CR o menor. Entre as amostras AR e BR a diferença de tamanho de grão é devido diferença de redução entre elas antes do recozimento.

4.2.2 AMOSTRAS APÓS IMERSÃO A QUENTE

Nesta seção são apresentadas fotomicrografias das amostras logo após a imersão a quente das amostras ALI, BLI, ARI e CRI para verificação de sua microestrutura e tamanhos de grão. Os aumentos utilizados para estas fotomicrografias foram de 100x (ALI, ARI e CRI) e 200x (BLI).

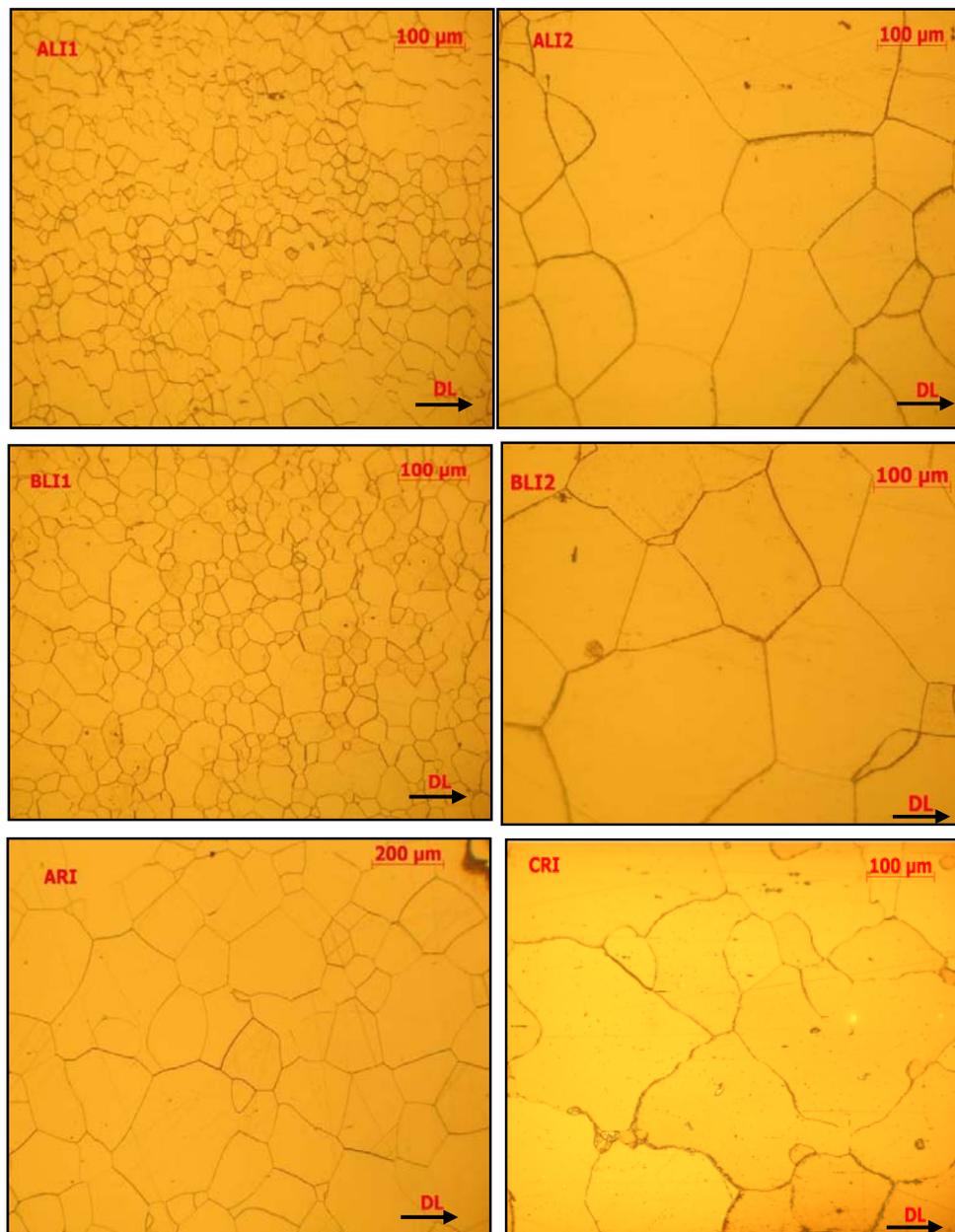


FIG. 4.12 Fotomicrografias microestruturais das amostras logo após imersão a quente

As microestruturas das amostras logo após a imersão a quente se apresentaram todas recristalizadas e com uma única fase ferrítica. Os tamanhos de grão de cada amostra estão indicados na TAB. 4.6.

TAB. 4.6 Medidas da tamanho de grão das amostras após imersão

Amostra	TG (μm)	Erro
ALI1	34,2	$\pm 7,1$
ALI2	224,5	$\pm 27,3$
ARI	218,9	$\pm 16,6$
BLI1	37,6	$\pm 2,6$
BLI2	218,4	$\pm 25,2$
CRI	209,3	$\pm 23,1$

Observa-se pela TAB. 4.6, que só houve uma grande variação de tamanho de grão entre as amostras que eram laminadas originalmente onde a temperatura de 900°C proporcionou completa recristalização e já a temperatura de 850°C apenas a nucleação dos grãos com mínimo crescimento de grão estando em torno de 35 μm . Nas outras amostras o tamanho de grão se apresentou em torno de 215 μm .

4.2.3 AMOSTRAS COM TRATAMENTO DE APERFEIÇOAMENTO DE TEXTURA

Nesta seção são apresentadas as fotomicrografias das amostras com o tratamento de aperfeiçoamento de textura, que conforme a seção 3.1, consiste em uma laminação de encruamento de 5% seguida de recozimento a 1000°C por 15min e depois laminação de 30% de redução com o objetivo de gerar bandas de deformação.

Na FIG. 4.13 se observa as fotomicrografias das amostras após processamento para crescimento de grão.

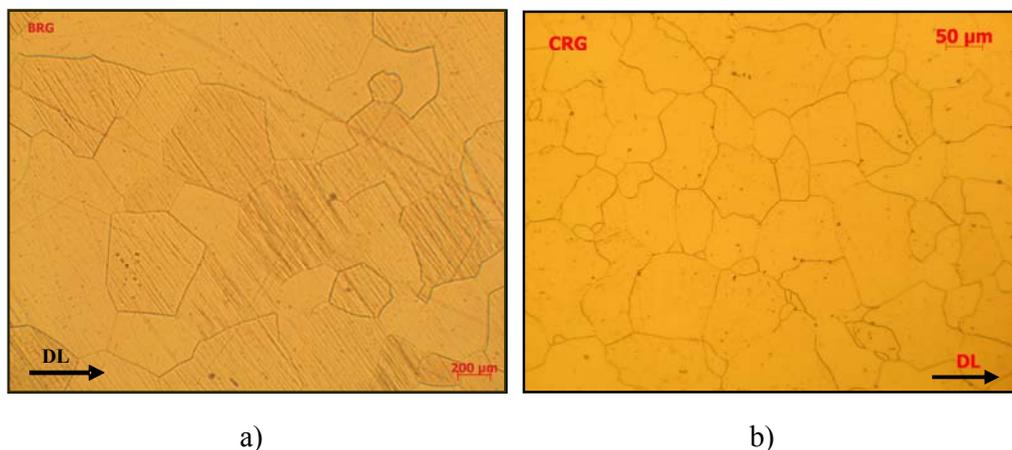


FIG. 4.13 Fotomicrografias microestruturais das amostras com tratamento de crescimento de grão: a) aço elétrico com 3,02%Si e espessura de 0,5 mm; b) aço elétrico com 0,8%Si e espessura de 0,6 mm

Através da FIG. 4.13, pode ser observado que os grãos da amostra tipo B cresceram mais do que a amostra tipo C. A explicação possível para isso é que o material tipo C por possuir originalmente grãos muito pequenos ($18\mu\text{m}$), fez com que durante o recozimento para crescimento de grão houvesse uma limitação desse crescimento pela razão de existir uma grande quantidade de contornos de grão que atuaram como barreiras. Outra observação é de que a amostra CRG apresentou muitos pits de oxidação enquanto que a BRG nenhum.

Na TAB. 4.7 são apresentadas as medidas de tamanho de grão das amostras com o tratamento de crescimento de grão.

TAB. 4.7 Medidas da tamanho de grão das amostras com tratamento de crescimento de grão

Amostra	TG (μm)	Erro
BRG	576,64	± 134
CRG	271,61	$\pm 22,26$

Analisando estas amostras, verifica-se que foi alcançado o crescimento de grão para a amostra do tipo B com o TG em torno de $500\mu\text{m}$. Já a amostra do tipo C se obteve crescimento, porém de menor magnitude com um TG de aproximadamente $270\mu\text{m}$.

4.2.4 AMOSTRAS APÓS TRATAMENTO PARA DIFUSÃO

Nesta seção são apresentadas as fotomicrografias das amostras com tratamento para difusão a 1250°C para verificar o quanto o grão cresceu com esse tratamento através das FIG. 4.14, FIG. 4.15 e FIG. 4.16.

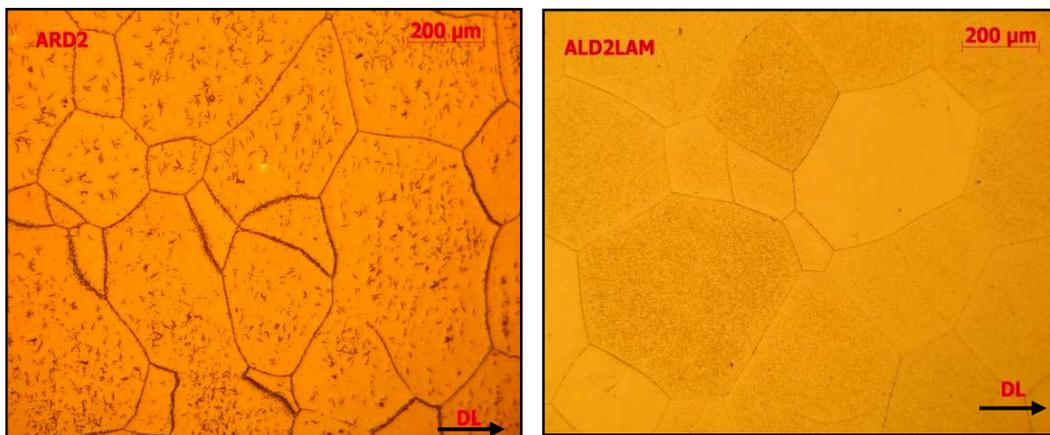


FIG. 4.14 Fotomicrografias microestruturais das amostras com imersão a quente a 900°C seguida de tratamento para difusão: a) aço elétrico do tipo AR sem laminação antes do tratamento para difusão; b) aço elétrico do tipo AL com laminação antes do tratamento de difusão

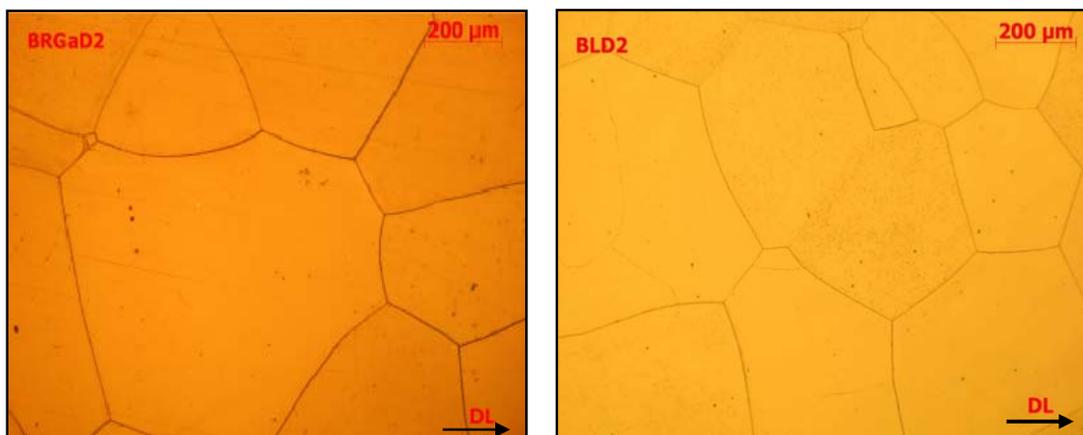


FIG. 4.15 Fotomicrografias microestruturais das amostras com imersão a quente a 900°C com tratamento para difusão: a) aço elétrico do tipo BR com tratamento de crescimento de grão antes da imersão a quente; b) aço elétrico do tipo BL

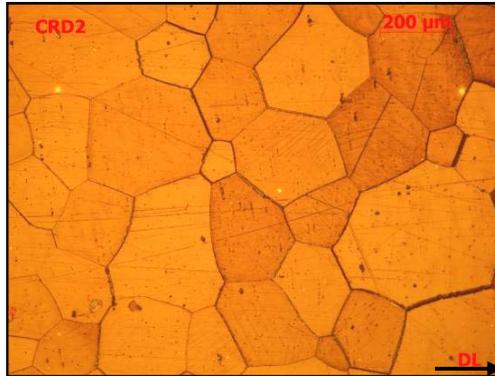


FIG. 4.16 Fotomicrografias microestruturais da amostra com imersão a quente a 850°C e recozimento para difusão: a) aço elétrico do tipo CR

Verifica-se com as FIG. 4.14, FIG. 4.15 e FIG. 4.16 que a microestrutura permaneceu ferrítica, totalmente recristalizada e com grãos bem definidos e de tamanhos grosseiros, este último devido à alta temperatura do tratamento para difusão (1250°C). Na amostra ARD2 houve presença de precipitados que serão caracterizados mais a seguir.

Na TAB. 4.8 são apresentadas as medidas de tamanho de grão das amostras com tratamento para difusão.

TAB. 4.8 Medidas da tamanho de grão das amostras com tratamento para de difusão

Amostra	TG (μm)	Erro
ALD1 _{LAM} – 11	484,2	$\pm 63,09$
ALD2 – 25	345,5	$\pm 35,91$
ALD2 – 37	294	$\pm 54,44$
ALD2 _{LAM} – 42	320,3	$\pm 38,25$
ARD2 – 17	446,5	$\pm 36,98$
ARD2 _{LAM} – 13	315,7	$\pm 44,96$
BLD1 – 19	442,6	$\pm 75,54$
BLD2 – 5	442,7	$\pm 39,13$
BLD2 _{LAM} – 28	404,7	$\pm 55,71$
BLD2 _{LAM} – 30	473	$\pm 55,01$
BRG α D2 – 14	529,6	$\pm 140,99$
BRG α D2 _{LAM} – 29	642,2	$\pm 82,35$
BRG α D2 - 7	470,1	$\pm 54,09$
CRD2 – 2	241,3	$\pm 14,36$
CRG β D1 – 16	218,9	$\pm 18,11$
CRG α D1 – 43	187,8	$\pm 15,93$
CRG α D1 _{LAM} – 45	215,6	$\pm 16,66$
CRG α D2 – 40	268,5	$\pm 34,32$
CRG β D2 – 44	322,8	$\pm 87,17$

Analisando a TAB. 4.8 constata-se que os grãos após tratamento para difusão ficaram grosseiros sendo eles os seguintes: para as amostras do tipo A e B os TGs foram de 290 μm a 640 μm e para as amostras do tipo C de 190 μm a 320 μm .

Dentre as amostras dos tipos A e B das quais foram medidos os tamanhos de grão. A que apresentou maior TG foi BRG α D2_{LAM}-29 com 642,2 μm e a com menor foi a ALD2-37 com 294 μm .

Observa-se que as amostras do tipo C tiveram menores TGs em relação as amostras dos tipos A e B.

4.2.5 VERIFICAÇÃO DA PRESENÇA DE PRECIPITADOS OU INCLUSÕES NOS MATERIAIS APÓS DIFUSÃO

Para verificar a presença de precipitados nos materiais após difusão foram obtidas imagens de elétrons retroespalhados através de MEV.

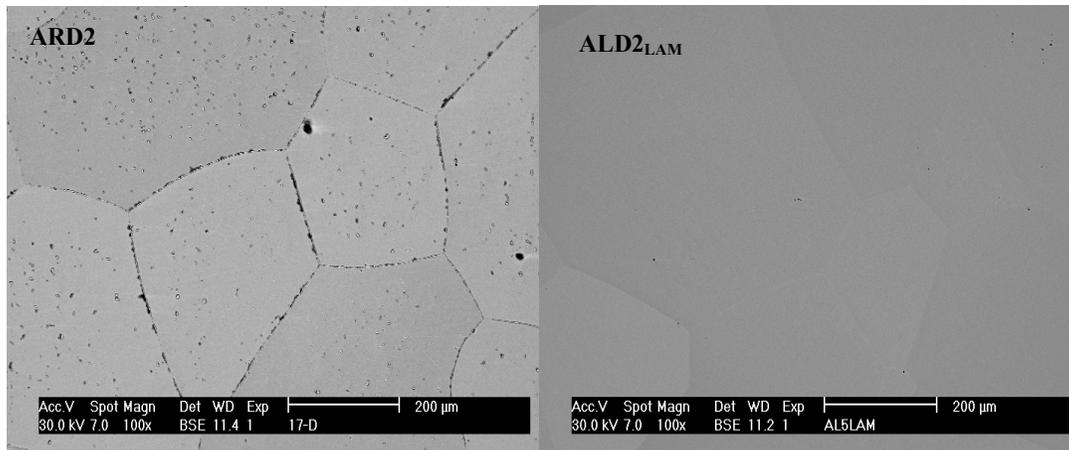


FIG. 4.17 Imagens de elétrons retroespalhados através de MEV das amostras ARD2 e ALD2_{LAM}

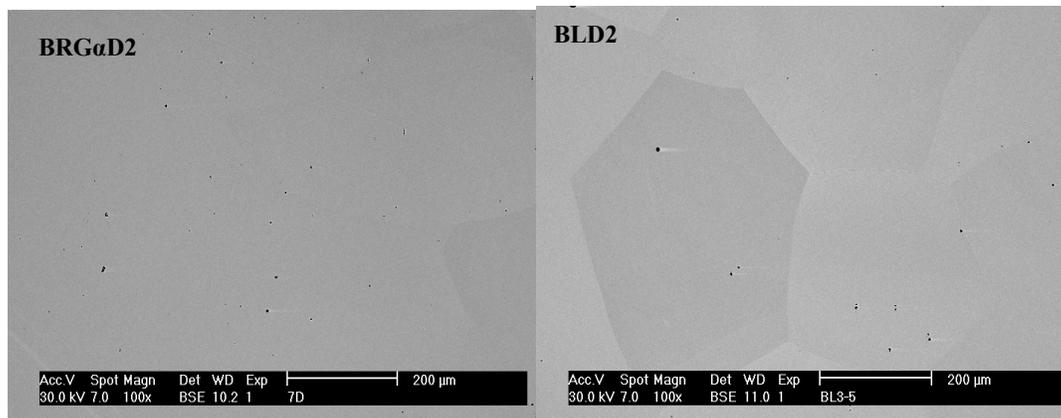


FIG. 4.18 Imagens de elétrons retroespalhados através de MEV das amostras BRGαD2 e BLD2

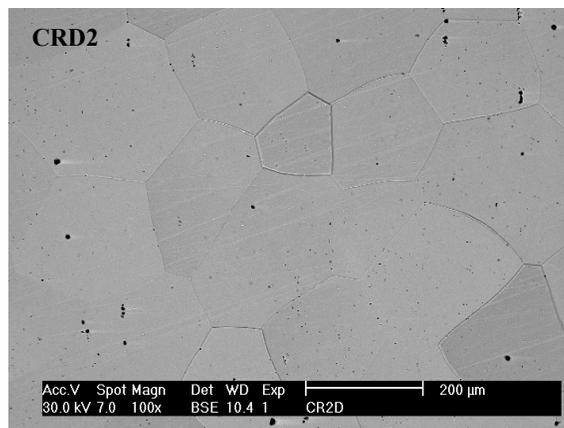


FIG. 4.19 Imagem de elétrons retroespalhados através de MEV da amostra CRD2

Observa-se pelas FIG. 4.17 a FIG. 4.19, que somente a amostra ARD2 apresentou presença de precipitados, as outras amostras somente apresentaram pontos pretos que eram óxidos. Esta análise não elimina ainda a possibilidade de haver precipitados nas amostras que não os apresentaram, pois estes podem ser muito pequenos e dispersos o que só pode ser avaliado por microscopia de transmissão.

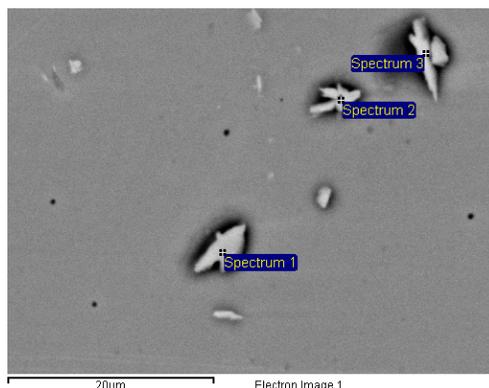


FIG. 4.20 Imagem de elétrons retroespalhados através de MEV dos precipitados – ARD2

TAB. 4.9 Composição química dos precipitados

Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	2.81	3.41	N K	6.74	13.72	Al K	2.68	2.94
Si K	2.89	3.37	Al K	8.82	9.32	Si K	2.82	2.97
Mn K	0.54	0.32	Si K	2.60	2.64	Mn K	0.59	0.32
Fe K	76.09	44.66	Mn K	0.54	0.28	Fe K	71.11	37.65
			Fe K	63.80	32.55			
1			2			3		

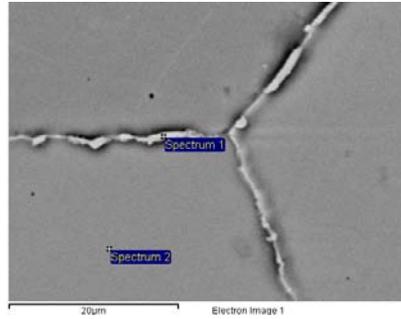


FIG. 4.21 Imagem de elétrons retroespalhados através de MEV dos precipitados nos contornos de grão – ARD2

TAB. 4.10 Composição química dos precipitados nos contornos de grão

Element	Weight%	Atomic%
C K	22.78	55.69
Al K	3.45	3.76
Si K	3.40	3.55
Mn K	0.56	0.30
Fe K	69.80	36.70

1

Element	Weight%	Atomic%
C K	10.96	34.93
Al K	2.85	4.05
Si K	2.90	3.96
Mn K	0.67	0.47
Fe K	82.61	56.60

2

Na avaliação através de dados de EDS dos precipitados conclui-se que possivelmente é um precipitado composto de Fe, Al e Si mas que a composição apresentada pela análise pode estar sendo influenciada pela matriz por razão do garrafão formado pelo feixe de elétrons ao incidir sobre a amostra. Neste caso o precipitado pode ser curto em profundidade ou por ser o seu tamanho natural ou por ter sido diminuído pela lixamento durante a preparação da amostra.

4.2.6 MICROESTRUTURA DA SEÇÃO TRANSVERSAL

A seguir na FIG. 4.22 pode-se observar a microestrutura da seção transversal da amostra ARD_{1LAM} e BLD_{2LAM}.

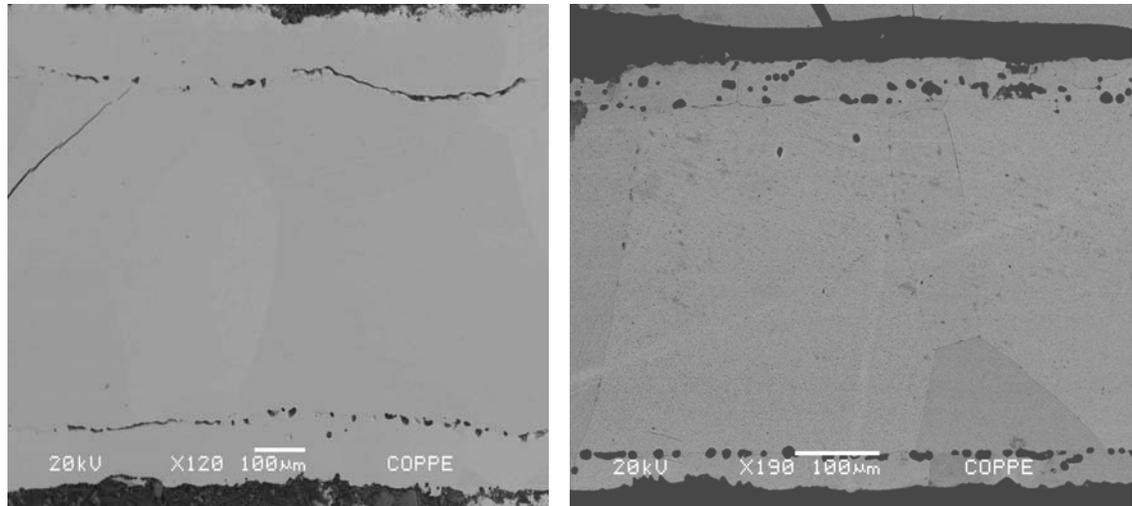


FIG. 4.22 Micrografia da seção transversal da amostra ARD1_{LAM} (esquerda) e BLD2_{LAM} (direita)

Foi observado em todas as amostras a presença de poros na chapa acerca de 100µm de distância da extremidade da amostra. Este fato pode ser explicado pelo efeito Kirkendall (MOLINA, 200). Uma vez que a difusividade dos átomos de ferro provindos do substrato para a camada superficial é muito maior que a difusividade dos átomos de Al e Si no substrato, a transferência de massa entre os meios ocorrerá em velocidades diferentes, resultando desta forma na movimentação de vazios presentes na interface revestimento/substrato para o interior do substrato.

Para verificar a composição química dos poros foi feita análise de EDS sendo apresentado a seguir pela FIG. 4.23, FIG. 4.24, TAB. 4.11 e TAB. 4.12.

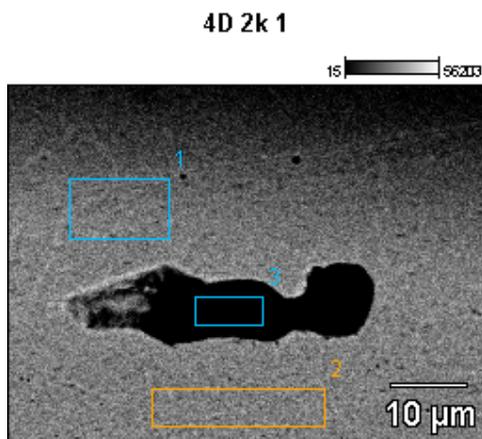


FIG. 4.23 Imagem de elétrons retroespalhados do poro indicando as regiões de EDS

TAB. 4.11 Composição química do poro e das regiões ao redor

	<i>O-K</i>	<i>Mg-K</i>	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Mn-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>4D 2k 1_pt1</i>			4.38	4.28		91.34
<i>4D 2k 1_pt2</i>			3.92	4.07	0.81	91.21
<i>4D 2k 1_pt3</i>	14.07	1.49	3.25	25.45	0.66	55.07

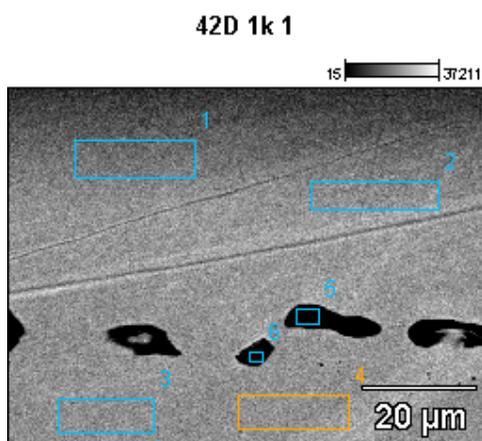


FIG. 4.24 Imagem de elétrons retroespalhados dos poro indicando as regiões de EDS

TAB. 4.12 Composição química dos poros e das regiões ao redor

	<i>O-K</i>	<i>Na-K</i>	<i>Mg-K</i>	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Cl-K</i>	<i>Ca-K</i>	<i>Mn-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>42D 1k 1_pt1</i>				9.04	6.98				83.98
<i>42D 1k 1_pt2</i>				8.44	6.89			0.46	84.21
<i>42D 1k 1_pt3</i>				8.80	6.75			0.87	83.59
<i>42D 1k 1_pt4</i>				8.93	6.70			0.74	83.62
<i>42D 1k 1_pt5</i>	3.28	1.27	3.79	6.29	5.31	0.31	3.90		75.85
<i>42D 1k 1_pt6</i>	2.96		1.07	7.54	5.67		0.44	0.71	81.61

Na análise de EDS dos poros observou-se a presença de oxigênio, sódio, magnésio, cloro e cálcio o que pode ser explicado pelo procedimento de preparação das amostras na parte do lixamento e polimento onde se utilizou água corrente para lavagem das mesmas. Deste modo os poros presentes retiveram a água que contém esses elementos em sua composição química identificados pelo EDS.

4.3 MEDIDAS DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Nesta seção serão apresentadas as medidas de propriedades magnéticas das amostras como recebida (4.3.1) e das amostras finais com o tratamento para difusão (4.3.2).

Na seção (4.3.3) serão apresentadas as medidas de perdas magnéticas totais corrigidas para a espessura de 0,35 mm e na seção (4.3.5) as medidas de resistividade elétrica das amostras como recebida e das amostras finais.

4.3.1 AMOSTRAS COMO RECEBIDA

A TAB. 4.13 apresenta as medidas magnéticas das amostras como recebida juntamente com suas respectivas espessuras e densidades.

Percebe-se que as amostras laminadas possuem péssimas propriedades magnéticas, devido à deformação introduzida pela laminação proporcionando maior densidade de discordâncias e ainda uma textura de deformação com presença de intensa fibra gama como poderá ser visto mais a frente.

TAB. 4.13 Medidas Magnéticas das amostras como recebidas

Amostra	Espessura	Densidade	P _{10/60}	P _{10/400}	J ₅₀ 5000/60	μ _{r10/60}	μ _{r10/400}
	(mm)	(g/cm ³)	(W/Kg)	(W/Kg)	(mT)		
AL	0,341	7,65	14,01	106,49	1306,82	309,56	308,95
AR	0,337	7,65	0,98	16,95	1681,62	10752,92	6966,64
BL	0,467	7,65	13,15	105,4	1315,66	305,9	306,20
BR	0,465	7,65	1,14	23,04	1706,13	12314,49	4918,20
CR	0,601	7,8	7,78	90,05	1647,49	821,86	808,30

4.3.2 MEDIDAS MAGNÉTICAS DAS AMOSTRAS APÓS TRATAMENTO PARA DIFUSÃO

São apresentadas na TAB. 4.14 as medidas magnéticas das amostras após tratamento de difusão.

TAB. 4.14 Medidas Magnéticas das amostras após recozimento para difusão

Amostra	Espessura	Densidade	P _{10/60}	P _{10/400}	J ₅₀ 5000/60	μ _{r10/60}	μ _{r10/400}
	(mm)	(g/cm ³)	(W/Kg)	(W/Kg)	(mT)		
ALD1 – 27	0,39	6,724	1,07	15,058	1305,80	1752,00	1753,76
ALD1 _{LAM} – 11	0,38	6,711	1,38	19,69	1366,40	2131,03	2090,51
ALD2 – 25	0,40	6,776	1,44	19,973	1372,90	2072,15	2048,74
ALD2 – 37	0,42	6,505	1,28	19,20	1255,89	1017,62	1024,14
ALD2 _{LAM} – 42	0,40	5,916	1,51	60,565	1021,36	266,88	10,15
ARD2 – 17	0,39	6,887	1,34	18,03	1361,09	1861,89	1862,66
ARD2 – 46	0,39	6,073	1,05	17,08	1074,18	653,52	661,81
ARD2 _{LAM} – 13	0,35	6,396	1,42	19,913	1197,17	776,96	775,76
BLD1 – 19	0,51	7,147	1,38	24,427	1492,99	2963,82	2776,11
BLD1 – 20	0,52	6,858	1,48	27,235	1422,00	1337,84	1302,36
BLD1 – 4	0,53	7,065	1,51	27,648	1471,97	2141,28	2047,12
BLD2 – 18	0,50	6,446	1,22	20,69	1202,27	1181,32	1196,62
BLD2 – 3	0,505	6,685	1,56	27,92	1386,09	1405,84	1376,25
BLD2 – 5	0,51	6,771	1,19	20,336	1353,28	2598,26	2523,68
BLD2 _{LAM} – 28	0,475	6,701	1,60	24,618	1333,20	1572,54	1560,48
BLD2 _{LAM} – 30	0,436	6,784	1,59	23,303	1355,047	1541,14	1529,96
BRGαD2 – 14	0,40	6,804	1,70	27,526	1386,73	1125,59	1108,24
BRGαD2 – 7	0,435	6,421	1,37	20,959	1265,79	1568,96	1567,66
BRGαD2 _{LAM} – 29	0,38	7,059	1,83	29,127	1463,62	983,35	969,93
CRD2 – 2	0,54	7,548	2,33	32,076	1465,69	543,05	542,43
CRD2 – 39	0,61	7,242	4,00	51,686	1249,98	324,21	324,76
CRGβD1 – 16	0,48	7,058	2,55	40,57	1470,93	1425,76	1419,805
CRGαD1 – 38	0,32	7,217	2,64	29,41	1368,69	664,62	666,57
CRGαD1 – 43	0,37	6,334	1,85	25,84	1082,35	329,06	325,07
CRGαD1 _{LAM} – 45	0,35	7,063	2,39	32,554	1390,34	758,62	757,98
CRGαD2 – 1	0,475	6,037	2,88	44,583	1156,29	328,11	329,19
CRGαD2 – 40	0,42	6,449	6,10	57,970	1240,17	491,94	492,13
CRGαD2 – 41	0,45	5,993	4,32	46,45	1127,74	372,87	374,14
CRGβD2 – 44	0,425	6,756	2,28	31,915	1344,53	810,52	806,79
CRGαD2 – 47	0,535	6,441	3,19	51,86	1162,35	376,00	376,67

Com relação à polarização magnética J₅₀, tem-se que dentre as amostras do tipo A, a que apresentou maior intensidade desta medida foi a ALD2–25 com 1372,90 mT e a menor foi a ALD2_{LAM}–42 com 1021,36 mT. Dentre as amostras do tipo B, a que apresentou maior

polarização foi a BLD1–19 com 1492,99 mT e a menor foi a BLD2–18 com 1202,27 mT. Dentre as amostras do tipo C a que apresentou maior polarização foi a CRG β D1–16 com 1470,93 mT e menor foi a CRG α D1–43 com 1082,35 mT.

A abordagem sobre as causas possíveis das diferenças entre as propriedades magnéticas medidas será feita na seção 5 de discussão de resultados.

4.3.3 PERDAS MAGNÉTICAS TOTAIS CORRIGIDAS PARA A ESPESSURA DE 0,35 MM

Devido às perdas magnéticas, basicamente a parcela de perda parasítica, serem influenciadas pela espessura e as amostras por sua vez possuírem espessuras diversas, nesta seção é apresentada uma tabela com as perdas corrigidas para uma única espessura de 0,35 mm com o objetivo de facilitar a análise do resultado das medidas de perda.

Antes da tabela com as perdas corrigidas é apresentada a TAB. 4.15 que indica as perdas parasíticas de cada amostra na sua espessura original e na de 0,35 mm nas frequências de 60 Hz e 400 Hz com polarização de 1,0T. Estas perdas parasíticas foram utilizadas para se calcular as perdas totais para a espessura de 0,35 mm. Para a conversão, conforme abordagem da seção 3.5.3.1, será utilizada a equação clássica para cálculo de perdas parasíticas, pois esta parcela de perda é influenciada diretamente pela espessura. Para este cálculo utilizou-se a resistividade elétrica medida.

TAB. 4.15 Perdas parasíticas calculadas na espessura original e na espessura de 0,35 mm

Amostras	P10/60 Parasítica (original)	P10/400 Parasítica (original)	P10/60 Parasítica (0,35 mm)	P10/400 Parasítica (0,35 mm)
AL	0.152	6.738	0.16	7.12
AR	0.140	6.232	0.15	6.72
BL	0.289	12.832	0.16	7.21
BR	0.296	13.175	0.17	7.42
CR	0.887	39.457	0.30	13.40
ALD1 – 27	-	-	-	-
ALD1 _{LAM} – 11	-	-	-	-
ALD2 – 25	0.095	4.211	0.07	3.22
ALD2 – 37	0.135	5.999	0.09	4.17
ALD2 _{LAM} – 42	0.098	0.557	0.08	0.43
ARD2 – 17	0.111	4.941	0.09	3.98
ARD2 – 46	0.108	4.799	0.09	3.86
ARD2 _{LAM} – 13	0.081	3.614	0.08	3.61
BLD1 – 19	0.185	8.237	0.09	3.88
BLD1 – 20	0.219	9.701	0.10	4.39
BLD1 – 4	0.228	10.155	0.10	4.43
BLD2 – 18	0.171	7.573	0.08	3.71
BLD2 – 3	0.190	8.423	0.09	4.05
BLD2 – 5	0.151	6.702	0.07	3.16
BLD2 _{LAM} – 28	0.475	0.172	0.09	4.14
BLD2 _{LAM} – 30	0.121	5.380	0.08	3.47
BRG α D2 – 14	0.177	7.887	0.14	6.04
BRG α D2 – 7	-	-	-	-
BRG α D2 _{LAM} – 29	0.094	4.199	0.08	3.56
CRD2 – 2	0.306	13.623	0.13	5.72
CRD2 – 39	0.393	17.451	0.13	5.75
CRG β D1 – 16	0.311	13.777	0.17	7.32
CRG α D1 – 38	-	-	-	-
CRG α D1 – 43	0.088	3.897	0.08	3.49
CRG α D1 _{LAM} – 45	0.096	4.269	0.10	4.27
CRG α D2 – 1	0.217	9.645	0.12	5.24
CRG α D2 – 40	0.150	6.676	0.10	4.64
CRG α D2 – 41	0.207	9.196	0.13	5.56
CRG β D2 – 44	0.178	7.896	0.12	5.35
CRG α D2 – 47	0.305	13.523	0.10	4.60

Como pode ser observado na TAB. 4.15, não há quase diferença de medida de perda parasítica entre a amostra laminada como recebida (AL e BL) e a recozida como recebida (AR e BR). Deste modo a conclusão que se chega é que nem a recristalização e nem a deformação

influenciam nas perdas parasíticas confirmando o que foi dito em BOZORTH (1951), dizendo que as correntes parasíticas dependem da geometria do material, da sua resistividade elétrica e da frequência de alternância de fluxo, não sendo influenciadas pela microestrutura.

Na FIG. 4.25 é apresentado o gráfico indicando a parcela de perda parasítica sob a perda total das amostras como recebida e como tratada.

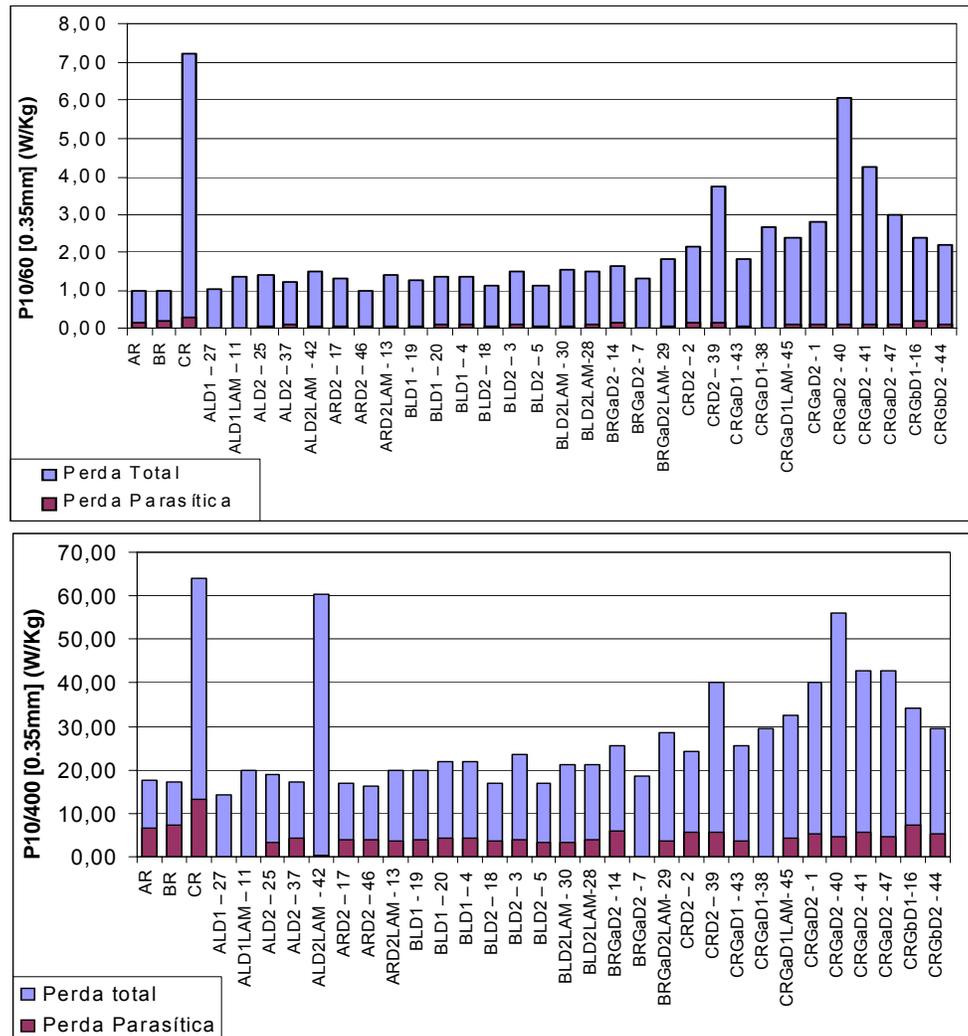


FIG. 4.25 Gráfico indicando a representação da parcela de perda parasítica sob a perda total

Observa-se pela FIG. 4.16 que as perdas por correntes parasíticas representam bem pouco em relação as perdas totais na frequência de 60 Hz e quando se aumenta para 400 Hz essa representação é maior, pois segundo BOZORTH (1951), a frequência exerce influência sobre as perdas parasíticas através da relação de proporcionalidade de f^2 .

Outro fato interessante para discutir, é que a parcela de perda parasítica diminuiu a sua contribuição sobre as perdas totais após o tratamento para difusão em ambas as frequências de 60 Hz e 400 Hz quando comparado com as amostras como recebida, como pode ser visto na FIG. 4.26.

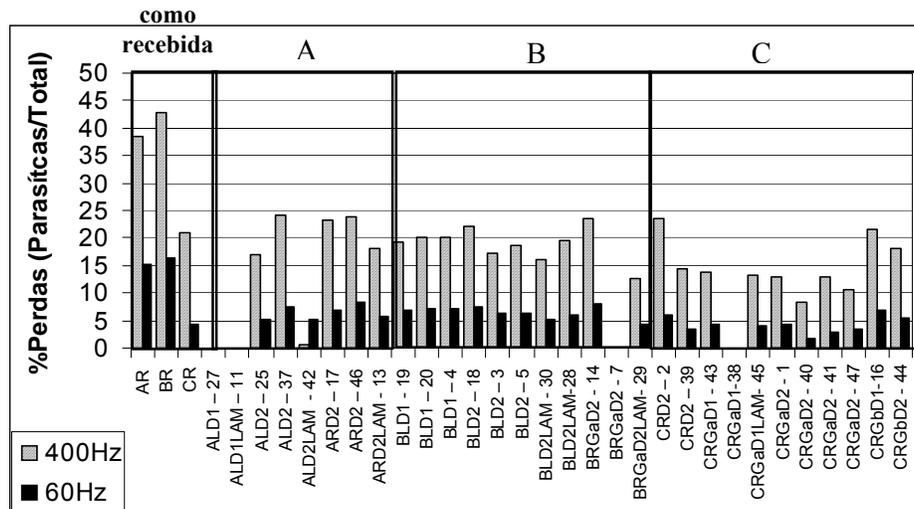


FIG. 4.26 Gráfico indicando a contribuição das perdas parasíticas sobre as perdas totais

Como a perda parasítica é proporcional a f^2 , observa-se pelo gráfico da FIG. 4.26 que esta parcela de perda aumentou a sua contribuição nas perdas totais mais que o dobro na frequência de 400 Hz para as amostras como recebida e aumentou quatro vezes para as amostras tratadas.

Exemplificando a diminuição da contribuição das perdas parasíticas sobre as totais com a as adições de Si e Al. Tem-se que nas amostras AR e BR, a contribuição era de 40% em 400 Hz, passando para aproximadamente 20% após a difusão desses elementos. Já na frequência de 60 Hz essa diminuição foi mais acentuada passando de 15% para 5%.

Como a contribuição das perdas parasíticas sobre as perdas totais após difusão são baixas (20% em 400 Hz e 5% em 60 Hz), conclui-se que para se reduzir as perdas totais é necessário trabalhar com os parâmetros que influenciam nas outras parcelas de perdas (histerética e anômala) buscando reduzi-las.

Na TAB. 4.16 são apresentadas as perdas magnéticas corrigidas tanto das amostras tratadas quanto das amostras como recebida.

TAB. 4.16 Perdas magnéticas totais corrigidas para espessura de 0,35 mm

Amostra	Espessura Original (mm)	Perda _(0,35 mm) (CORRIGIDA) 10/60 (W/Kg)	Perda _(0,35 mm) (CORRIGIDA) 10/400 (W/Kg)
AL	0,34	14,01	106,87
AR	0,337	0,99	17,44
BL	0,467	13,03	99,78
BR	0,471	1,01	17,28
CR	0,599	7,19	63,99
ALD1-27	0,39	1,06	14,42
ALD1 _{LAM} - 11	0,38	1,37	19,94
ALD2 - 25	0,40	1,42	18,99
ALD2-37	0,42	1,24	17,36
ALD2 _{LAM} - 42	0,40	1,49	60,43
ALD2 _{LAM} - 35	0,4	1,32	16,73
ARD2 - 17	0,39	1,32	17,07
ARD2-46	0,39	1,03	16,15
ARD1 _{LAM} - 12	0,44	1,82	20,45
ARD2 _{LAM} - 13	0,35	1,42	19,91
BLD1 - 19	0,51	1,28	20,07
BLD1 - 20	0,52	1,36	21,93
BLD1 - 4	0,53	1,39	21,92
BLD2-18	0,50	1,14	16,83
BLD2 - 3	0,505	1,47	23,54
BLD2-5	0,51	1,11	16,79
BLD2 _{LAM} - 28	0,475	1,52	21,13
BLD2 _{LAM} - 30	0,436	1,55	21,39
BRG α D2 - 14	0,40	1,66	25,68
BRG α D2 - 7	0,435	1,30	18,60
BRG α D2 _{LAM} - 29	0,38	1,82	28,49
CRD2 - 2	0,54	2,15	24,18
CRD2 - 39	0,61	3,74	39,98
CRG β D1 - 16	0,48	2,40	34,12
CRG α D1 - 38	0,32	2,65	29,42
CRG α D1 - 43	0,37	1,84	25,43
CRG α D1 _{LAM} - 45	0,35	2,39	32,55
CRG α D2 - 1	0,475	2,78	40,18
CRG α D2 - 40	0,42	6,05	55,93
CRG α D2 - 41	0,45	4,24	42,82
CRG β D2 - 44	0,425	2,22	29,37
CRG α D2 - 47	0,535	2,99	42,94

Obs: os valores de perdas assinalados são das amostras que apresentaram menores perdas

Analisando as perdas das amostras do tipo A, a que apresentou a maior intensidade desta medida foi a ALD2_{LAM}-42 com 1,49 W/Kg em 60 Hz e 60,43 W/Kg em 400 Hz, e a menor a ARD2-46 com 1,03 W/Kg em 60 Hz e a ALD1-27 com 14,42 W/Kg em 400 Hz. Dentre as

amostras do tipo B, a que apresentou maior perda foi a BRG α D2_{LAM}-29 com 1,82 W/Kg em 60 Hz e 28,49 W/Kg em 400 Hz, e a menor foi a BLD2-5 com 1,11 W/Kg em 60 Hz e 16,79 W/Kg em 400 Hz. Dentre as amostras do tipo C, a que apresentou maior perda foi a CRG α D2-40 com 6,05 W/Kg em 60 Hz e 55,93 W/Kg em 400 Hz, e a menor foi a CRG α D1-43 com 1,84 W/Kg em 60 Hz e a CRD2-2 com 24,18 W/Kg em 400 Hz.

As amostras destacadas em verde apresentaram menores perdas na frequência de 400 Hz em relação às amostras originais sem difusão (AR e BR). Sendo a maior redução em torno de 17%. Deste modo tem-se que esses aços com a adição de Si e Al podem ser utilizados em aplicações que exijam frequências altas conforme apresentado na revisão bibliográfica.

A discussão sobre as causas possíveis das diferenças entre as perdas magnéticas será feita na seção 5 com a discussão dos resultados experimentais.

4.3.4 SEPARAÇÃO DE PERDAS

Para melhor entender os efeitos do tratamento de difusão sobre as perdas será feita uma separação das três parcelas de perda conforme BERTOTTI (1988) onde diz que:

$$P_t = P_h + P_p + P_a \quad \text{EQ. 4.1}$$

$$P_t = K_h \cdot f + K_p \cdot f^2 + K_a \cdot f^{1,5} \quad \text{EQ. 4.2}$$

$$P_t/f = K_h + K_p \cdot f + K_a \cdot f^{0,5} \quad \text{EQ. 4.3}$$

$$P_t/f - P_p/f = K_h + K_a \cdot f^{0,5} \quad \text{EQ. 4.4}$$

Traçando o gráfico da EQ.4.4 onde $(P_t/f - P_p/f)$ é a ordenada e $f^{0,5}$ a abscissa tem-se deste modo o K_a como o coeficiente angular da reta e K_h como o valor da ordenada quando a abscissa é nula.

A separação de perdas só foi feita em duas amostras devido a falta de material no final para tal objetivo. A FIG. 4.27 exhibe o gráfico relacionando $(P_t/f - P_p/f)$ com $f^{0,5}$ para fins de

separação de perdas.

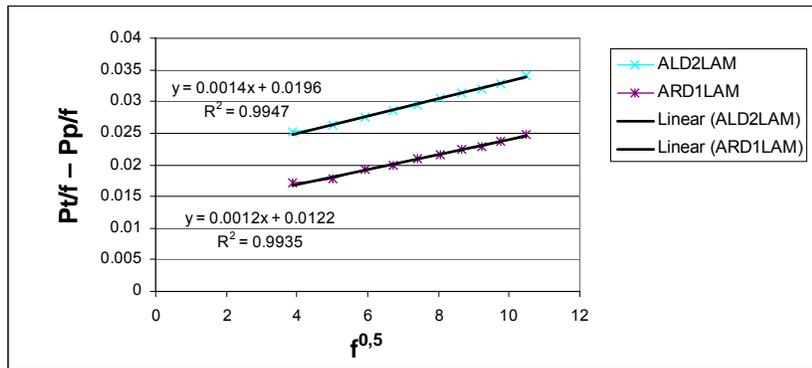


FIG. 4.27 Gráfico relacionando $(P_t/f - P_p/f)$ com $f^{0,5}$

Nas TAB. 4.17 e TAB. 4.18 tem-se a relação das parcelas de perdas em 60Hz e 400Hz respectivamente já corrigidas para a espessura de 0,35mm.

TAB. 4.17 Separação de perdas em 60Hz

Amostra	Kh	Ka	Pp _{10/60} W/Kg	Pa _{10/60} W/Kg	Ph _{10/60} W/Kg	Pt _{10/60} W/Kg
ALD2LAM	0,0122	0,0012	0,064	0,523	0,732	1,32
ARD1LAM	0,0196	0,0014	0,059	0,580	1,176	1,82

TAB. 4.18 Separação de perdas em 400Hz

Amostra	Kh	kA	Pp _{10/400} W/Kg	Pa _{10/400} W/Kg	Ph _{10/400} W/Kg	Pt _{10/400} W/Kg
ALD2LAM	0,0122	0,0012	2,87	8,99	4,88	16,73
ARD1LAM	0,0196	0,0014	2,62	9,99	7,84	20,45

Observando as parcelas de perdas das amostras percebe-se que na frequência de 60Hz a perda histerética é a maior parcela de perda equivalendo a aproximadamente 60% em relação à total e a menor parcela a parasítica estando em torno de 5%. Na frequência de 400Hz a maior parcela é a anômala representando aproximadamente 50% e a menor a parasítica com 15%. Uma forma de se reduzir as perdas seria reduzindo a espessura que faria reduzir as parcelas de perdas anômala e parasítica e outra seria melhorar a parte microestrutural eliminando precipitados e aperfeiçoando mais a textura cristalográfica para diminuir a parcela de perda histerética.

4.3.5 MEDIDAS DE RESISTIVIDADE ELÉTRICA

Para esta seção, as medidas de resistividade elétrica são apresentadas (TAB. 4.19) com o objetivo principal de verificar a influência da temperatura e do tempo no processo de difusão dos elementos silício e alumínio na chapa de aço elétrico durante o tratamento para difusão. Estas medidas foram feitas em um total de 14 amostras, sendo a primeira na temperatura de 155°C e as demais retiradas a cada 130°C até a temperatura de 1250°C e depois no patamar nesta temperatura, retirando-as a cada 13 minutos até o tempo total de 60 minutos. Os teores de silício foram realizados por EDS através de MEV.

TAB. 4.19 Medidas da resistividade elétrica ao longo do tratamento de recozimento de 155°C até 1250°C

	Temperatura (°C)	Resistividade ($\mu\Omega\cdot\text{cm}$)	Teor de Silício (% em peso)	Teor de Alumínio (% em peso)	Al+Si (% em peso)
0	25	51,18	3,2	-	3,2
1	155	56,36	2,9	-	3,1
2	285	56,98	3,1	-	3,1
3	415	48,50	2,9	-	2,9
4	545	53,08	2,9	-	2,9
5	675	60,23	3,1	-	3,1
6	805	55,99	3,2	-	3,2
7	935	59,07	3,5	0,2	3,7
8	1065	87,64	3,4	-	3,4
9	1135	85,22	4,6	1,1	5,7
10	1250	120,46	5,6	3,6	9,2
11	1250 – 20'	122,60	5,7	5,1	10,8
12	1250 – 33'	122,57	6,8	5,7	12,5
13	1250 – 46'	132,40	6,5	4,2	10,7
14	1250 – 59'	109,44	6,9	6,6	13,5

Para facilitar a visualização e análise, são apresentados dois gráficos (FIG. 4.28), um com a temperatura contra a resistividade elétrica com o objetivo de verificar a variação da resistividade ao longo do tratamento de difusão, e outro a relação entre a temperatura com os teores de silício e alumínio somados para verificar a difusão desses elementos ao longo do tratamento.

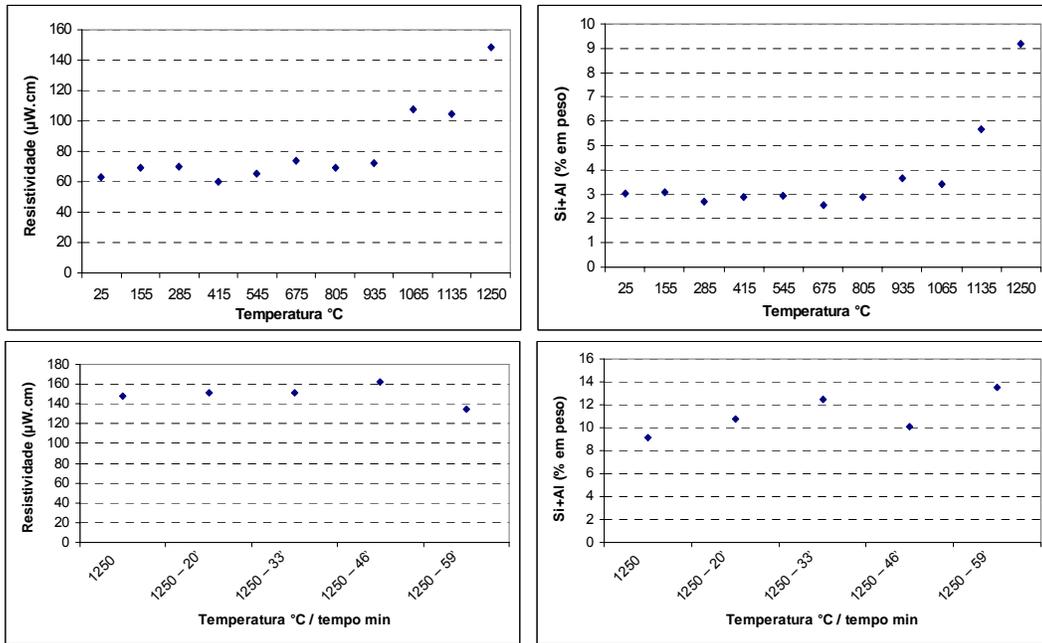


FIG. 4.28 Gráfico de temperatura versus Resistividade (esquerda) e temperatura versus silício + alumínio (direita)

Pode-se observar com os gráficos da FIG. 4.28 que a resistividade começa a aumentar na temperatura em torno de 900°C, sendo compatível com o aumento do teor de silício e alumínio. A resistividade foi mais alta no patamar de temperatura de 1250°C com 46 minutos e o teor de Si +Al foi mais alta no patamar com tempo de 59 minutos.

Com as FIG. 4.29 e FIG. 4.30 pode-se avaliar o aspecto das chapas ao longo do processo e nisto fazer uma analogia com o processo de difusão.

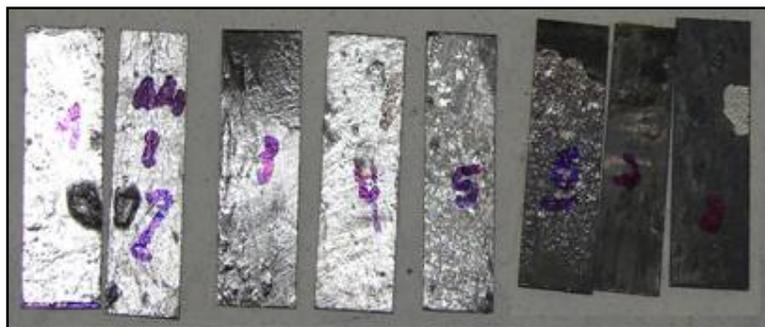


FIG. 4.29 Imagens das amostras tratadas (1 a 8) ao longo do processo de difusão



FIG. 4.30 Imagens das amostras tratadas (9 a 14) ao longo do processo de difusão

Percebe-se, analisando as FIG. 4.29 e FIG. 4.30, que da amostra 6 para 7 o brilho do revestimento começa a sumir o que pode ser relacionado ao início do processo de difusão na temperatura de aproximadamente 900°C. Confirma-se isto pela medida de resistividade e também pela medida do teor de silício e alumínio através da TAB. 4.19 que apresenta aumento tanto da resistividade quanto dos teores de Si e Al entre as amostras 6 e 7.

Como dito anteriormente, um outro objetivo de se fazer a medida de resistividade elétrica é a possibilidade de realizar uma analogia entre as medidas das amostras tratadas com o teor de silício mais alumínio (TAB. 4.20), sendo portanto uma forma rápida na avaliação do resultado final do processo de difusão.

TAB. 4.20 Medidas de resistividade elétrica e teores de alumínio e silício em peso das amostras tratadas

Amostra	Resistividade ($\mu\Omega\cdot\text{cm}$)	Teor de Silício (% em peso)	Teor de Alumínio (% em peso)	Si+Al (% em peso)	J_s (mT)
AL	47,73	3,02	-	3,02	2015
AR	51,18	3,02	-	3,02	2015
BL	47,45	3,02	-	3,02	2015
BR	46,43	3,02	-	3,02	2015
CR	25,21	0,81	0,24	1,05	2110
ALD2 – 24	99,23	5,85	6,35	12,2	
ALD2 – 25	120,24	4,65	3,87	8,52	1751
ALD2 – 26	132,88	-	-	-	
ALD2 – 37	96,55	4,73	4,9	9,63	
ALD2 _{LAM} – 42	131,88	-	-	-	
ARD2 – 17	95,46	4,74	4,19	8,93	1731
ARD2 – 46	110,36	2,23	5,5	7,73	1789
ARD2 _{LAM} – 13	112,20	4,77	5,12	9,89	1685
BLD1 – 19	95,14	4,14	3,21	7,35	1807
BLD1 – 20	87,37	3,89	2,8	6,69	1839
BLD1 – 4	84,21	4,23	2,87	7,1	1819
BLD2 – 18	109,26	4,91	5	9,91	1684
BLD2 – 3	96,62	4,4	3,92	8,32	1761
BLD2 – 5	122,31	-	-	-	
BLD2 _{LAM} – 28	94,60	4,84	4,39	9,23	1717
BLD2 _{LAM} – 30	111,19	4,81	3,62	8,43	1755
BRG α D2 _{LAM} – 29	103,96	3,77	1,91	5,68	1887
BRG α D2 – 14	63,31	3,71	3,39	7,1	1819
CRD2 – 2	60,50	2,55	3,87	6,42	1852
CRD2 – 39	62,60	2,52	1,71	4,23	1957
CRG β D1 – 16	50,83	1,14	1,87	3,01	2016
CRG α D1 – 38	-	-	-	-	
CRG α D1 – 43	117,29	-	-	-	
CRG α D2 – 1	81,91	2,43	3,64	6,07	1869
CRG α D2 – 40	87,56	2,44	3,66	6,1	1867
CRG β D2 – 44	71,65	1,94	4,03	5,97	1873
CRG α D2 – 47	87,88	2,32	3,33	5,65	1889
CRG α D1 _{Lam} – 45	87,05	4,61	5,26	9,87	1686
CRG α D2 – 41	78,31	3,61	2,66	6,27	1859

Através das medidas de resistividade elétrica oriundas da TAB. 4.20 tem-se o gráfico da FIG. 4.31 relacionando cada amostra com sua respectiva medida de resistividade elétrica.

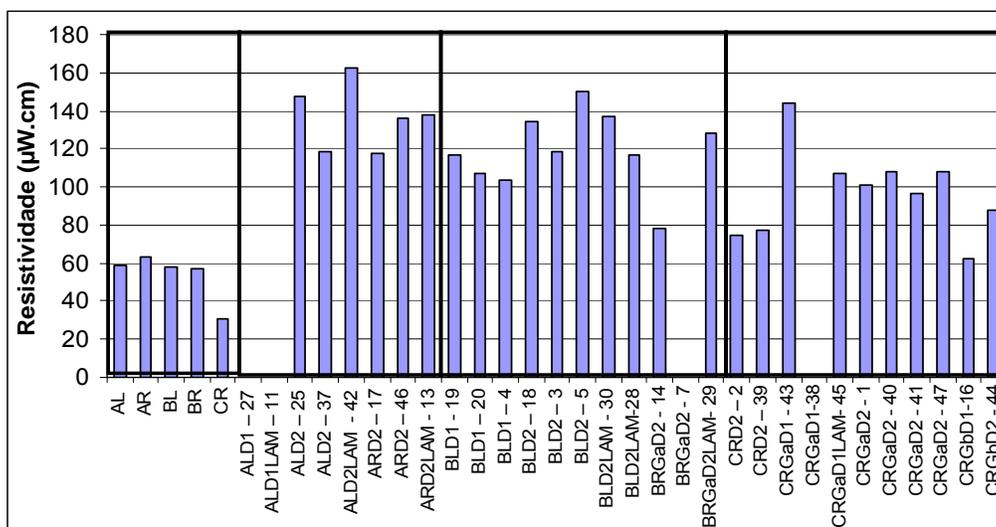


FIG. 4.31 Gráfico relacionando as amostras com suas respectivas medidas de resistividade elétrica

Analisando o gráfico da FIG. 4.31, percebe-se que as amostras como recebida dos tipos A e B apresentaram resistividades semelhantes independente do estado de processamento (recozido ou laminado) e que a recebida do tipo C apresentou menor resistividade devido ao menor teor de silício.

Com relação as amostras tratadas, observa-se que as do tipo A tiveram no geral maiores resistividades elétrica e as do tipo C tiveram as menores.

4.4 MEDIÇÃO DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Nesta seção serão apresentadas as texturas cristalográficas através de FDOCs das seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, dos materiais como recebido (subseção 4.4.1) e das amostras finais após o recozimento para difusão (subseção 4.4.2). Na indexação das componentes de textura principais, admitiu-se uma aproximação de até 10° e para tal objetivo utilizou-se o ábaco de cada seção ($\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$) das FDOCs da FIG. 2.33.

Antes de iniciar a descrição da textura cristalográfica, é importante ressaltar a definição das fibras existentes e suas respectivas relações com as propriedades magnéticas. Na TAB. 4.21 é apresentado um quadro definindo as fibras e relacionando-as com as propriedades

magnéticas e na FIG. 4.32 tem-se os ábacos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ com as fibras indicadas.

TAB. 4.21 Definição das fibras de textura e relação com as propriedades magnéticas.

Fibra	Definição	Propriedade magnética
α	Direção $\langle 110 \rangle // DL$	Boa
γ	Direção $\langle 111 \rangle // DN$	Ruim
η	Direção $\langle 001 \rangle // DL$	Ótima
Cúbica	Direção $\langle 001 \rangle // DN$	Ótima

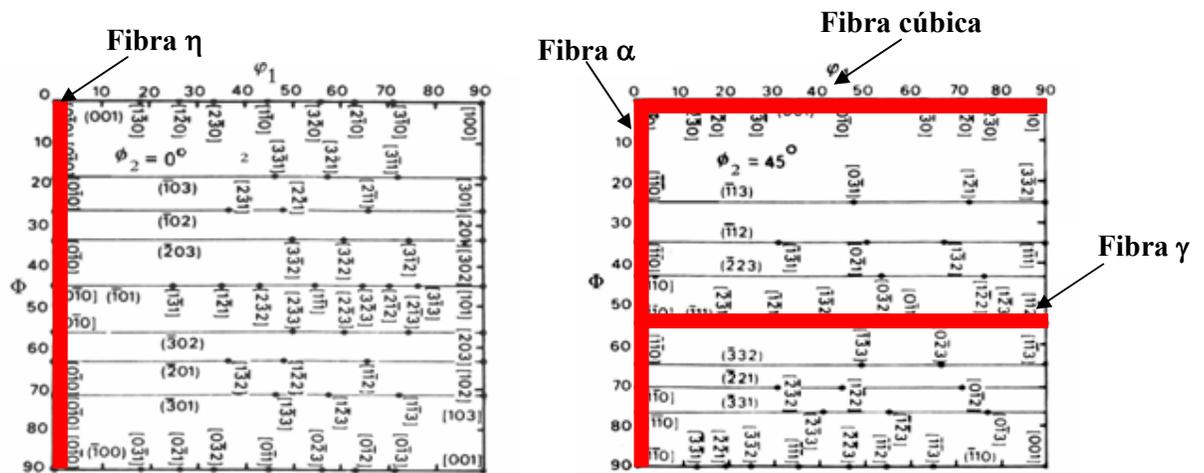


FIG. 4.32 Ábacos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ com as fibras que influenciam as propriedades magnéticas

4.4.1 MEDIÇÃO DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS COMO RECEBIDA

Nesta seção são apresentadas, pelas FIG. 4.33 a FIG. 4.37, as FDOCs das amostras como recebida. Na subseção 4.4.1.1 são descritas as texturas das amostras como recebida. Na subseção 4.4.1.2 é mostrado pela TAB. 4.22 o resumo das componentes de textura dos picos de intensidade encontrados nesses materiais com suas respectivas intensidades.

4.4.1.1 DESCRIÇÃO DA TEXTURA DAS AMOSTRAS COMO RECEBIDA

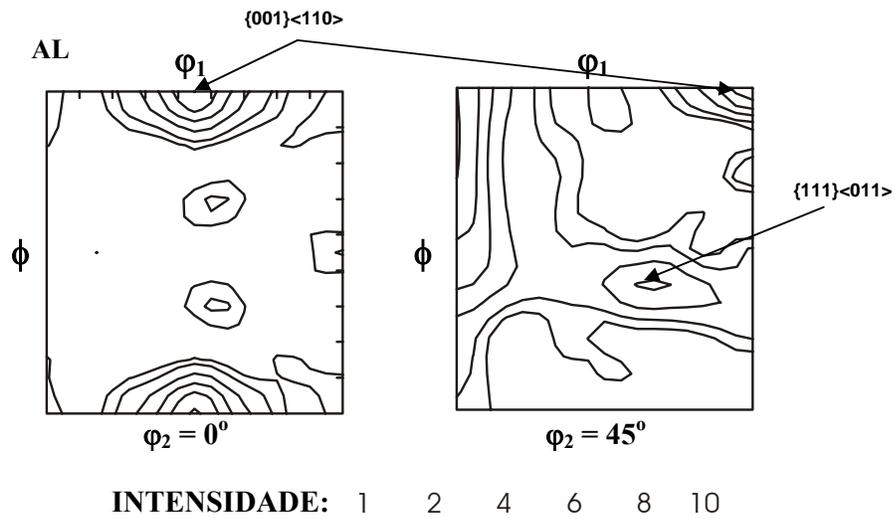


FIG. 4.33 FDOC da amostra AL, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

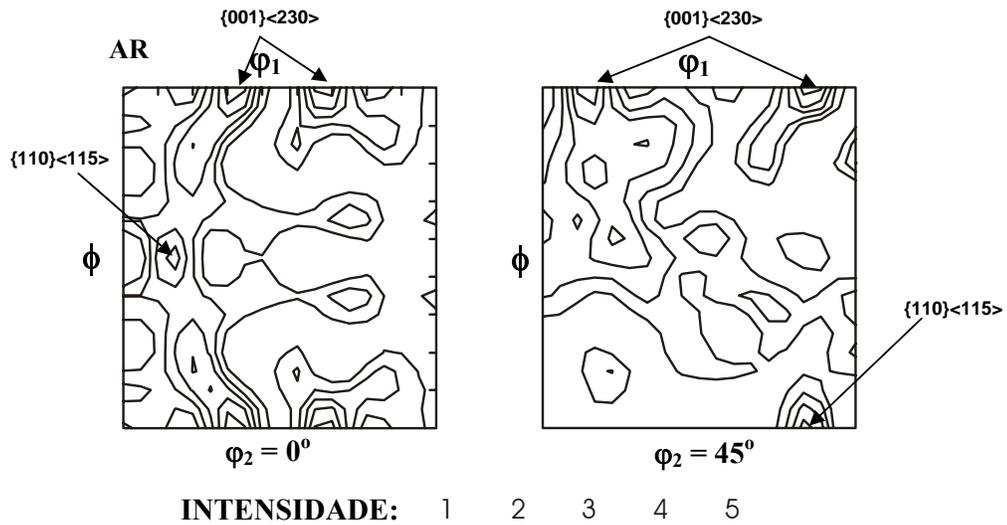


FIG. 4.34 FDOC da amostra AR, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

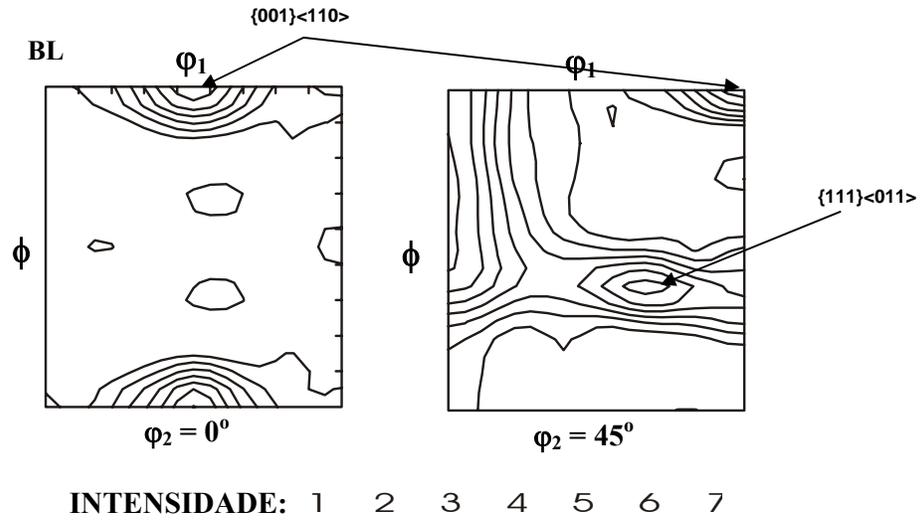


FIG. 4.35 FDOC da amostra BL, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

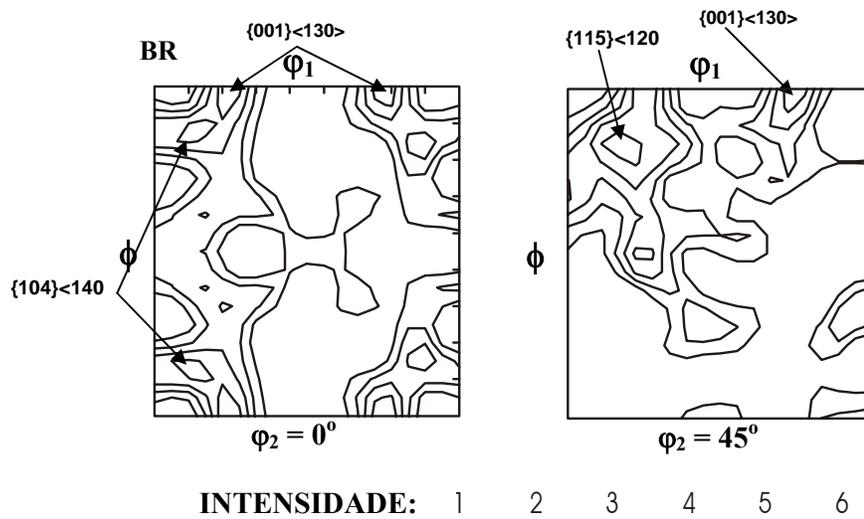


FIG. 4.36 FDOC da amostra BR, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

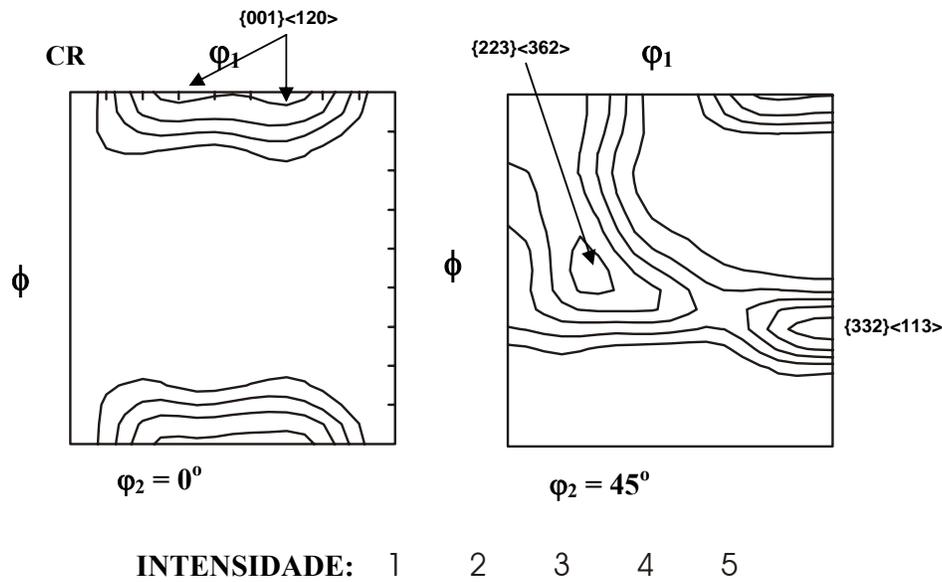


FIG. 4.37 FDOC da amostra CR, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

Para facilitar a análise de textura das amostras como recebida e sua descrição é apresentado um gráfico (FIG. 4.38) relacionando cada amostra com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnética dos aços elétricos.

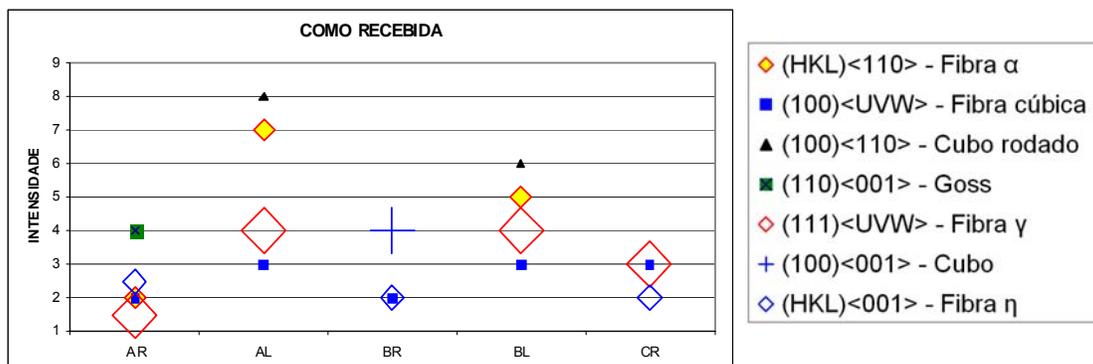


FIG. 4.38 Gráfico relacionando as amostras como recebida com as fibras e componentes de textura que mais influenciam as propriedades magnéticas

As amostras AL e BL tiveram presente em suas texturas, fibra γ com o pico de intensidade máxima em $\{111\}\langle 011 \rangle$ de nível 6 (FIG. 4.33 e FIG. 4.35) e um outro pico fora da fibra em $\{001\}\langle 110 \rangle$ de nível 8 em AL e nível 6 em BL (FIG. 4.38). Estas texturas eram esperadas, pois segundo VAN HOUTTE (1984) e HÖLSCHER et al. (1991), fibra γ e

componente cubo rodado são texturas de deformação típicas de metais CCC.

As amostras AR e BR (FIG. 4.34 e FIG. 4.36) apresentaram texturas semelhantes com presença de fibra cúbica e picos de intensidade em $\{001\}\langle 230\rangle$ de nível 5 (AR), e em $\{001\}\langle 130\rangle$ de nível 4 (BR). Houve pico próximo a Goss na amostra AR em $\{110\}\langle 115\rangle$ de nível 4, Goss de nível 2 e um pico em $\{115\}\langle 120\rangle$ de nível 4 na amostra BR. Existiu ainda como fator favorável às propriedades magnéticas um pico próximo a cubo em $\{104\}\langle 140\rangle$ de nível 4 na amostra BR.

De acordo com a FIG. 4.38, as amostras AR e BR tiveram fibra η e fibra cúbica em comum, porém na avaliação, a amostra AR apresentou textura pior devido à presença de fibra γ de nível 1,5 e fibra α de nível 2.

A amostra CR apresentou uma fibra próxima a fibra γ com picos de intensidade máxima em $\{332\}\langle 113\rangle$ e $\{223\}\langle 362\rangle$ ambos de nível 5. Um outro pico também se encontrou nessa amostra em $\{001\}\langle 120\rangle$ que é próximo em 10° a componente cubo rodado ($\{001\}\langle 110\rangle$) de nível 4. Conforme PARK e SZPUNAR (2003), RAABE e LUCKE (1992) e CUNHA e PAOLINELLI (2002), a presença das componentes $\{332\}\langle 113\rangle$ que é próxima da componente $\{111\}\langle 112\rangle$ e de $\{001\}\langle 110\rangle$ é comum na textura de recristalização primária de aços ao silício com estrutura CCC.

4.4.1.2 RESUMO DAS COMPONENTES DE TEXTURA DAS AMOSTRAS COMO RECEBIDA

Na TAB. 4.22 tem-se o resumo das principais componentes de textura dos picos encontrados nas amostras como recebida com suas respectivas intensidades indicadas.

TAB. 4.22 Resumo das componentes de textura das amostras como recebida

Nome do Pico	Amostra	AR	AL	BR	BL	CR
cubo	{001}<100>			4		
cubo girado N	{001}<130>			4		
	{001}<120>					4
cubo rodado	{001}<110>		8		6	
próximo cubo rodado	{001}<230>	5				
	{115}<120>			5		
cubo rodado R	{104}<010>					
cisalhante 4	{111}<132>					
Banda de Deformação	{111}<112>					
próxima a fibra α	{111}<561>					
	{111}<011>		6		6	
cisalhante 5	{112}<131>					
Banda de Deformação	{112}<110>					
	{223}<362>					5
	{332}<113>					5
Próximo a goss	{331}<116>					
Goss	{110}<001>					
	{110}<115>	4				

4.4.2 MEDIÇÃO DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS APÓS TRATAMENTO PARA DIFUSÃO

Nesta seção são apresentadas as FDOCS das amostras tratadas seguida das descrições de textura sendo dividido em subseções para cada tipo de amostra. Na subseção 4.3.2.1 são descritas as texturas das amostras tratadas do tipo A, na 4.4.2.2 as do tipo B e na 4.4.2.3 as do tipo C. Por ultimo na subseção 4.4.2.4, são apresentadas pelas TAB. 4.23, TAB. 4.24 e TAB. 4.25 os resumos das componentes principais de textura dos picos encontrados nas amostras tratadas com suas respectivas intensidades.

4.4.2.1 DESCRIÇÃO DAS TEXTURAS DAS AMOSTRAS DO TIPO A

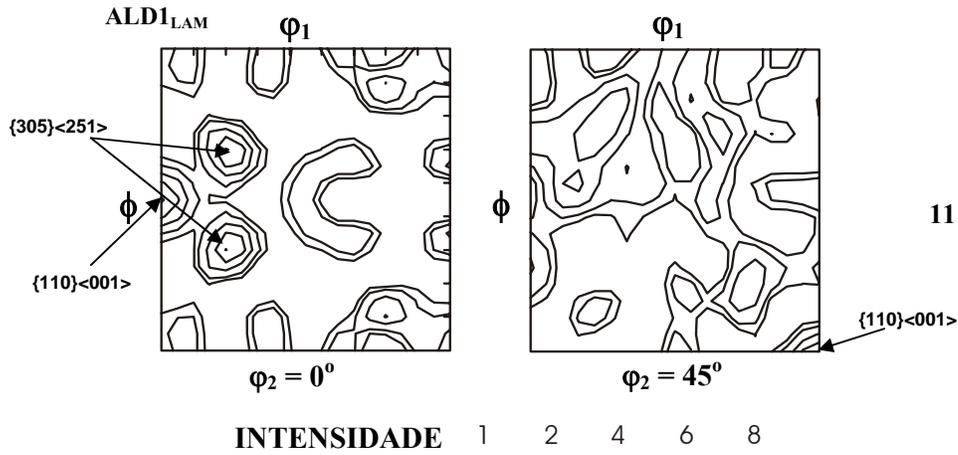


FIG. 4.39 FDOC da amostra ALD1_{Lam}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

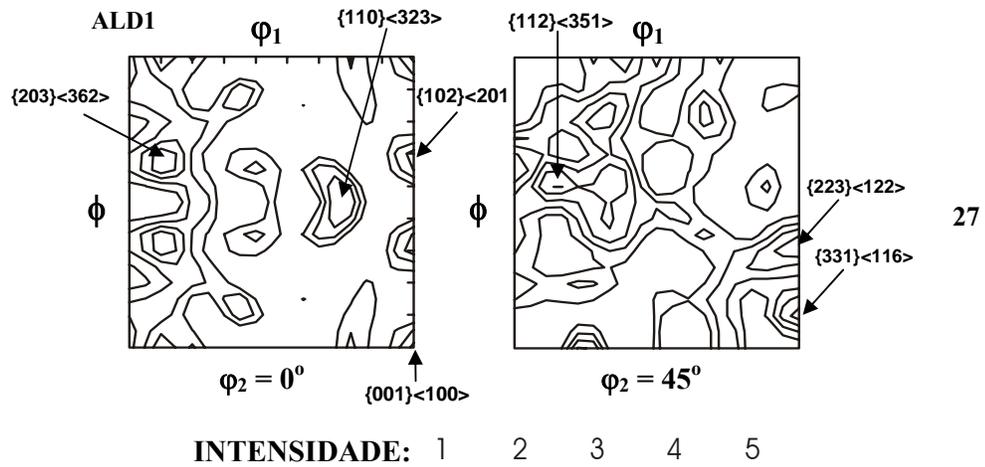


FIG. 4.40 FDOC da amostra ALD1, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

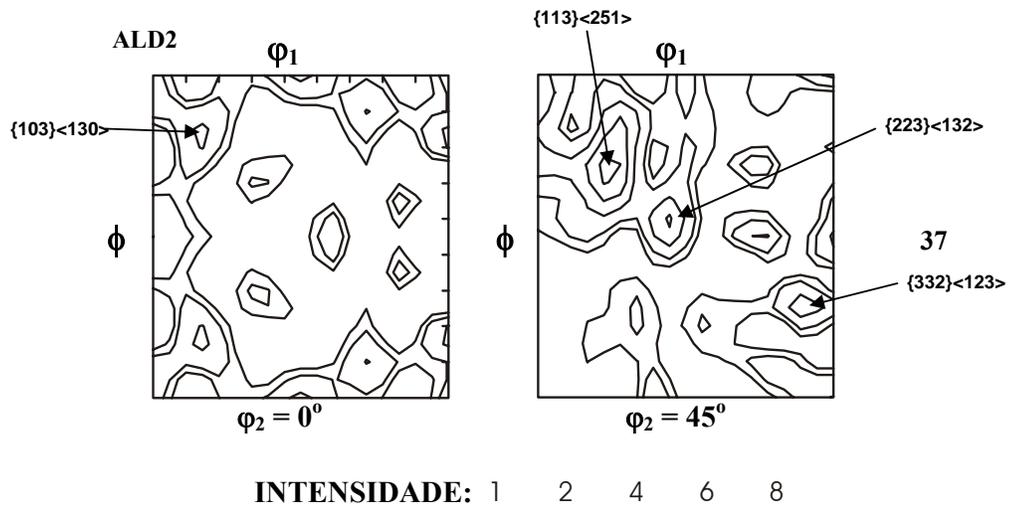


FIG. 4.41 FDOC da amostra ALD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

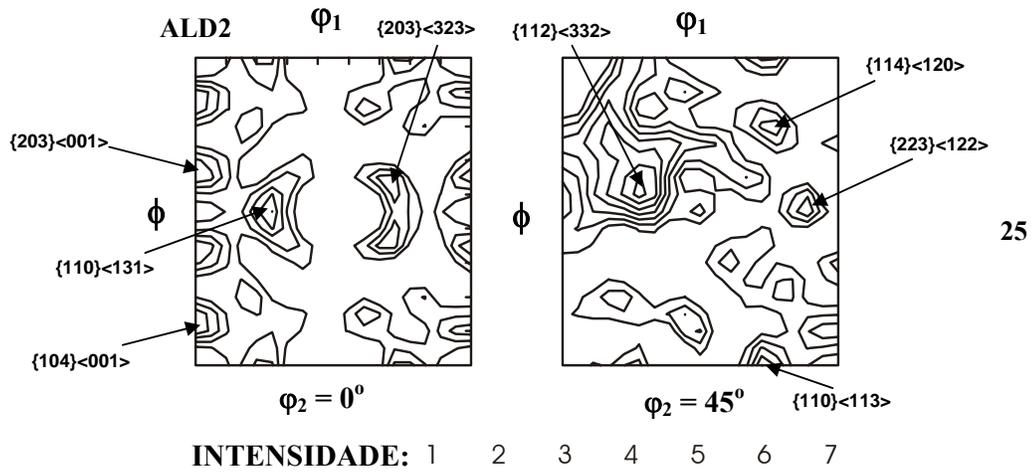


FIG. 4.42 FDOC da amostra ALD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

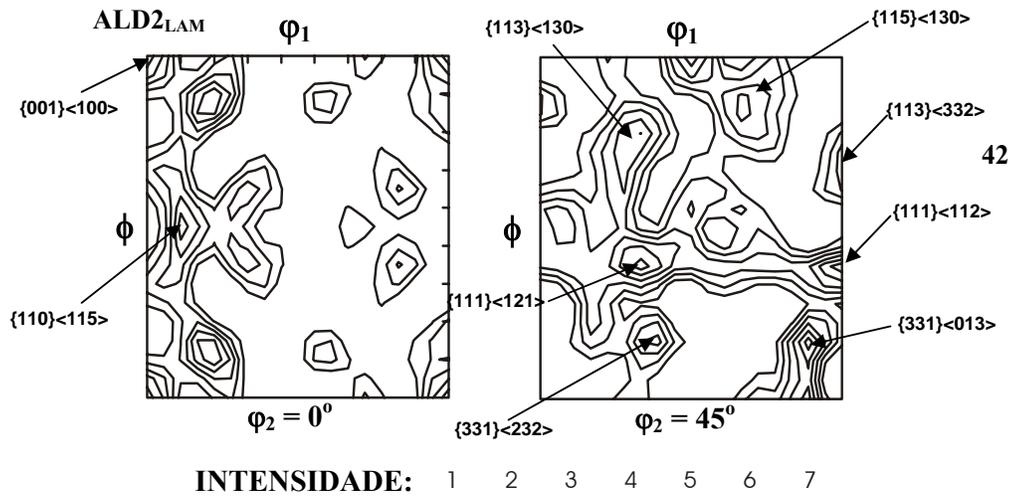


FIG. 4.43 FDOC da amostra ALD2_{Lam}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

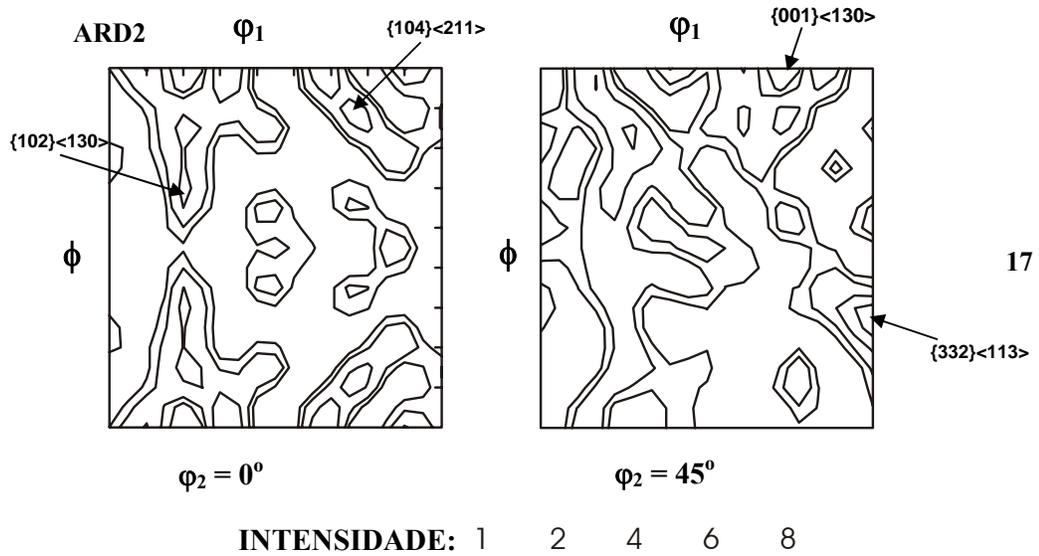


FIG. 4.44 FDOC da amostra ARD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

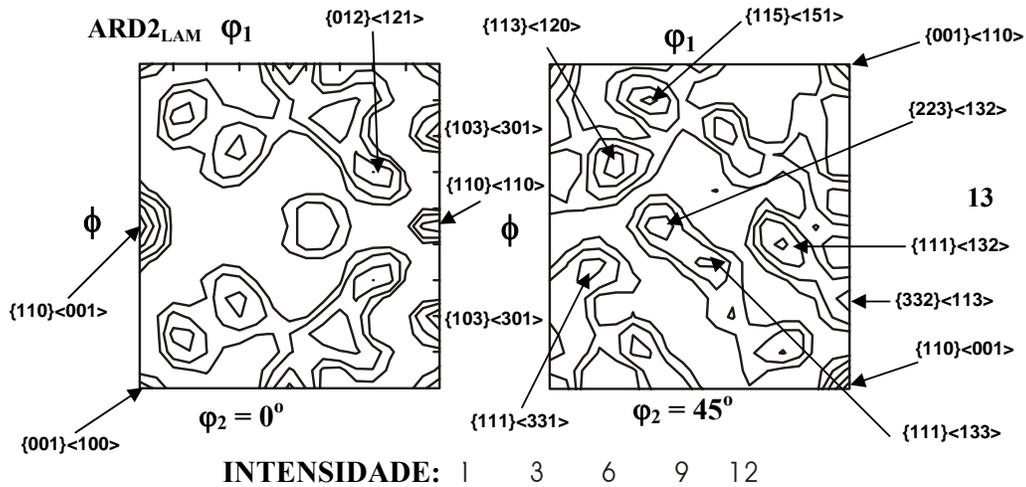


FIG. 4.45 FDOC da amostra ARD2_{Lam}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

Para facilitar a análise de textura das amostras com tratamento para difusão e sua descrição, é apresentado um gráfico (FIG. 4.46) relacionando cada amostra com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas dos aços elétricos.

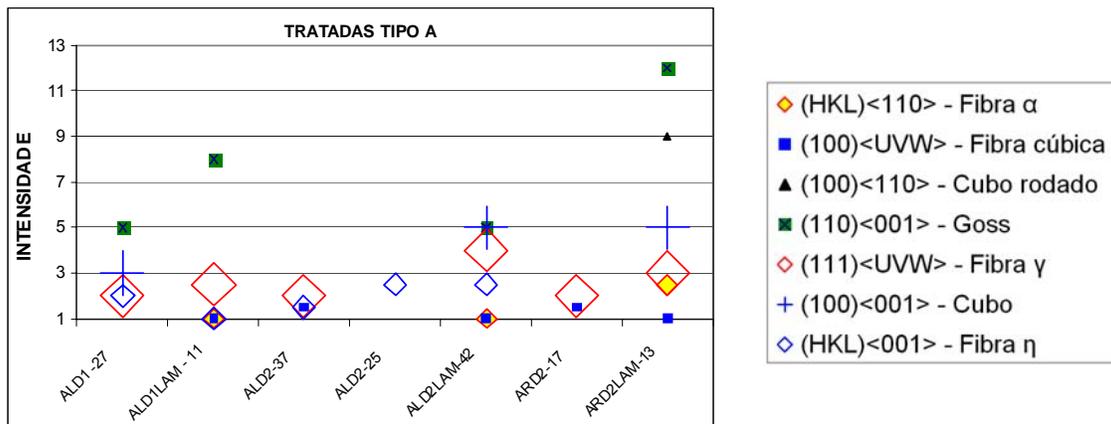


FIG. 4.46 Gráfico relacionando as amostras tratadas do tipo A com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas

Começando pelas amostras do tipo A, verificou-se que a textura das amostras ALD apresentaram picos de intensidade máxima em $\{112\}\langle 351\rangle$ e $\{331\}\langle 116\rangle$ (próximo a Goss em 10°) ambos de nível 5 (ALD1-27 FIG. 4.40), $\{203\}\langle 131\rangle$ e Goss (ALD1_{Lam}-11 FIG.

4.39) ambos de nível 8. Na amostra ALD2-37 (FIG. 4.41) houve picos em $\{113\}\langle 251\rangle$ de nível 8 e $\{223\}\langle 132\rangle$ de nível 6. Na amostra ALD2-25 (FIG. 4.42) houve picos em $\{112\}\langle 332\rangle$ de nível 7, $\{110\}\langle 113\rangle$ de nível 5, fibra η com picos em $\{203\}\langle 001\rangle$ e $\{104\}\langle 001\rangle$ ambas de nível 3. Na amostra ALD2_{Lam}-42 (FIG. 4.43) existiu uma fibra γ com pico de intensidade em $\{111\}\langle 121\rangle$ de nível 6, picos próximos a Goss em 10° em $\{331\}\langle 013\rangle$ de nível 6 e $\{110\}\langle 115\rangle$ de nível 5, pico em cubo de nível 5 e $\{331\}\langle 232\rangle$ de nível 4.

Percebeu-se no geral que nessas amostras ALD existiram componentes de textura com intensidades consideráveis próximos em 10° da fibra η (direção $\langle 001\rangle//DL$) ou pertencentes a ela, tais como: $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{203\}\langle 362\rangle$, $\{001\}\langle 001\rangle$, $\{203\}\langle 001\rangle$, $\{104\}\langle 001\rangle$, $\{103\}\langle 130\rangle$.

Constatou-se que nas amostras do tipo A, as temperaturas de imersão a quente (850°C “1” e 900°C “2”) não influenciaram nas texturas, pois estas apresentaram diferenças aleatórias.

Nessas amostras (tipo A), com o processo de laminação posterior a imersão (nomenclatura “_{LAM}”), houve fortalecimento da componente de textura Goss ou da componente próxima a ela em 10° ($\{331\}\langle 013\rangle$) e também uma maior presença de fibra γ com maior intensidade na amostra ALD2_{Lam}-42 de nível 4 (FIG. 4.46). Este resultado é semelhante ao de BARROS et al. (2006) que também encontrou fibra λ quando aplicou laminação após a imersão.

Segundo RAY et al.(1994) alta fibra α na textura de deformação favorece alta componente $\{111\}\langle 112\rangle$ na textura de recristalização. Isto de certa forma explica a presença de componente de fibra γ nas amostras ALD, pois conforme FIG. 4.38 a amostra AL como recebida possuía forte fibra α , estando assim caracterizado como nucleação orientada o mecanismo que gerou a fibra γ durante a imersão a quente e permanecendo ainda após o último recozimento a 1250°C .

Com relação as amostras “ARD” tem-se as seguintes constatações:

⇒ A amostra ARD2-17 apresentou ausência de fibra η e da componente Goss ou próxima a ela (FIG. 4.44) tendo somente picos em $\{001\}\langle 130\rangle$ de nível 6, $\{104\}\langle 211\rangle$ de nível 5 e $\{332\}\langle 113\rangle$ de nível 7. A não presença de Goss se deve provavelmente, segundo PARK e SZPUNAR (2009), ao crescimento de grão que

favoreceu outras orientações consumindo os grãos de orientação Goss. Estes mesmos autores dizem que grãos Goss têm maior probabilidade de serem rodeados por contornos de grão de baixo ângulo. Portanto, sendo maior a mobilidade dos contornos de alto ângulo em relação aos de baixo, espera-se que os grãos com contornos de alto ângulo cresçam enquanto os grãos com contornos de baixo ângulo desapareçam.

⇒ Somente com a laminação posterior a imersão (ARD2_{Lam}-13) é que houve a presença de Goss de nível 12 e da componente cubo ($\{001\}\langle 100\rangle$) de nível 5, porém com presença de componentes ruins às propriedades magnéticas $\{111\}\langle 132\rangle$ de nível 10 e $\{110\}\langle 110\rangle$ de nível 8 (FIG. 4.45) e outros picos em $\{115\}\langle 151\rangle$, $\{113\}\langle 120\rangle$ ambos de nível 10 e em $\{012\}\langle 121\rangle$ e $\{103\}\langle 301\rangle$ ambos de nível 9.

A componente Cubo, tal como a componente Goss já explicada anteriormente, pode ter sido oriunda de banda de cisalhamento formada pela deformação da laminação feita após a imersão aquecida. Isto está coerente com o trabalho de PARK e SZPUNAR (2003) que observaram que grãos Goss e Cubo nucleiam em bandas de cisalhamento em grãos deformados $\{111\}\langle 112\rangle$.

4.4.2.2 DESCRIÇÃO DAS TEXTURAS DAS AMOSTRAS DO TIPO B

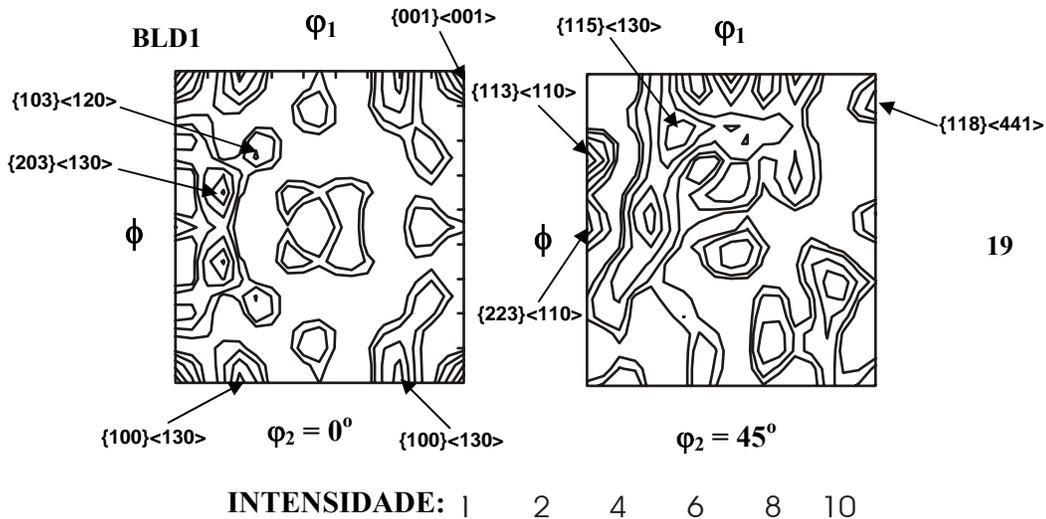


FIG. 4.47 FDOC da amostra BLD1, seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

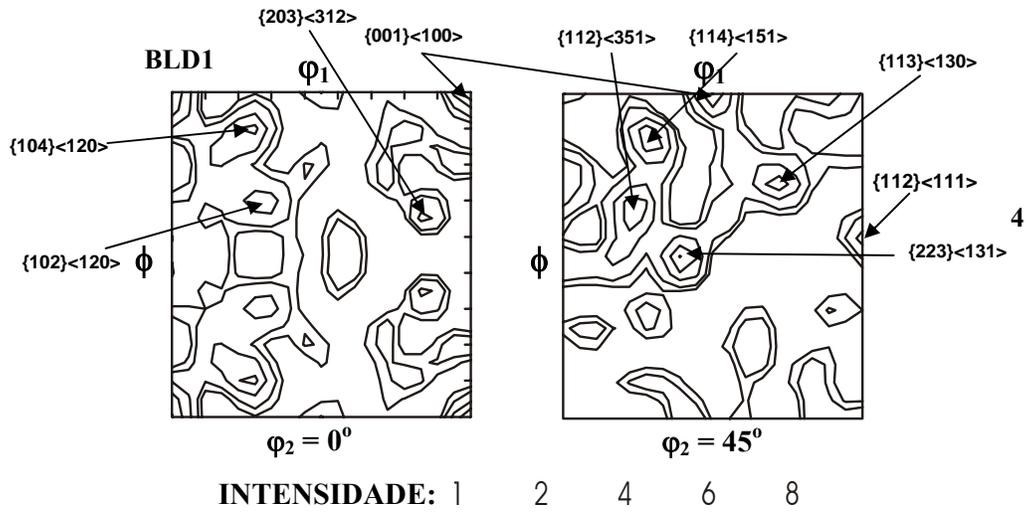


FIG. 4.48 FDOC da amostra BLD1, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

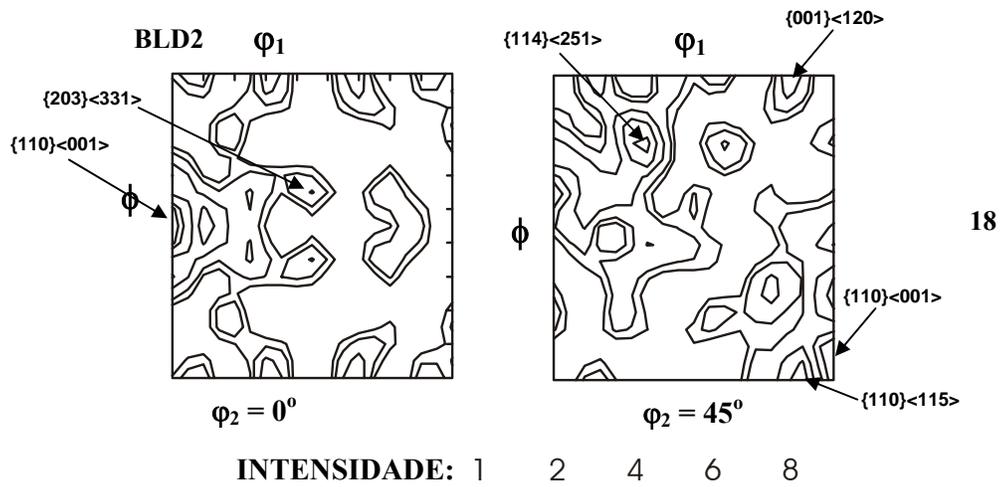


FIG. 4.49 FDOC da amostra BLD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

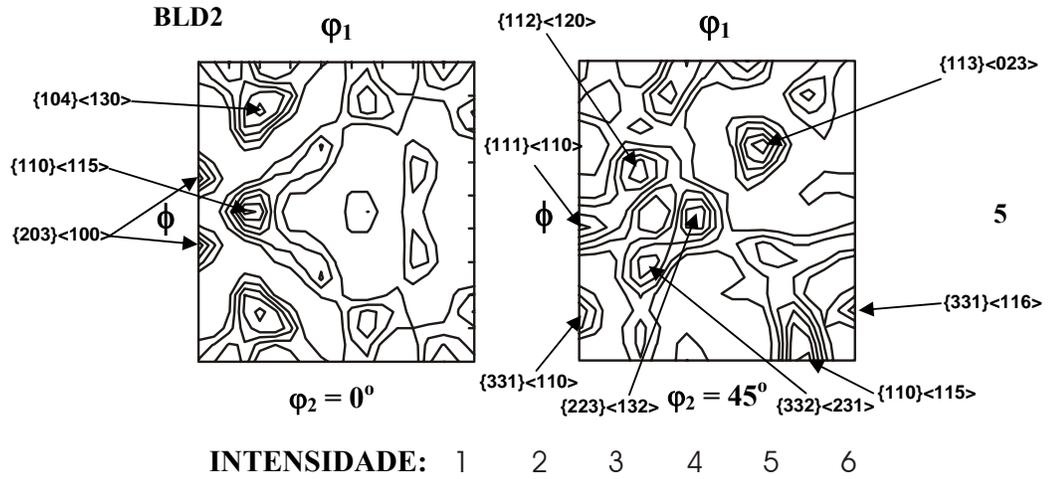


FIG. 4.50 FDOC da amostra BLD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

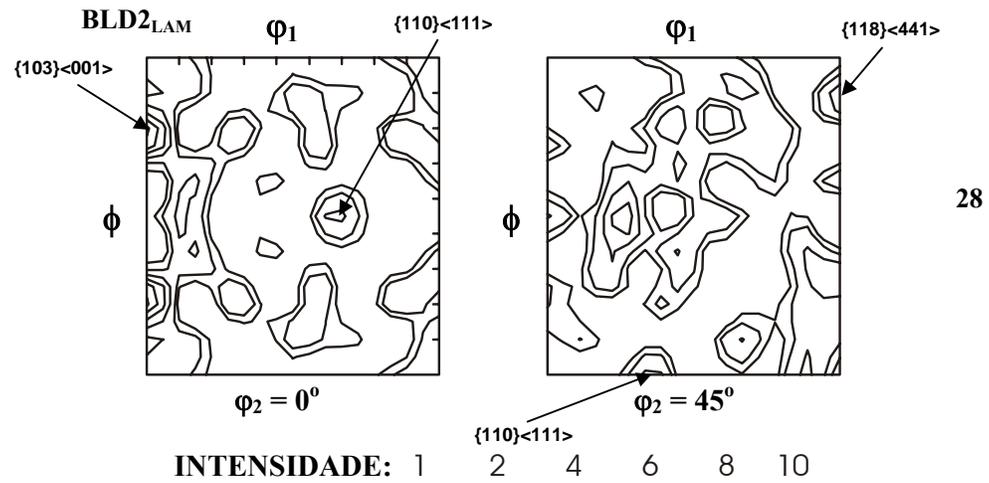


FIG. 4.51 FDOC da amostra BLD2_{Lam}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

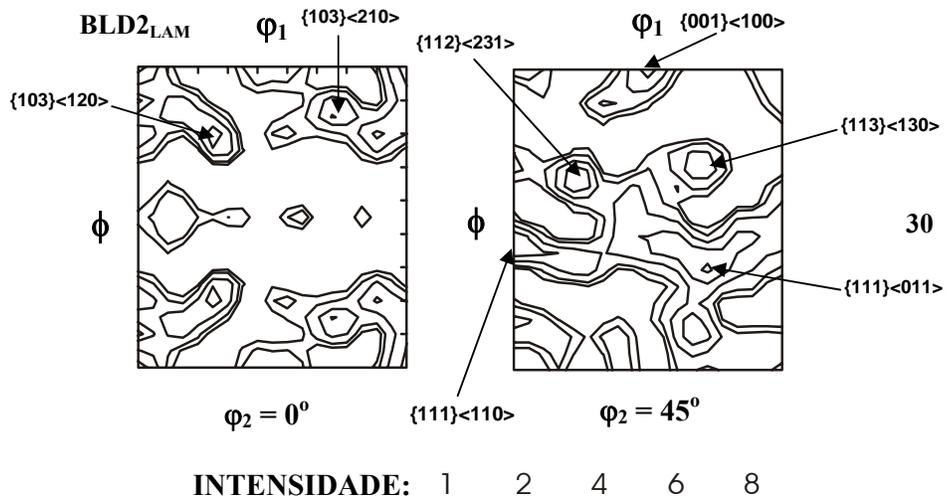


FIG. 4.52 FDOC da amostra BLD2_{LAM}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

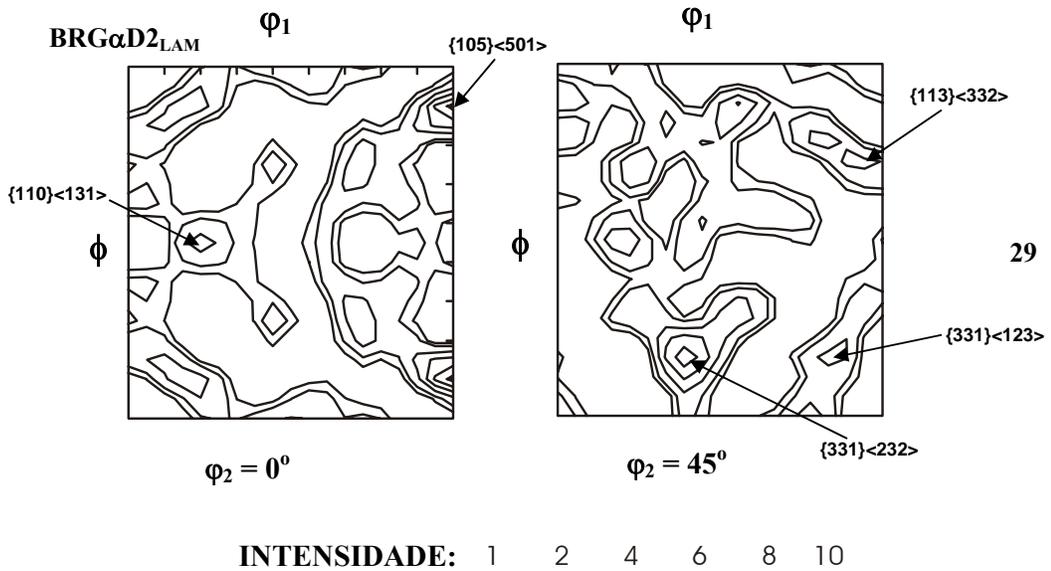


FIG. 4.53 FDOC da amostra BRG α D2_{LAM}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

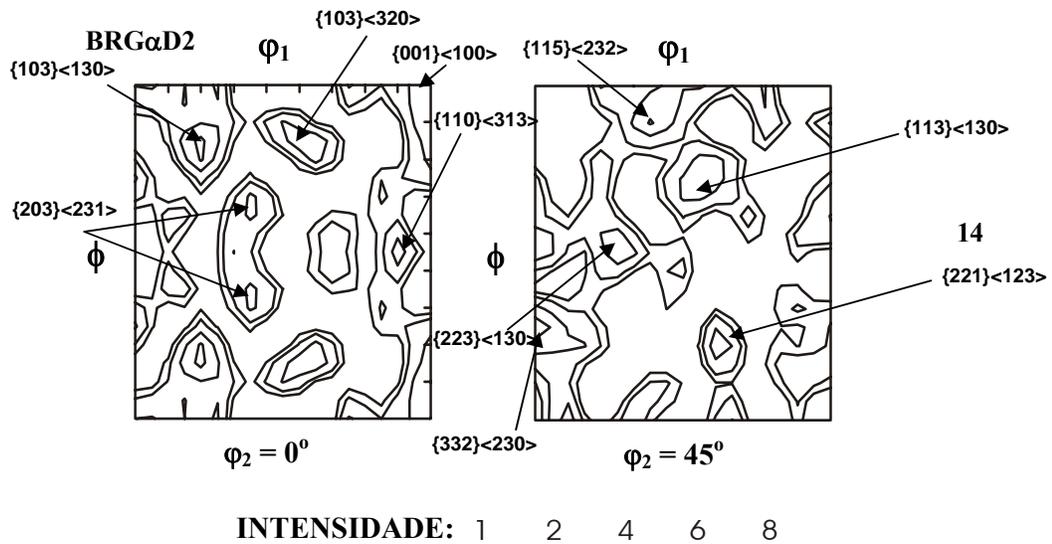


FIG. 4.54 FDOC da amostra BRGαD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

O gráfico relacionando cada amostra com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (FIG. 4.55) é apresentado para facilitar a análise de textura e sua descrição das amostras após tratamento para difusão.

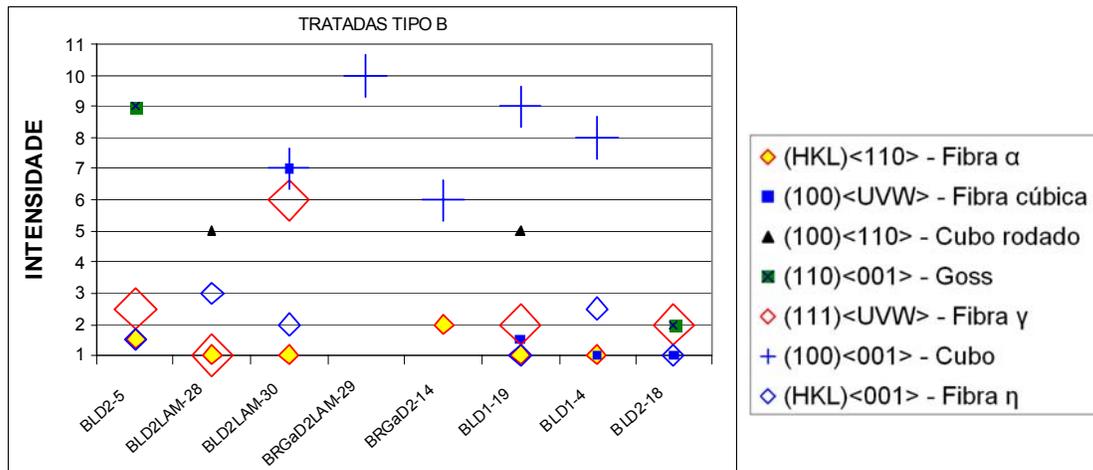


FIG. 4.55 Gráfico relacionando as amostras tratadas do tipo B com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas

Nas amostras do tipo BLD, houve presença da fibra η em quase todas elas ou

componentes próximas a ela em 10° com picos de intensidade em cubo de nível 9 (BLD1-19, FIG. 4.47), nível 8 (BLD1-4, FIG. 4.48) e nível 7 (BLD2_{Lam}-30, FIG. 4.52), $\{203\}\langle 130\rangle$ de nível 8 (FIG. 4.47) e $\{110\}\langle 115\rangle$ (próximo a Goss em 10°) de nível 2 (BLD2-18, FIG. 4.49) e nível 6 (BLD2-5, FIG. 4.50), $\{203\}\langle 100\rangle$ de nível 4 (FIG. 4.50), $\{103\}\langle 100\rangle$ de nível 10 (BLD2_{Lam}-28, FIG. 4.51) e $\{105\}\langle 501\rangle$ de nível 10 (BRG α D2_{Lam}-29, FIG. 4.53). Nas amostras BLD1-19 e BLD2_{LAM}-28 observou-se a presença da componente $\{118\}\langle 441\rangle$ que é próxima em 10° da componente cubo rodado tendo em ambas amostras nível 5.

De acordo com a FIG. 4.55 constatou-se que nas amostras BLD houve fraca presença de fibra γ , sendo a maior de nível 2,5 em BLD2-5 enquanto que nas BRG isto não foi observado. As amostras que tiveram componentes de fibra γ foram: BLD2-5 (FIG. 4.50) de nível 4 e BLD2_{Lam}-30 de nível 8 ambas em $\{111\}\langle 110\rangle$ e a BLD1-19 com componente de nível 4 em $\{111\}\langle 132\rangle$.

O fato das amostras BLD terem sido imersas no banho de Al/Si no estado como laminadas, proporcionou, durante a imersão, a recristalização com grãos pequenos (37,6 μ m-TAB. 4.6). O resultado disso foi uma maior presença de fibra γ por estas amostras terem grande quantidade de contornos de grão que segundo RAY et al.(1994) e CAMPOS et al.(2004) são locais preferenciais de nucleação de grãos com orientação do tipo $\{111\}\langle uvw\rangle$. Além disso, essas amostras tiveram presença da componente cubo praticamente em todas elas. Essa componente possivelmente é originada de bandas de deformação presentes no estado laminado conforme resultados de PARK e SZPUNAR (2003).

Sobre componentes próximas a Goss, foram encontradas somente as seguintes: $\{331\}\langle 116\rangle$ de nível 3 (BLD2-5, FIG. 4.50) e $\{110\}\langle 115\rangle$ de nível 2 (BLD2-18, FIG. 4.49) e nível 6 (FIG. 4.50).

A laminação posterior à imersão a quente (FIG. 4.51 e FIG. 4.52) proporcionou melhores texturas como pode ser observado. A amostra BLD2_{Lam}-28 teve fibra η de nível 3 e componente próximo a cubo rodado de nível 5, já a BLD2_{Lam}-30 teve fibra η de nível 2, fibra γ de nível 6, e fibra cúbica e componente cubo ambas de nível 7. Deste modo, semelhante as amostras do tipo A, a laminação posterior a imersão foi favorável às propriedades magnéticas por proporcionar melhores texturas.

As amostras que receberam o tratamento de aperfeiçoamento de textura (BRG α D2_{LAM}-29, FIG. 4.53 e BRG α D2-14, FIG. 4.54) apresentaram-se um pouco diferentes. A melhor textura foi obtida com a laminação posterior à imersão (BRG α D2_{LAM}-29) que teve a

componente $\{105\}\langle 501\rangle$ (próxima a cubo) de nível 10. A BRG α D2-14 apresentou uma componente próximo a cubo, porém de nível 6 e fibra α de nível 2.

Na amostra BRG α D2_{LAM}-29 (FIG. 4.53), a laminação posterior a imersão a quente fez alterar a textura comparando esta com a da BRG α D2-14 (FIG. 4.54), porque fez surgir um pico de intensidade de nível 10 em $\{105\}\langle 501\rangle$ (próximo à componente cubo em 10°) sendo isso favorável às propriedades magnéticas. Esta laminação deve ter gerado bandas de deformação, as quais são locais de nucleação de grão de orientação cubo segundo PARK e SZPUNAR (2003).

4.4.2.3 DESCRIÇÃO DAS TEXTURAS DAS AMOSTRAS DO TIPO C

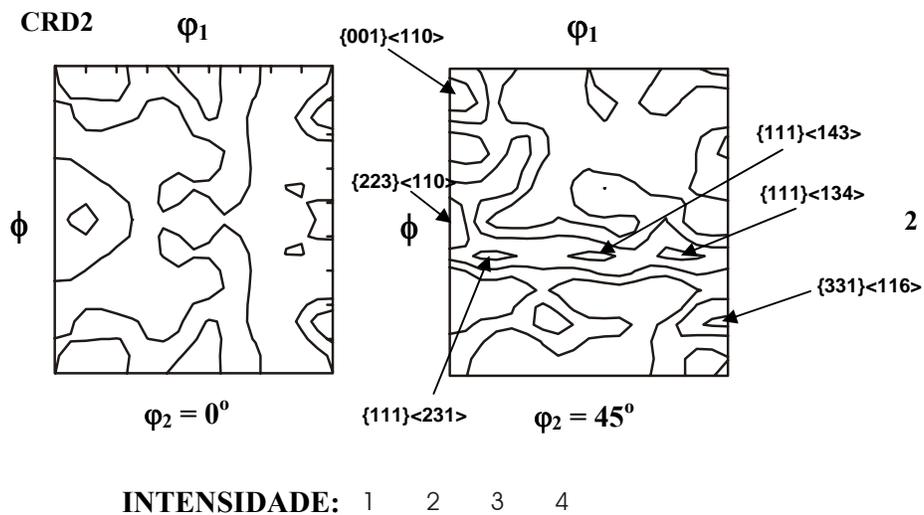


FIG. 4.56 FDOC da amostra CRD2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

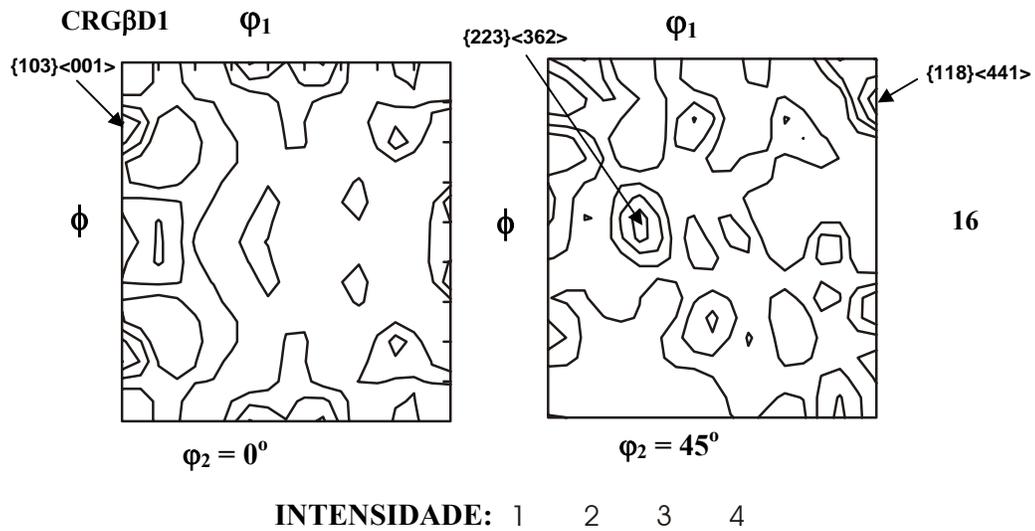


FIG. 4.57 FDOC da amostra CRG β D1, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

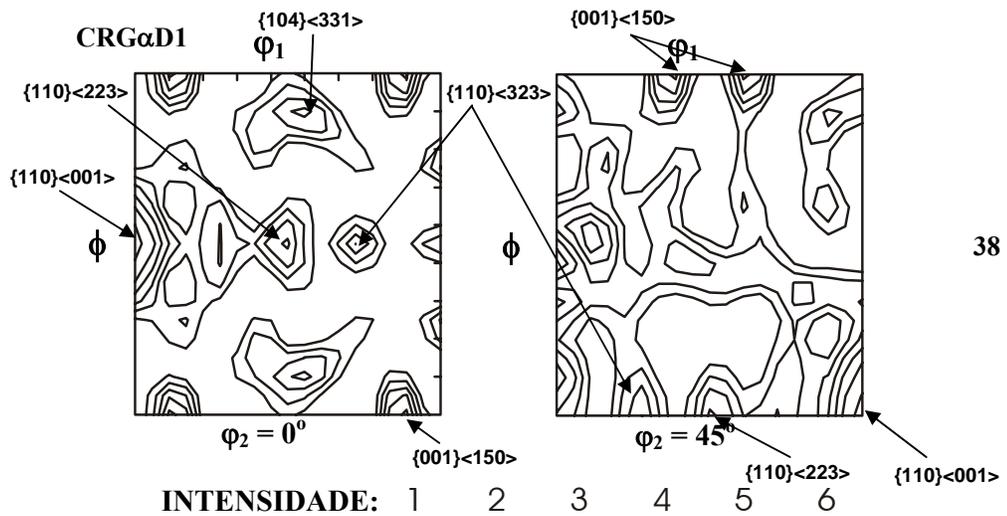


FIG. 4.58 FDOC da amostra CRG α D1, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

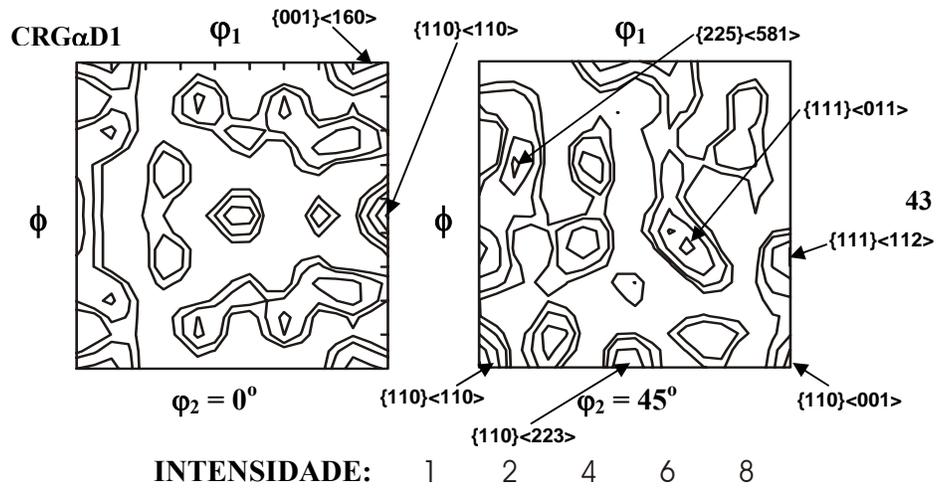


FIG. 4.59 FDOC da amostra CRG α D1, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

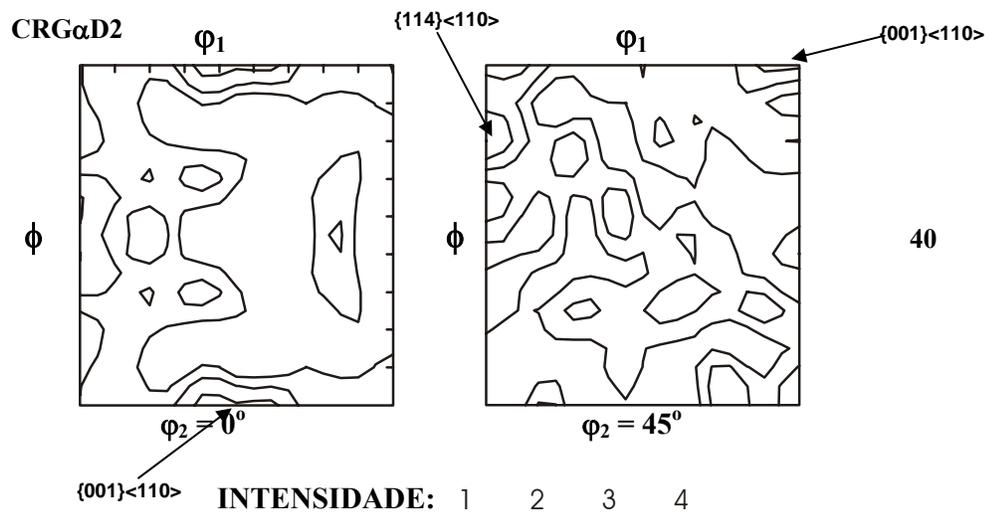


FIG. 4.60 FDOC da amostra CRG α D2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

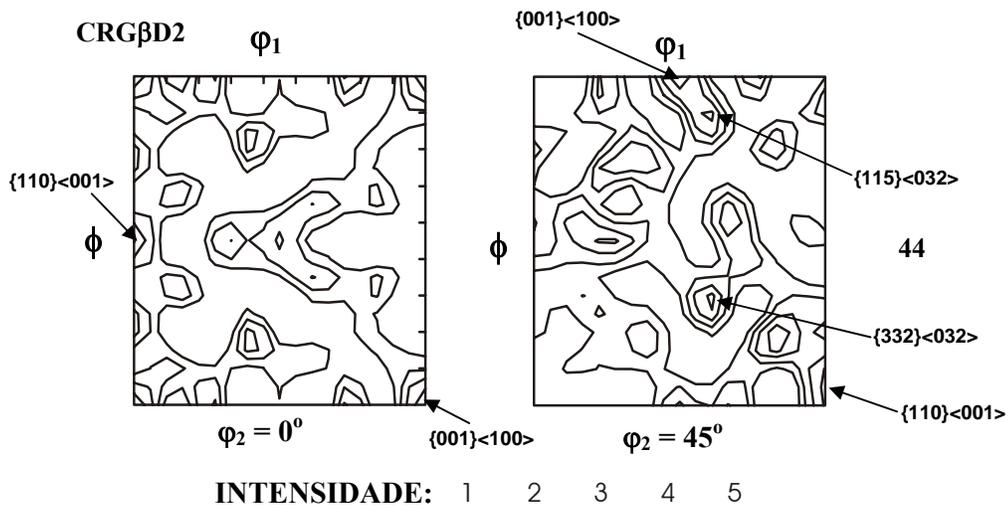


FIG. 4.61 FDOC da amostra CRG β D2, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

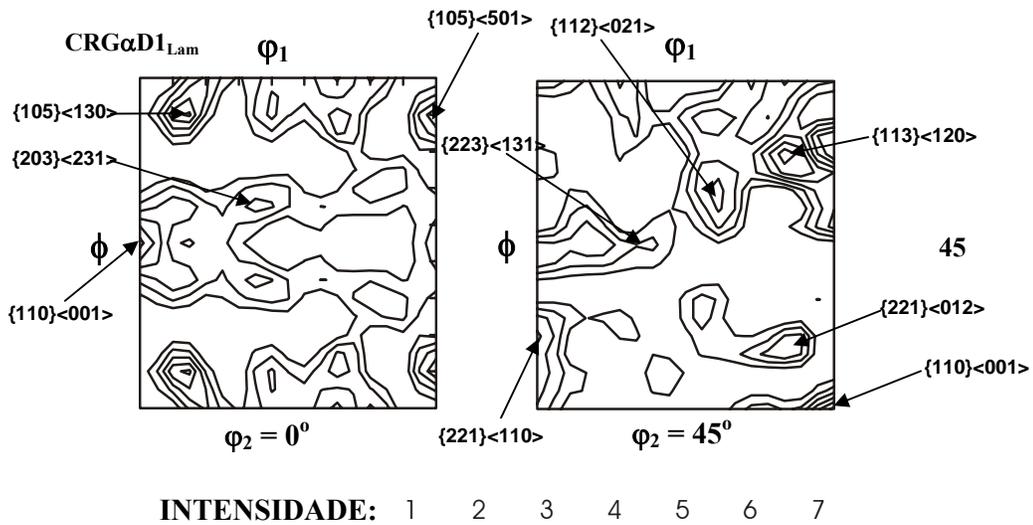


FIG. 4.62 FDOC da amostra CRG α D1_{Lam}, seções $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$, notação de Bunge

O gráfico relacionando cada amostra com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (FIG. 4.63) é apresentado para facilitar a análise de textura e descrição das amostras após tratamento para difusão.

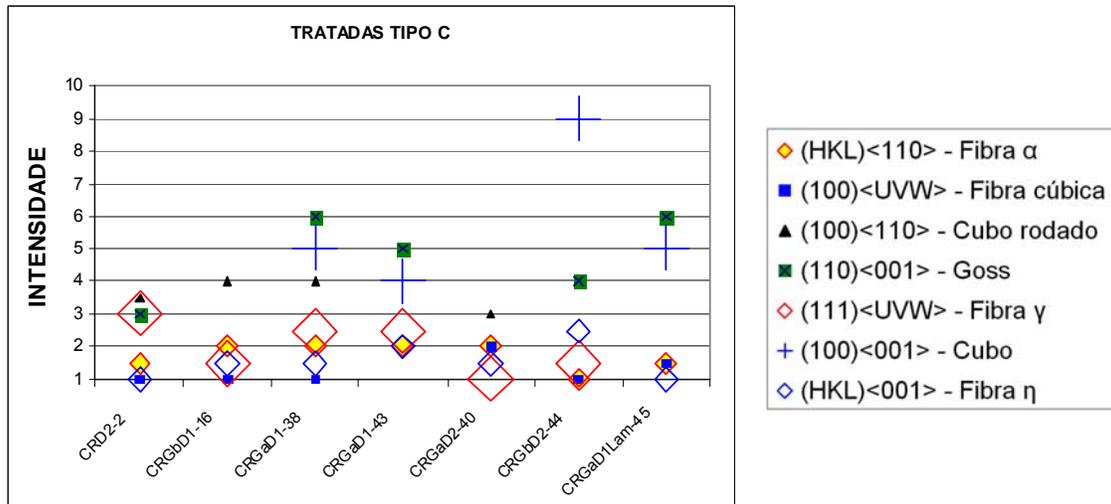


FIG. 4.63 Gráfico relacionando as amostras tratadas do tipo C com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas

Observa-se que nessas amostras do tipo C, conforme FIG. 4.63, as texturas de um modo geral apresentaram a componente cubo rodado que pode estar relacionada à textura de transformação da austenita para ferrita como propuseram RAY e JONAS (1990). Segundo estes autores a textura típica de recristalização em campo austenítico é $\{100\}\langle 001\rangle$. Como estes aços tinham inicialmente 0,8%Si antes do tratamento para difusão e sendo o início e fim de transformação da ferrita em austenita entre 815°C e 900°C (REZENDE et al., 2004) conclui-se com isso que essa transformação se realiza durante a rampa de aquecimento conforme HOUBAERT et al. (2006). Esses autores disseram também que transformação de volta para ferrita acontece quando o teor de Si está acima de 1,8% em peso, portanto ocorrendo durante o processo de difusão.

Outro resultado semelhante a este utilizando aços de baixo silício foi encontrado por BARROS et al. (2006) que disseram que a componente cubo rodado se originou da transformação de fase gama para alfa durante o recozimento em altas temperaturas com substrato contendo menos de 2%Si.

Concluindo, como as difusões de Si e Al só começaram em mais ou menos 900°C (FIG. 4.28), tem-se que a posterior transformação da austenita em ferrita aconteceu durante o tratamento de difusão havendo neste momento a transformação de textura para a componente Cubo rodado. Essa transformação de textura é uma das possibilidades da relação de Kurdjumov-Sachs segundo RAY e JONAS (1990).

A amostra CRD2-2 (FIG. 4.56) apresentou fibra γ com picos de intensidade em:

$\{111\}\langle 231\rangle$, $\{111\}\langle 021\rangle$ e $\{111\}\langle 222\rangle$ ambos de nível 3. Nessa mesma amostra houve também uma componente próxima a Goss em 10° em $\{331\}\langle 116\rangle$ de nível 3. Os picos de maior intensidade foram em $\{223\}\langle 110\rangle$ de nível 4 e um outro em $\{001\}\langle 110\rangle$ de nível 3,5 ambos pertencentes a fibra α (direção $\langle 110\rangle//DL$) sendo razoável às propriedades magnéticas.

O tratamento de aperfeiçoamento de textura (FIG. 4.57 a FIG. 4.62) proporcionou o surgimento de componentes de textura favoráveis às propriedades magnéticas tais como: Goss de nível 6 (CRG α D-38, FIG. 4.58) nível 5 (CRG α D1-43, FIG. 4.59), nível 4 (CRG β D2-44, FIG. 4.61) e nível 6 (CRG α D1_{Lam}-45, FIG. 4.62), componente cubo de nível 5 (CRG β D2-44), componentes próximo a cubo em $\{105\}\langle 130\rangle$ e $\{105\}\langle 501\rangle$ ambas de nível 5 da amostra CRG α D1_{Lam}-45, $\{111\}\langle 112\rangle$ de nível 6 e $\{110\}\langle 110\rangle$ de nível 8 da amostra CRG α D1-43, $\{001\}\langle 150\rangle$ (próximo a cubo rodado em 10°) de nível 5 (CRG α D1-38, FIG. 4.58).

Outro fato interessante a destacar conforme se observa na FIG. 4.63, é que o tratamento de aperfeiçoamento de textura favoreceu na diminuição de intensidade da fibra γ , no aumento da intensidade da componente Goss, na eliminação da componente cubo rodado de quase todas as amostras e nos surgimentos da componente cubo e da fibra η . Toda essa melhora se justifica pela presença de bandas de deformação antes do tratamento para difusão que como dito anteriormente favorece a nucleação de grãos com orientação de fibra η como Goss e fibra cúbica como Cubo (CUNHA e PAOLINELLI, 2008).

As amostras seguintes apresentaram texturas ruins com relação às outras tratadas com aperfeiçoamento de textura: CRG β D1-16 (FIG. 4.57) apresentou picos de intensidade em $\{103\}\langle 001\rangle$ de nível 4, $\{223\}\langle 130\rangle$ de nível 3 e $\{118\}\langle 441\rangle$ (próximo a cubo rodado) de nível 4, e CRG α D2-40 (FIG. 4.60) com picos em Cubo rodado de nível 3 e $\{114\}\langle 110\rangle$ de nível 4. Nessas amostras o mecanismo principal de controle da recristalização foi possivelmente o SIBM (movimentação de contorno de grão induzido por deformação) pois segundo CHANG e HWANG (1998) e KESTENS et al. (1996) este mecanismo favorece a nucleação de grãos de orientações com baixa energia armazenada devido ao baixo fator de Taylor. Esses mesmos autores dizem que essa nucleação é geralmente oriunda da textura de deformação com componente $\{100\}\langle 011\rangle$ (cubo rodado).

Constatou-se que a laminação após a imersão a quente (CRG α D1_{Lam}-45) mudou muito a textura em comparação com as amostras CRG α D1-38 e CRG α D1-43 (FIG. 4.58 e FIG. 4.59), onde houve surgimento da componente cubo de nível 5, eliminação da fibra γ , diminuição da

fibra α de nível 2 para nível 1,5 e permanência da componente Goss e das componentes próximas a cubo.

As amostras, que possuíam a laminação posterior a imersão como parte do processo para melhorar a textura, apresentaram as seguintes componentes e fibras: para amostra CRG β D2-44 componente cubo de nível 5 e uma outra próxima a cubo de nível 4 ($\{115\}\langle 032\rangle$), fibra η de nível 2,5, fibra γ de nível 1,5 e componente Goss de nível 4. Para a amostra CRG β D1-16 houve cubo rodado de nível 4, fibra α de nível 2, fibra η de nível 1,5 e uma próxima a Goss de nível 2. Deste modo, conclui-se que a laminação após a imersão, como parte do processo de aperfeiçoamento de textura, fez com que houvesse uma pequena melhora na textura diminuindo a fibra γ e fazendo surgir componente cubo e componente cubo rodado. O resultado de textura nos dois casos de laminação após a imersão é explicado da mesma forma como apresentado anteriormente para as amostras do tipo A e B.

4.4.2.4 RESUMO DAS COMPONENTES DE TEXTURA DAS AMOSTRAS TRATADAS

Nas TAB. 4.23, TAB. 4.24 e TAB. 4.25 tem-se o resumo das principais componentes de textura dos picos encontrados nas amostras após recozimento para difusão.

TAB. 4.23 Resumo das componentes de textura das amostras após recozimento para difusão

Nome do Pico	Amostra	ALD1 27	ALD1 _{LAM} 11	ALD2 37	ALD2 25	ALD2 _{LAM} 42	ARD2 17	ARD2 _{LAM} 13	BLD1 19	BLD1 4	BLD2 18
Cubo	{001}<100>	3				5		5	9	8	
	{001}<120>										4
cubo girado N	{001}<130>						6		7		
cubo rodado	{001}<110>							9			
	{113}<110>								10		
	(114)<120>				3						
	(114)<251>										8
	(113)<130>					5				6	
	(113)<120>							10			
	(113)<332>					3					
	(113)<251>			8							
	{223}<122>	4									
	{223}<110>								5		
	{223}<130>				3						
	{223}<132>			6				8		8	
	(104)<211>						5				
	(104)<120>									6	
	{103}<301>							9			
	{103}<130>			4							
	{012}<121>							9			
	{102}<130>						4				4
	{203}<312>										4
	{103}<120>								4		
cubo rodado R	{104}<010>				3						
	{111}<121>					6					
cisalhante 4	{111}<132>							10			
	{111}<133>							6			
	{111}<331>							7			
Banda de Deformação	{111}<112>					6					
	{112}<111>								5		
	{112}<332>				7						
Banda de Deformação	{112}<110>										
	{112}<351>	5								6	
	{114}<151>									6	
	{115}<151>							10			
	(115)<130>					4		8			
	(118)<441>								5		
	{203}<100>				3						
	{203}<131>		8								
	{203}<130>								8		
	{203}<331>										4
	{203}<362>	4									
	{203}<323>				3						
	{332}<113>						7				
	{332}<232>					4					

	{332}<123>			5							
	{331}<013>					6					
Próximo a goss	{331}<116>	5									
Goss	{110}<001>		8					12			4
	{110}<115>					5					2
	{110}<110>							8			
	{110}<113>				5						
	{110}<323>	4									

TAB. 4.24 Continuação do resumo das componentes de textura das amostras após recozimento para difusão

Nome do Pico	Amostra	BLD2 5	BLD2 _{LAM} 28	BLD2 _{LAM} 30	BRG _α D2 _{LAM} 29	BRG _α D2 14	CRD2 2	CRG _β D1 16	CRG _α D1 38
Cubo	{001}<100>			7					
cubo rodado	{001}<110>						3,5		
	{001}<150>								5
	{113}<130>					4			
	{113}<023>	5							
	{113}<130>			4					
	{113}<332>				4				
	{223}<110>						4		
	{223}<130>					4		3	
	{223}<132>	5							
	{105}<501>				10				
	{104}<130>	5							
	{104}<331>								4
	{103}<001>		10					4	
	{103}<320>					4			
	{103}<120>			6					
	{103}<210>			6					
	{103}<130>					6			
	{111}<110>	4		8					
próxima a fibra α	{112}<231>			6			3		
	{111}<021>						3		
	{112}<122>						3		
	{112}<120>	4							
Banda de Deformação	{112}<110>								
	{118}<441>		5					4	
	{115}<232>					6			
	{203}<100>	4							
	{203}<231>					4			
	{332}<232>				8				
	{332}<230>					6			
	{331}<110>	3							
	{331}<123>				4				
Próximo a goss	{331}<116>	3					3		
Goss	{110}<001>								6
	{110}<115>	6							
	{110}<111>		4						
	{110}<313>					4			
	{110}<131>				4				
	{110}<323>								4
	{110}<223>								4
	{221}<123>					4			

TAB. 4.25 Continuação do resumo das componentes de textura das amostras após recozimento para difusão

Nome do Pico	Amostra	CRG α D1 43	CRG α D2 40	CRG β D2 44	CRG α D1 _{Lam} 45
	{001}<160>	4			
cubo	{001}<100>			5	
Cubo girado N	{001}<130>				
cubo rodado	{001}<110>		3		
próximo cubo rodado	{001}<230>				
	{114}<110>		4		
	{113}<130>				
	(113)<120>				6
	(113)<332>				
	{223}<131>				4
	(105)<130>				5
	(105)<501>				5
Cubo rodado R	{104}<010>				
	{111}<011>	6			
	{111}<121>				
cisalhante 4	{111}<132>				
Banda de Deformação	{111}<112>	6			
próxima a fibra α	{111}<231>				
	{112}<021>				4
Banda de Deformação	{112}<110>				
	(115)<130>				
	{115}<032>			4	
	{203}<231>				3
	{332}<032>			4	
	{331}<232>				
	{331}<013>				
Próximo a Goss	{331}<116>				
Goss	{110}<001>	5		4	6
	{110}<113>				
	{110}<110>	8			
	{110}<223>	4			
	{221}<110>				4
	{221}<012>				3
	{221}<230>	6			

4.5 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS

Nesta seção são apresentados os resultados de EDS com o objetivo de se avaliar os elementos pertencentes nas chapas de aço elétrico como recebida e ainda a quantidade de silício e alumínio que difundiram ao longo da espessura das chapas.

Na FIG. 4.64 tem-se a micrografia da amostra como recebida AR através de MEV utilizando a voltagem de 20kV.

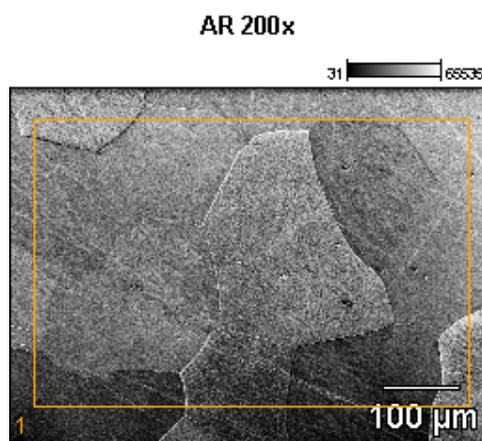


FIG. 4.64 Micrografia através do MEV da amostra AR indicando os pontos de análise de EDS

Na FIG. 4.65 tem-se o espectro de EDS da amostra AR onde os diversos elementos químicos presentes na amostra são identificados.

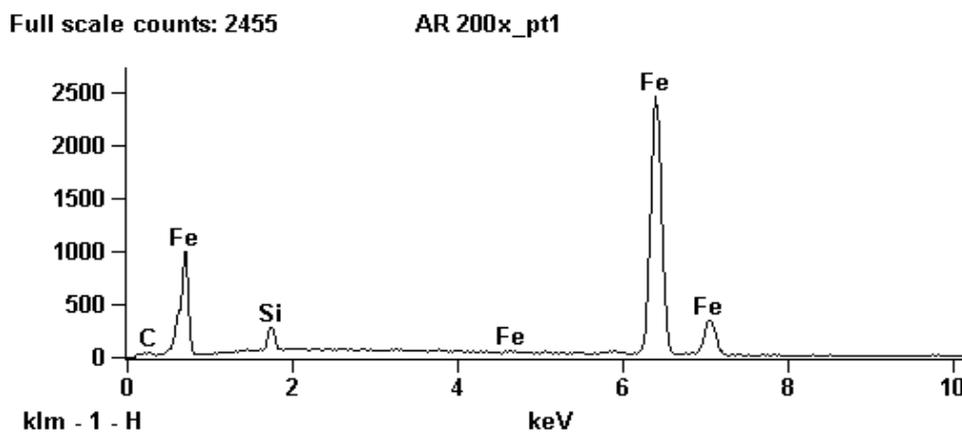


FIG. 4.65 Espectro de EDS da amostra AR como recebida

Na FIG. 4.66 tem-se a micrografia da amostra como recebida BR através de MEV utilizando a voltagem de 20kV.

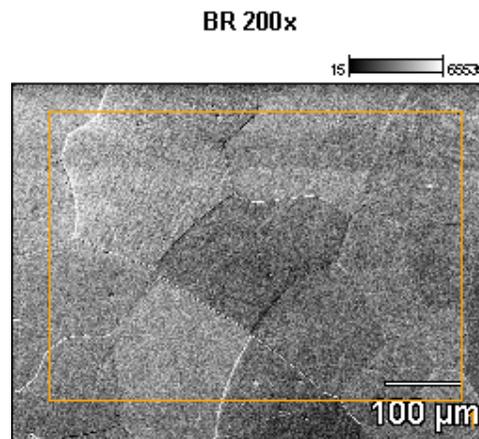


FIG. 4.66 Micrografia através do MEV da amostra BR indicando os pontos de análise de EDS

Na FIG. 4.67 tem-se o espectro de EDS da amostra BR onde os diversos elementos químicos presentes na amostra são identificados.

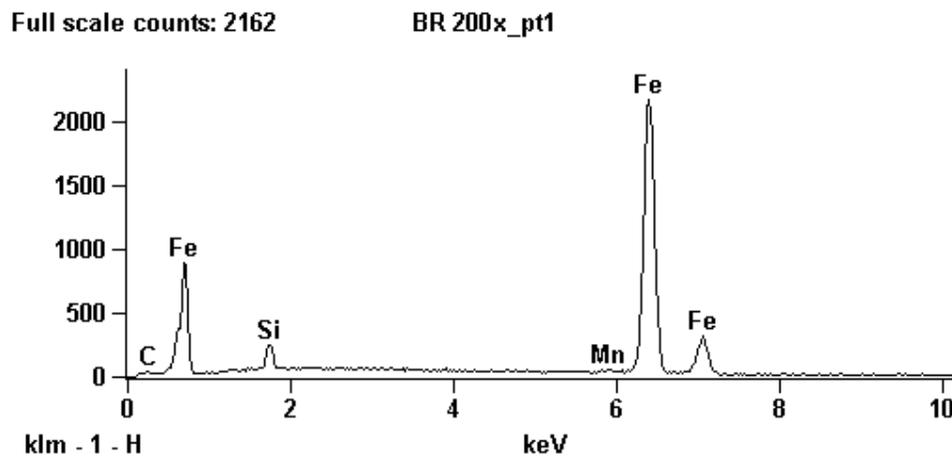


FIG. 4.67 Espectro de EDS da amostra BR como recebida

Na FIG. 4.68 tem-se a micrografia da amostra como recebida CR através de MEV utilizando a voltagem de 20kV.

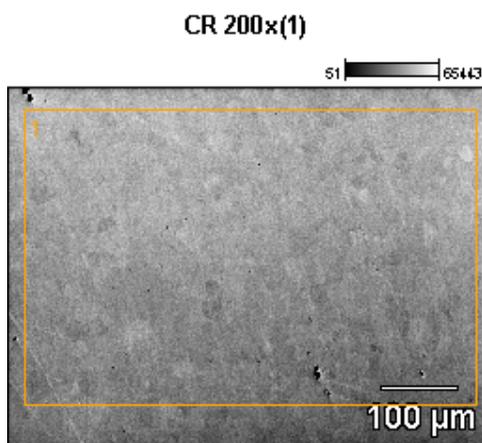


FIG. 4.68 Micrografia através do MEV da amostra CR indicando os pontos de análise de EDS

Na FIG. 4.69 tem-se o espectro de EDS da amostra CR onde os diversos elementos químicos presentes na amostra são identificados.

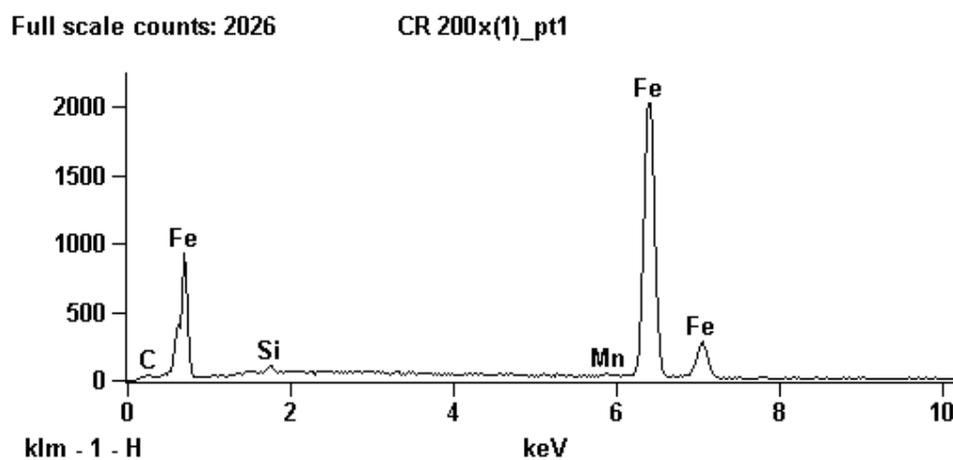


FIG. 4.69 Espectro de EDS da amostra CR como recebida

Na TAB. 4.26 são apresentados os teores médios, em relação aos cinco pontos indicados nas micrografias da FIG. 4.64, FIG. 4.66 e FIG. 4.68, de cada elemento químico presente nas amostras AR, BR e CR.

TAB. 4.26 Composição Química das amostras AR, BR e CR (% em peso)

	<i>Si-K</i>	<i>Mn-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>AR</i>	3.0	-	96.87
<i>BR</i>	2.88	0.68	96.56
<i>CR</i>	0.77	0.69	98.40

Através da análise de EDS observa-se que as amostras AR e BR possuem maiores teores de Si do que amostra CR e que os teores encontrados são compatíveis com o apresentado na seção 3.1 pela TAB. 3.1.

4.5.1 PERFIL DE DIFUSÃO AO LONGO DA ESPESSURA

Através dos gráficos da FIG. 4.72 são apresentados os perfis de concentração dos elementos químicos com o intuito de verificar a homogeneidade dos teores de Si e Al e também de verificar a difusão desses elementos ao longo da espessura das amostras tratadas com o processo de difusão. Os gráficos foram obtidos pela análise química de EDS através de MEV e gerados pela ferramenta LineScan do software Noran System. A linha do LineScan é dividida em 100 pontos que são medidos os teores dos elementos selecionados.

Na FIG. 4.70 tem-se a imagem de MEV de uma amostra ilustrando a forma que foi feita o LineScan em todas as amostras.

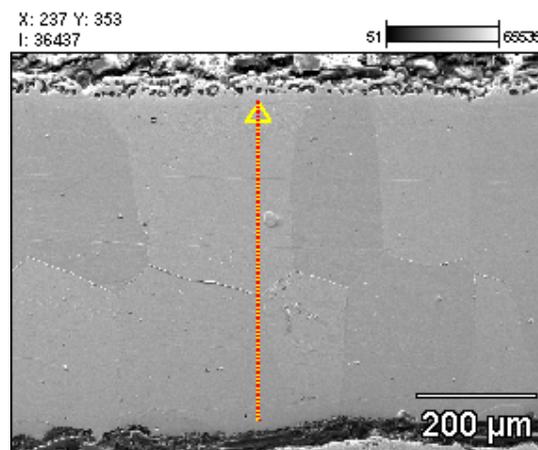


FIG. 4.70 Micrografia através de MEV indicando a forma realizada do LineScan

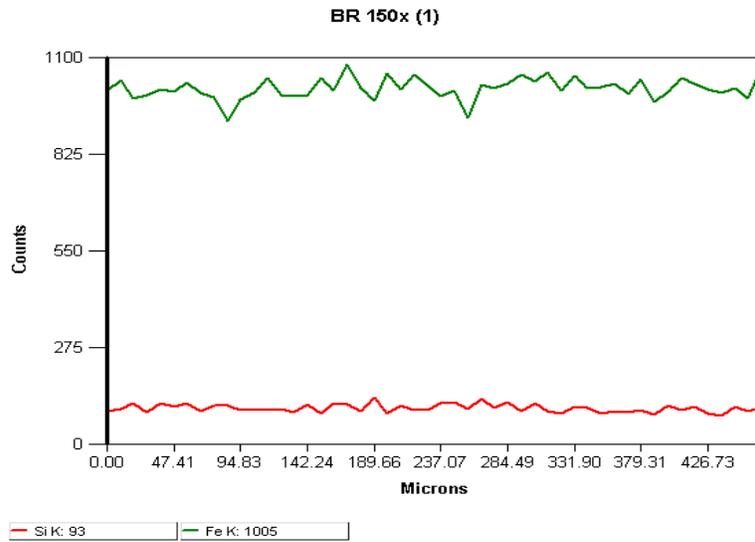


FIG. 4.71 Perfil de concentração ao longo da espessura da amostra como recebida AR

A FIG. 4.71 indica o perfil de concentração da amostra como recebida BR indicando que os teores de Si e Fe estavam homogêneos.

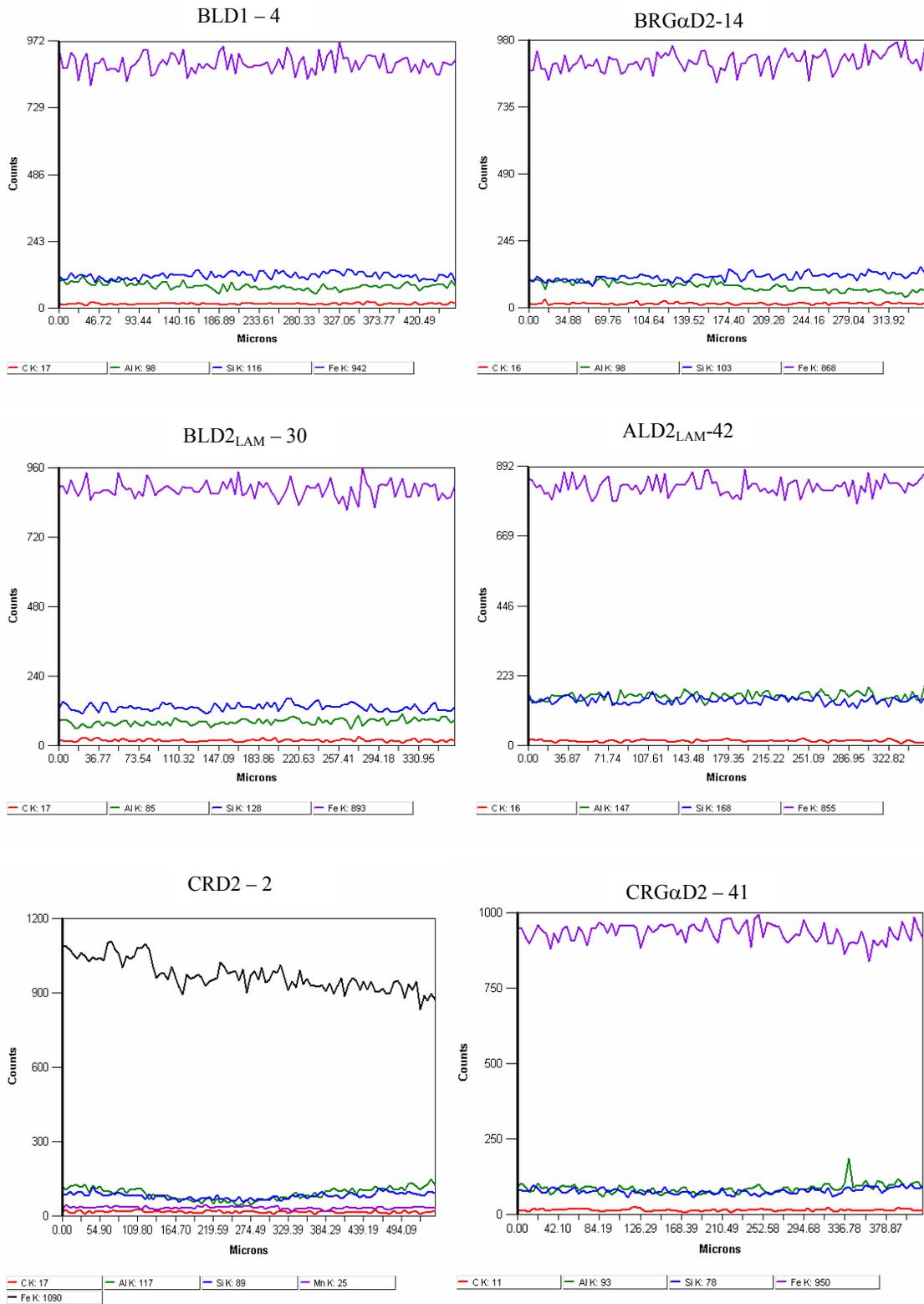


FIG. 4.72 Perfil de concentração ao longo da espessura das amostras tratadas

De acordo com a FIG. 4.72, pode se observar que os perfis de concentração dos elementos difundidos (Al e Si) nas amostras tratadas se apresentaram homogêneas indicando que o processo de difusão na temperatura de 1250°C em 30 minutos proporcionou a difusão completa desses elementos.

4.6 MEDIÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS POR ENSAIO DE TRAÇÃO

Nesta seção serão apresentadas as medidas de propriedades mecânicas de algumas amostras com o objetivo de averiguar se houve ou não fragilização com a presença de silício e alumínio em teores mais elevados. Os resultados de propriedades mecânica que serão apresentados não podem ser considerados fiéis ao material, pois os corpos de prova não foram confeccionados de acordo com a norma sendo somente utilizados para fins de avaliação do efeito do silício e alumínio na fragilização do material.

4.6.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS AMOSTRAS COMO RECEBIDA

A seguir na FIG. 4.73 são apresentadas as curvas de tensão-deformação de engenharia de cada amostra como recebida para avaliar o comportamento mecânico determinando se é um comportamento dúctil ou frágil.

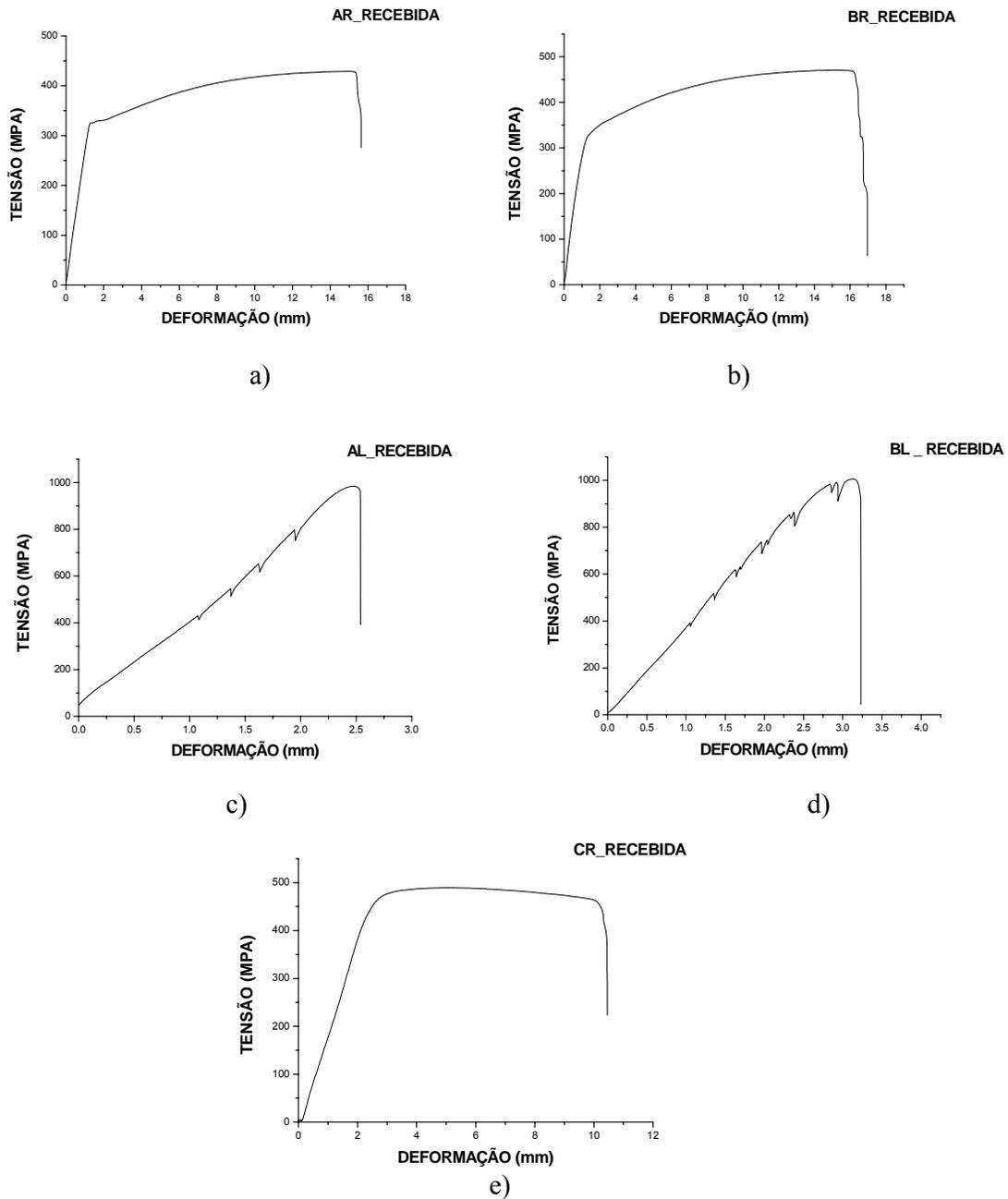


FIG. 4.73 Curvas de tensão-deformação de engenharia das amostras como recebida: a) amostra AR, b) amostra BR, c) amostra AL, d) amostra BL e e) amostra CR

Através da análise das curvas tensão-deformação observa-se que todas as amostras como recebida no estado recozido (FIG. 4.73 – “a”, “b” e “e”) apresentaram um comportamento dúctil contendo uma considerável deformação plástica. Nas amostras como recebida no estado laminado (FIG. 4.73 – “c” e “d”), observa-se que elas apresentaram comportamento frágil,

havendo deformação plástica praticamente nula só existindo deformação elástica. As quedas de tensão na deformação elástica podem ser relacionadas ao escorregamento da amostra pela garra do equipamento (AL e BL).

Na TAB. 4.27 têm-se algumas medidas de propriedades mecânicas entre elas: limite de resistência, tensão de ruptura e deformação uniforme.

TAB. 4.27 Propriedades Mecânicas das amostras como recebida

AMOSTRAS	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPA)	TENSÃO DE RUPTURA (MPA)	DEFORMAÇÃO UNIFORME (mm)
AR	428,95	319,78	15,02
BR	471,02	201,7	15,12
CR	489,36	290,05	4,93
AL	984,46	968,04	2,48
BL	1010,26	918,9	3,14

Na análise da TAB. 4.27 percebe-se que as amostras recozidas apresentaram maior deformação uniforme do que as laminadas e que a tensão de ruptura e o limite de resistência a tração destas últimas foram superiores em relação às primeiras.

4.6.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS AMOSTRAS TRATADAS COM O PROCESSO DE DIFUSÃO

A seguir na FIG. 4.74, são apresentadas as curvas de tensão-deformação de engenharia de algumas amostras tratadas (“a” ARD1_{Lam}, “b” BLD2, “c” CRG α D1, “d” CRG β D2, “e” BRG α D1 e “f” BRG α D2) para avaliar o comportamento mecânico determinando se é um comportamento dúctil ou frágil.

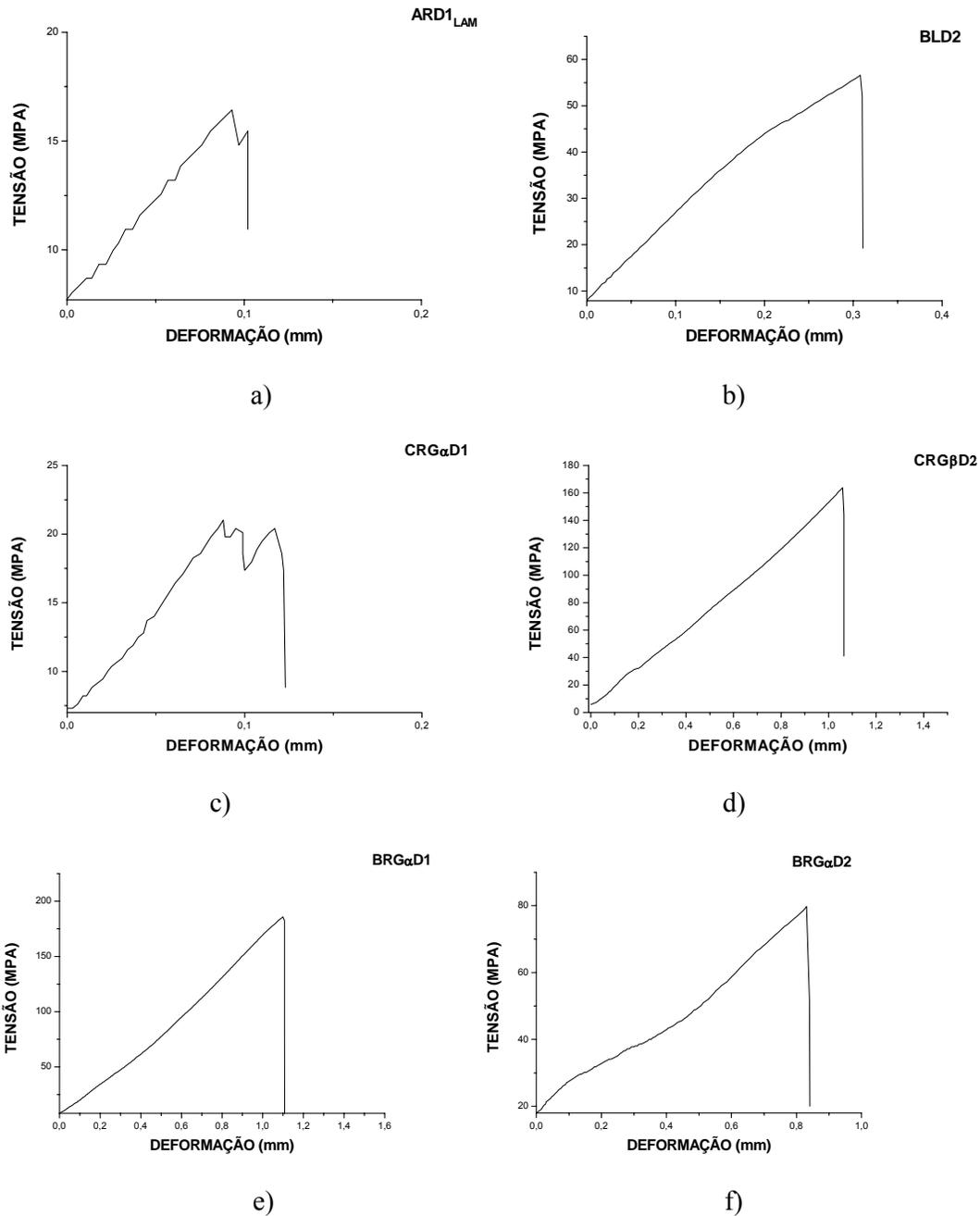


FIG. 4.74 Curva de tensão-deformação de engenharia das amostras com recozimento de difusão: a) ARD1_{LAM}, b) BLD2, c) CRG α D1, d) CRG β D2, e) BRG α D1 e f) BRG α D2

Através da análise das curvas tensão-deformação de engenharia, observa-se que todas as amostras tratadas apresentaram (FIG. 4.74) um comportamento frágil com deformação plástica praticamente nula, existindo somente deformação elástica. Este comportamento foi provocado pela presença do silício e do alumínio, que segundo CUNHA e PAOLINELLI

(2008), a presença destes elementos somados com um teor total acima de 4% em peso torna o material frágil.

Na TAB. 4.28 têm-se alguns valores de propriedades mecânicas das amostras nas quais foram realizadas o ensaio de tração, entre eles estão: limite de resistência, tensão de ruptura e deformação uniforme e, além disso, tem-se também os teores de Si+Al de algumas dessas amostras.

TAB. 4.28 Propriedades Mecânicas das amostras tratadas com o processo de difusão

AMOSTRAS	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPA)	TENSÃO DE RUPTURA (MPA)	DEFORMAÇÃO UNIFORME (mm)	Al+Si (% em peso)
ARD ₂ LAM – 13	16,42	14,81	0,12	9,89
BLD2 – 5	56,58	52,16	0,31	-
BRG α D2 – 14	79,74	78,62	1,83	7,1
BRG α D2 – 7	185,80	185,80	1,1	-
CRG α D1 – 43	21,02	20,41	0,09	-
CRG β D2 – 44	163,9	162,84	1,06	5,97

Na análise da TAB. 4.28, observa-se que todas as amostras apresentaram pouca deformação até romper, mesmo comparando com as amostras recebidas como laminada a deformação foi bem inferior, além disso, a tensão de força máxima e a tensão de ruptura se apresentaram inferiores em relação às amostras recebidas como recozida.

Na conclusão, tem-se que o tratamento para difusão de silício e alumínio favoreceu a fragilização do aço elétrico estando deste modo este resultado em conformidade com a literatura.

5 DISCUSSÃO DE RESULTADOS

Esse capítulo será dividido em 7 seções principais:

- ✓ Na seção 5.1 será discutido o processo de difusão;
- ✓ Na seção 5.2 será apresentada a discussão sobre a influência do silício e alumínio nas propriedades do aço elétrico;
- ✓ Na seção 5.3 será analisada a influência das variáveis de processo nas propriedades magnéticas;
- ✓ Na seção 5.4 será discutida a influência do tamanho de grão sobre as perdas magnéticas;
- ✓ Na seção 5.5 serão comparadas as propriedades magnéticas das amostras tratadas da Brasmetal com as da ArcelorMittal como recebida;
- ✓ Na seção 5.6 será feita a análise de textura cristalográfica das amostras com tratamento para difusão;
- ✓ Na seção 5.7 serão expostas as considerações finais.

5.1 ANÁLISE DO PROCESSO DE DIFUSÃO

Nesta seção será avaliado o processo de difusão das amostras tratadas. Observar-se-á o grau de difusão em porcentagem de Al e Si em cada uma delas e o perfil de concentração de cada elemento ao longo da espessura. Será feita uma comparação entre as espessuras de revestimento com a quantidade difundida e por último se houve coerência dos teores obtidos em função das medidas de resistividade elétrica.

5.1.1 DIFUSÃO DO AL E SI NAS AMOSTRAS TRATADAS

Na FIG. 5.1 tem-se o gráfico que indica a quantidade dos elementos Si e Al adicionados em cada amostra com tratamento para difusão. Esse teor acrescido é o resultado da diferença entre o teor inicial das amostras como recebida e após a difusão.

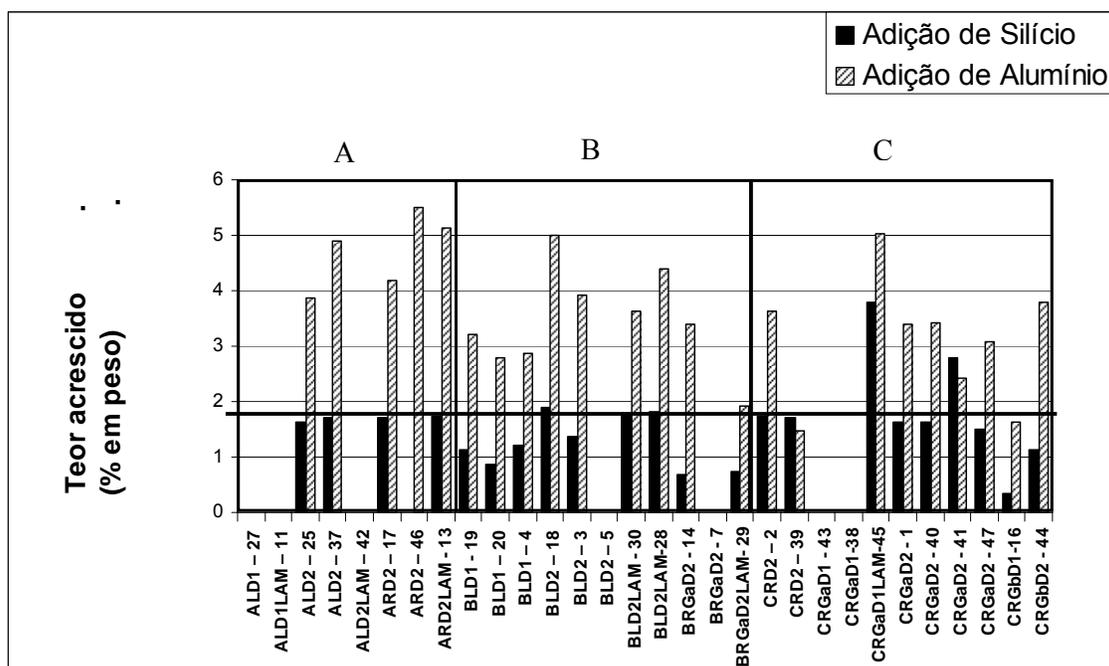


FIG. 5.1 Gráfico relacionando cada amostra tratada com o teor de Al e Si acrescido após o tratamento de difusão

O processo de adição de Al e Si que se realiza no aço elétrico pode ser caracterizado como difusão em estado não-estacionário. Houve ainda interdifusão dos átomos da camada de revestimento para a chapa e dos átomos da chapa para a camada.

De acordo com o gráfico da FIG. 5.1 podemos observar que o alumínio em praticamente todas as amostras foi o que alcançou maiores teores de acréscimo. Isto acontece porque o gradiente de concentração de Al é maior do que o de silício, pois não existia no substrato alumínio como no caso do silício.

Observa-se que nas amostras do tipo A, o alumínio foi o elemento que alcançou maiores níveis de incorporação em relação a outros tipos de amostra. Ainda na amostra A, o acréscimo de silício manteve-se praticamente o mesmo comparando-se com as de tipo B e C.

Nas amostras de tipo B, mesmo as que sofreram tratamento de aperfeiçoamento de textura, foi possível perceber que estas apresentaram menor acréscimo de silício e alumínio em relação às outras amostras.

Nas amostras de tipo C, a incorporação do alumínio mostrou-se praticamente igual às do tipo B. As amostras que tiveram menores acréscimos deste elemento foram: CRD2-39 e CRGβD1-16. Com relação ao silício, o gráfico indica que os acréscimos alcançados nas amostras de tipo C foi superior às demais, à exceção das amostras CRGβD1-16 e CRGβD2-44 que tiveram pequenos acréscimos de Si.

5.1.2 RELAÇÃO ENTRE ESPESSURA DE REVESTIMENTO E TEOR ACRESCIDO

Com o gráfico da FIG. 5.2 é apresentada a relação entre a espessura de revestimento e o teor acrescido em porcentagem em peso de Al e Si das amostras tratadas.

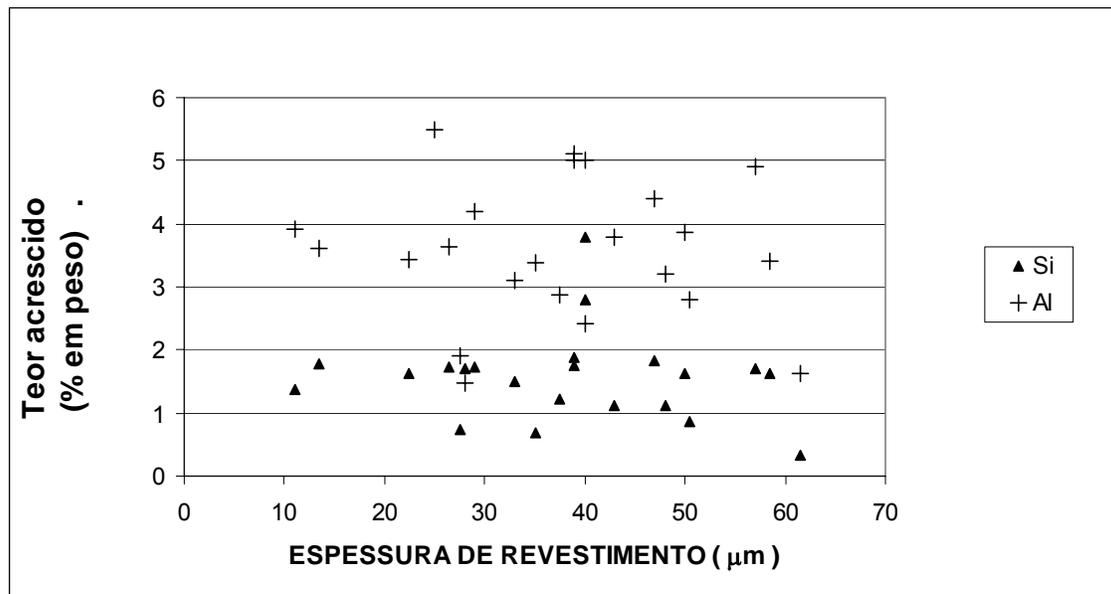


FIG. 5.2 Gráfico relacionando o teor de Al e Si acrescido em porcentagem em peso com a espessura de revestimento

Pelo gráfico da FIG. 5.2 se constata que não houve influência da espessura de revestimento no acréscimo de Si e Al.

Uma justificativa plausível para este fato pode ser dada pela formação da camada do revestimento. Segundo BARROS et al. (2004), durante a imersão a quente, a liga fundida produz um revestimento formado por diferentes compostos intermetálicos distribuídos em camadas como consequência da interação entre o Fe e a liga fundida de Al-Si. As camadas de intermetálicos que podem aparecer em um aço ultra baixo carbono usado como substrato, ainda segundo BARROS et al. (2004) são: uma fina camada (em contato com o ferro) da fase η ($\text{Al}_3\text{Fe}_2(\text{Si})$), outra camada de fase τ_1 ($\text{Al}_3\text{Fe}_3\text{Si}_2$) como partículas de segunda fase, uma camada intermediária de fase τ_2 ($\text{Al}_{12}\text{Fe}_6\text{Si}_5$), e por fim uma camada mais externa de fase θ ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_4(\text{Si})$). Os mesmos autores afirmam também que quando se utiliza um aço Fe/Si como substrato, uma camada intermetálica adicional com superestrutura DO3 (Fe_3Si) aparece entre a superfície do aço e os intermetálicos citados anteriormente.

Portanto, a formação dessas camadas intermetálicas faz com que as adições de Si e Al não ocorra proporcionalmente com a espessura de revestimento. Porque isto dificulta o processo de difusão por criar diversos gradientes de concentração, variando deste modo a velocidade de difusão.

Além disso, segundo BARROS et al. (2008), a interdifusão de Fe-Si é altamente dependente da concentração de Si, deste modo levar em conta a dependência do coeficiente de difusão sob a concentração de Si é mister.

5.1.3 RELAÇÃO ENTRE A RESISTIVIDADE E OS TEORES DE SI E AL

O gráfico da FIG. 5.3 apresenta a relação entre a resistividade elétrica das amostras tratadas e suas porcentagens de Si e Al, com o intuito de avaliar a influência desses elementos de liga sobre a resistividade elétrica.

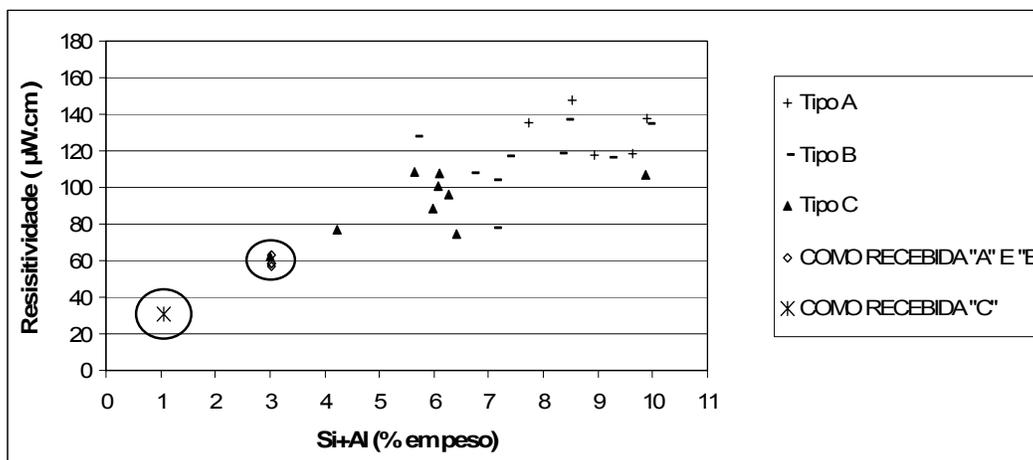


FIG. 5.3 Gráfico relacionando a resistividade elétrica com os teores de Si+Al da amostras tratadas

Analisando o gráfico da FIG. 5.3, observa-se que a quantidade de silício e alumínio nas amostras proporcionou no geral maiores valores de resistividade. Entretanto, algumas amostras que tiveram seus teores de silício e alumínio acrescidos (amostras do tipo C), as suas resistividades não seguiram proporcionalmente esse acréscimo.

5.2 INFLUÊNCIA DO SILÍCIO E ALUMÍNIO NAS PROPRIEDADES DO AÇO ELÉTRICO

Nesta seção será discutida a influência do silício e alumínio nas propriedades do aço elétrico.

- ✓ Na subseção 5.2.1 será apresentada a discussão sobre a *influência da difusão de Si e Al nas perdas magnéticas*;
- ✓ Na subseção 5.2.2 será feita a discussão sobre a *influência do Si e Al nas propriedades mecânicas do aço elétrico*;
- ✓ Na subseção 5.2.3 será realizada a discussão sobre a *influência do Si e Al na Polarização Magnética J_{50}* ;

5.2.1 PERDAS MAGNÉTICAS

Conforme visto na seção 4.3.5, através dos gráficos da FIG. 4.28 se observa que ao longo do tratamento de difusão no momento em que se difundia Al e Si na chapa aumentava-se a resistividade elétrica do aço como assinalado por BOZORTH (1951), que diz que a resistividade elétrica do ferro, a qual é uma propriedade intrínseca do material, é aumentada com a adição do teor de Si e Al.

Conforme o gráfico da FIG. 5.3, se observa que o acréscimo do teor de silício e alumínio através do processo de difusão proporcionou uma maior resistividade elétrica no aço o que favorece na diminuição das perdas magnéticas, pois a o aumento da resistividade faz diminuir a parcela de perda parasítica (BOZORTH, 1951).

Na FIG. 5.4 são apresentados dois gráficos indicando a relação entre o teor de Si+Al e as perdas parasíticas nas frequências de 60 Hz e 400 Hz na indução de 1 Tesla.

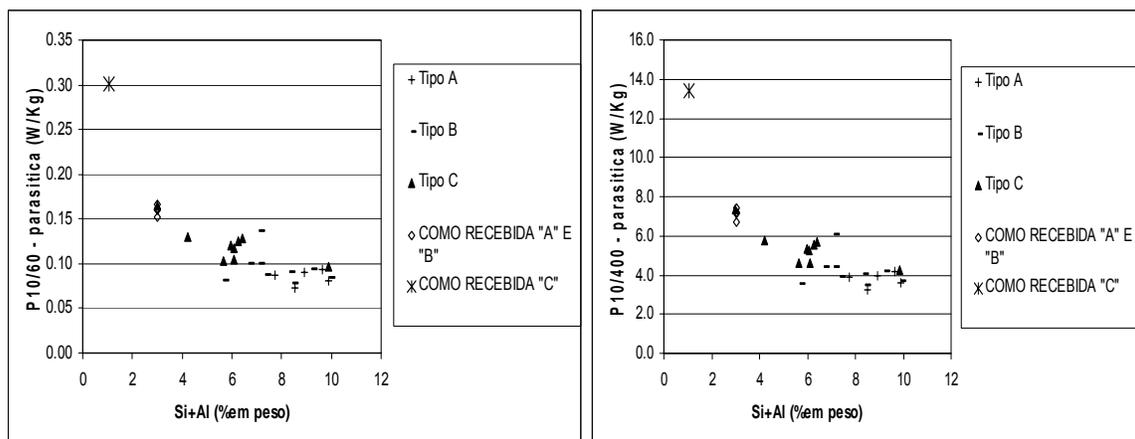


FIG. 5.4 Gráficos relacionando o teor de (Si+ Al) com as perdas parasíticas na indução de 1 Tesla nas frequências de 60 Hz (esquerda) e 400 Hz (direita)

Através da FIG. 5.4 é observado, para ambas as frequências de 60 Hz e 400 Hz que as perdas parasíticas diminuíram com o aumento do teor de Si+Al o que está relacionado ao aumento da resistividade elétrica com as adições de Al e Si.

5.2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Conforme visto na seção 4.6.2, através das curvas de tensão versus deformação, as amostras tratadas tiveram suas curvas com perfil frágil. Este fato foi devido à presença de silício e alumínio que provocaram tal fragilização. A causa disto é porque estes elementos entram na estrutura cristalina como intersticiais, deste modo ao alcançarem o teor em torno de 4% (Si+Al) conforme CUNHA e PAOLINELLI (2008), tornam o movimento de discordâncias difícil, proporcionando a fragilização do material.

Este fenômeno é dito em KAN-HOU (1996) como sendo um endurecimento por solução sólida, onde o Al e Si atuam neste mecanismo. Essa perda de ductilidade também pode ser atribuída segundo RUIZ et al. (2003) e HAIJI et al. (1996) ao fenômeno de ordenamento estrutural envolvendo o ordenamento de duas fases conhecidas como B_2 (FeSi) e DO_3 (Fe₃Si).

5.2.3 POLARIZAÇÃO MAGNÉTICA J_{50}

Na FIG. 5.5 é apresentada a relação entre o teor de Si+Al com a polarização magnética J_{50} .

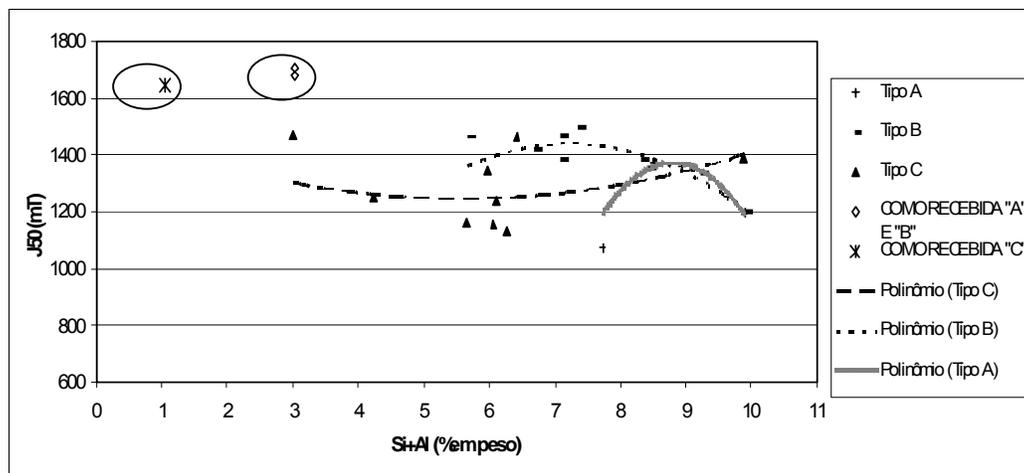


FIG. 5.5 Gráfico indicando a relação entre Si+Al versus Polarização Magnética “ J_{50} ” de cada amostra tratada

De acordo com BOZORTH (1951), tanto a adição de silício quanto a de alumínio atuam na diminuição da indução de saturação magnética do ferro. Observa-se na FIG. 5.5 que o aumento do teor de silício e alumínio fizeram diminuir a polarização magnética em relação às amostras como recebida (envolvidas por um círculo) e as tratadas (as demais).

Entre as tratadas, a polarização magnética não seguiu muito a regra dita no parágrafo anterior.

Nas amostras do tipo A, a polarização magnética aumentou de 1074 mT para 1370 mT, quando passou de 7,5% (Si+Al) e foi para 8,5% e depois diminuiu para 1202 mT quando estava em 10%.

Nas amostras do tipo B, quando o teor estava em quase 6%, a polarização era de 1460 mT. Quando aumentou para 8% a polarização subiu para 1490 mT e a partir daí a polarização foi diminuindo quando em 10% chegou a 1200 mT.

Nas amostras do tipo C, quando o teor de Si+Al estava em 3%, a polarização era de 1470 mT. Prosseguindo com o aumento do teor a polarização diminuiu para 1130 mT em 6%. Neste mesmo teor houve induções maiores, em 6,5% houve um aumento da polarização para 1465 mT e depois em 10% diminuiu para 1390 mT.

Observa-se que, para todas as amostras tratadas, a polarização magnética não diminuiu como o esperado com o aumento do teor de Si+Al até 8%, o que pode ser creditado pelas diferenças de texturas existentes entre as amostras sendo isto constatado pelas FIG. 4.46, FIG. 4.55 e FIG. 4.63 e pela TAB. 4.14 o qual tem as medidas de polarização de cada amostra. Outro motivo seria pelo fato das amostras estarem empenadas que segundo TALARICO (1977) proporciona degradação das propriedades magnéticas medidas. Outra observação a se relatar, é que a partir de 8%, a polarização começa a diminuir com o aumento do teor de Si+Al.

Deste modo se conclui que, até 8% de Al+Si, a textura exerce mais influência do que a adição de Al e Si superando seu efeito, e que acima de 8%, as adições de Al e Si são mais determinantes na medida de polarização J_{50} do que a textura.

Outro fato interessante a destacar, é que as amostras do tipo C não apresentaram as mesmas induções quando se faz a comparação com as amostras do tipo A e B em um mesmo teor de Si+Al. A polarização para amostra C foi mais alta tanto em 6 % quanto em 10% em relação as amostras do tipo A e B. Isto também pode ser creditado às diferenças de texturas dessas amostras que proporcionaram essas mais altas polarizações.

5.3 INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DE PROCESSO NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Nesta seção será discutida a influência de algumas variáveis de processo nas propriedades magnéticas tais como perdas e polarização magnética.

Na seção 5.3.1 será descrito a influência da temperatura de imersão nestas propriedades, na seção 5.3.2 será descrito a influência do tratamento de aperfeiçoamento de textura e na seção 5.3.3 a influência da laminação após imersão a quente.

5.3.1 TEMPERATURA DE IMERSÃO A QUENTE

Para facilitar a análise destes resultados são apresentados gráficos (FIG. 5.6) relacionando as amostras com as propriedades magnéticas apresentadas nas TAB. 4.14 (polarização) e TAB. 4.16 (perda). Cada propriedade terá dois gráficos sendo um para a temperatura de imersão de 850°C e outro para de 900°C.

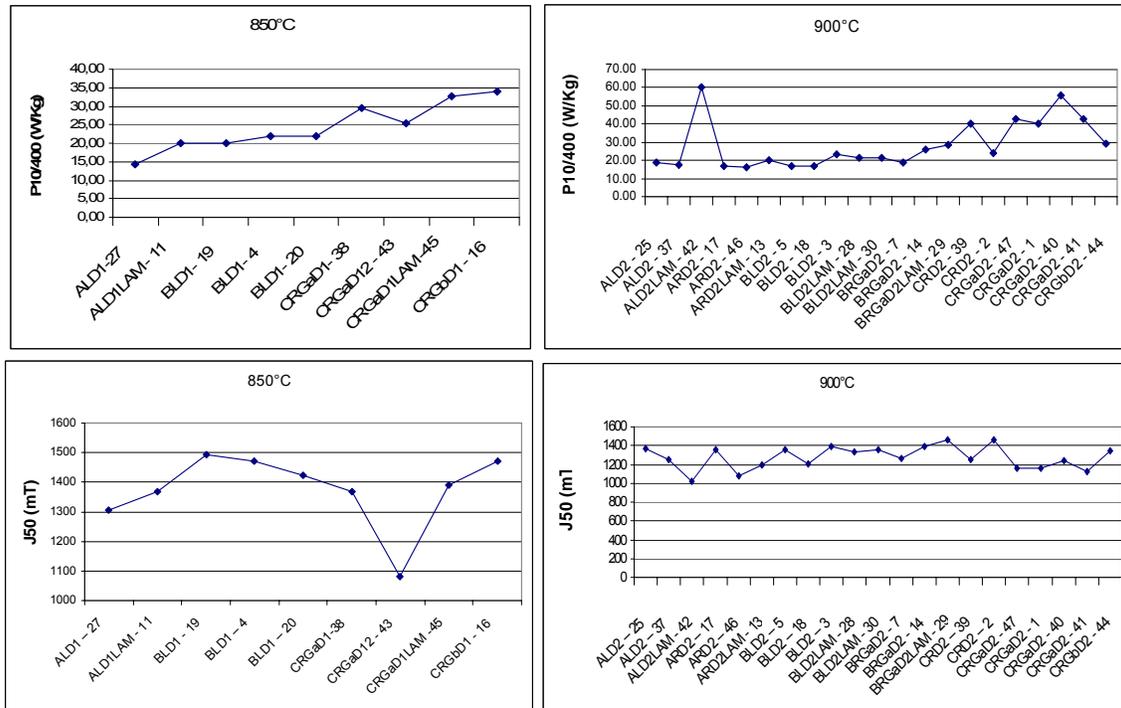


FIG. 5.6 Gráficos relacionando cada amostra com sua respectiva medida de perda e polarização magnética nas temperaturas de imersão a quente de 850°C e 900°C

Perdas

Nas FIG. 5.6 e TAB. 4.16, observam-se as perdas magnéticas para cada amostra tratada. Primeiramente nas amostras do tipo A, se constata que a temperatura de imersão proporcionou pequenas diferenças nas perdas, sendo mais perceptível nas perdas com campo de 1 Tesla em 400 Hz, onde a amostra ALD1-27 teve 14,42 W/Kg de perda e a ALD2-25 18,99 W/Kg e ALD2-37 17,36 W/Kg. Desse modo se deduz que a temperatura de 850°C favoreceu uma menor perda para essas amostras.

Nas amostras do tipo B não foi possível identificar uma influência da temperatura de imersão nas perdas, pois houve uma variação aleatória, sendo a menor perda na amostra BLD2-5 com P_{10/400} igual a 16,79 W/Kg e a maior para BRGαD2LAM-29 com P_{10/400} igual a 28,49 W/Kg.

Nas amostras do tipo C, como nas do tipo B, a temperatura de imersão não influenciou nas medidas de perda, sendo aleatórias as diferenças. Desse modo conclui-se que as diferenças não podem ser relacionadas à temperatura de imersão. Nessas amostras a maior perda apresentada foi na amostra CRGαD2-40 com P_{10/400} igual a 55,93 W/Kg e a menor foi

em CRD2-2 com $P_{10/400}$ igual a 24,18 W/Kg.

Em resumo, somente nas amostras do tipo A, a temperatura de imersão influenciou nas perdas magnéticas, sendo a de 850° a com melhor resultado de perda.

Polarização Magnética

Com relação à polarização magnética, foi avaliada a influência da temperatura de imersão nesta propriedade através dos resultados apresentados no gráfico da FIG. 5.6.

Entre as amostras do tipo A, as que tinham temperatura de imersão de 850°C apresentaram a maior polarização magnética (J_{50}) tendo no geral uma polarização média 1340 mT. A exceção desta constatação aparece somente para a amostra ALD2-25, que apresentou polarização de 1372,90 mT e a ARD2-17 com 1361,09 mT.

Nas amostras do tipo B, a temperatura de imersão a 850°C também proporcionou uma maior polarização magnética onde apresentou em média a medida de 1450 mT. Já para as amostras com temperatura de imersão de 900°C as medidas foram em média de 1350 mT.

Nas amostras do tipo C, foi na temperatura de imersão de 850°C que a polarização magnética se apresentou mais alta, estando em torno de 1400 mT. Já para a temperatura de imersão de 900°C, a polarização ficou em torno de 1200 mT a exceção foi para amostra CRGβD2-44 do qual se mediu uma polarização de 1344,53 mT.

Em resumo a temperatura de imersão influenciou nas medidas de polarização sendo a temperatura de 850°C mais favorável.

5.3.2 TRATAMENTO DE APERFEIÇOAMENTO DE TEXTURA

Com o objetivo de facilitar a análise da influência do tratamento de aperfeiçoamento de textura nas propriedades magnéticas, são apresentados gráficos correlacionando cada amostra com suas medidas de perdas e polarização separando-as como recebida, tipo B e tipo C (FIG. 5.7). As colunas hachuradas representam as amostras com o tratamento de aperfeiçoamento de textura.

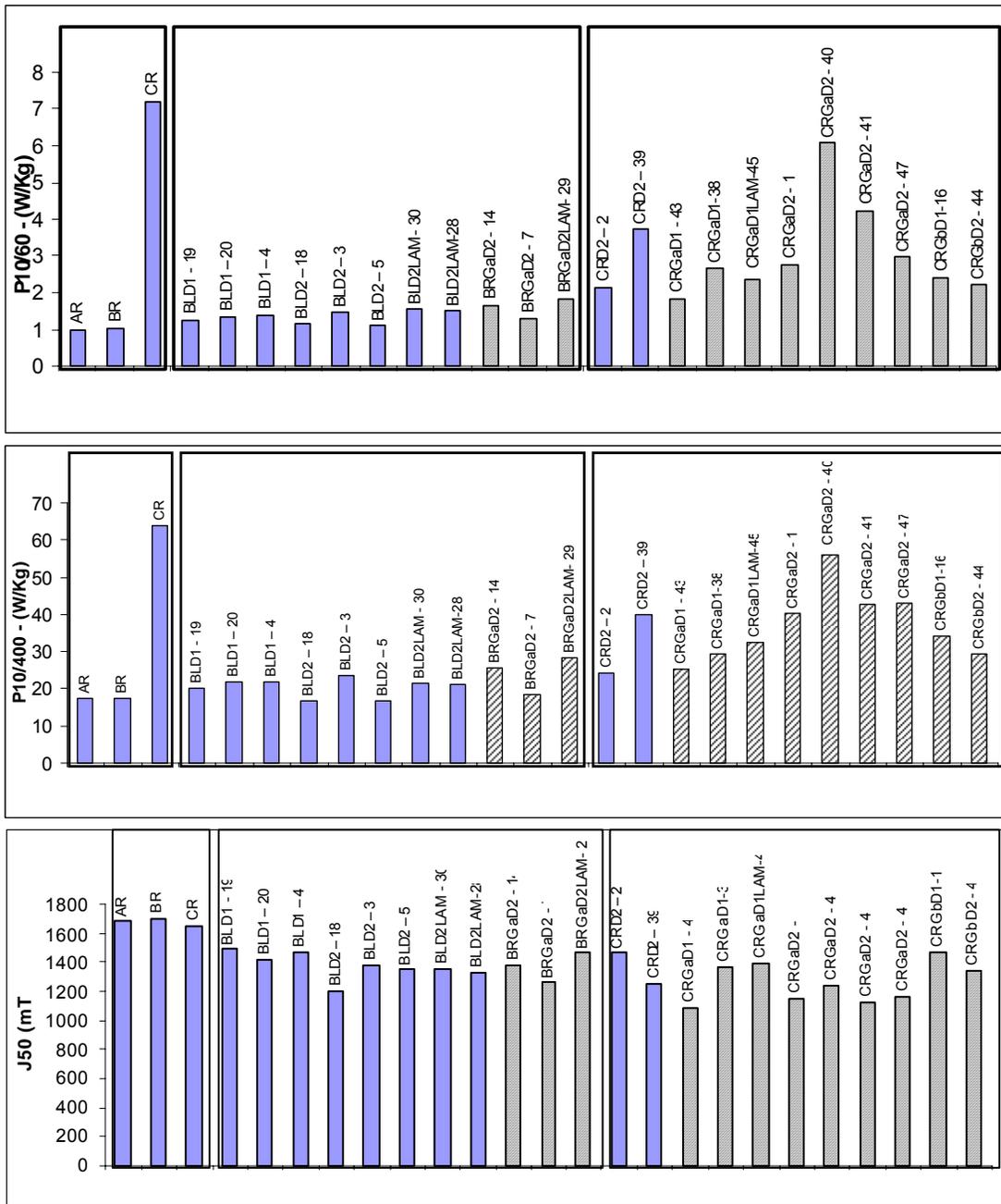


FIG. 5.7 Gráficos relacionando cada amostra com sua respectiva medida de perda e polarização magnética em destaque amostras com tratamento de aperfeiçoamento de textura (hachuradas)

Perdas

Analisando os gráficos de perdas da FIG. 5.7, observa-se que dentre as amostras do tipo B, o tratamento de aperfeiçoamento de textura não proporcionou menores perdas tanto em 60 Hz quanto em 400 Hz. Isto possivelmente é devido a algum fator microestrutural tal como precipitados ou inclusões que fazem aumentar a parcela de perda histerética.

A amostra BRG α D2-7 foi a que apresentou a menor perda dentre as do tipo B que passaram pelo tratamento de aperfeiçoamento de textura, tendo perda de 18,60 W/Kg em 400 Hz e 1,3 W/Kg em 60 Hz. Entretanto essa perda não foi inferior a amostra como recebida BR, o qual teve em 400 Hz 17,28 W/Kg e 1,01 W/Kg em 60 Hz. Em termos de percentagem, a perda da amostra BRG α D2-7 foi 7% maior em 400 Hz e 29% maior em 60 Hz em relação a BR.

Comparando com as amostras sem o aperfeiçoamento, a perda da amostra BRG α D2-7 foi maior somente com relação a duas amostras, BLD2-5 com 16,79 W/Kg em 400 Hz e 1,11 W/Kg em 60 Hz e BLD2-18 com 1,14 em 60 Hz e 16,83 em 400 Hz.

Dentre as amostras do tipo C, o tratamento de aperfeiçoamento diminuiu as perdas em todos os casos em relação à amostra como recebida CR. O valor máximo de redução foi 74,4% em 60 Hz e 60% em 400 Hz com a amostra CRG α D1-43. Entretanto ao se comparar com as amostras tratadas sem aperfeiçoamento de textura (CRD2-2 e CRD2-39) a perda foi menor em 60 Hz novamente para a amostra CRG α D1-43 com 1,84 W/Kg em relação a CRD2-2 que teve 2,15 W/Kg. Com relação a CRD2-39, a maioria das amostras conseguiu ter menores perdas, sendo somente as amostras CRG α D2-40, CRG α D2-41 e CRG α D2-47 que tiveram perdas maiores. Na frequência de 400 Hz, tudo aconteceu praticamente da mesma forma, sendo a única diferença que a amostra CRG α D2-1 teve maior perda em relação a CRD2-39.

A explicação de uma menor perda das amostras tratadas em relação a amostra como recebida é por causa do maior teor de silício, da melhor textura e do maior TG, que serão discutidos mais adiante.

Polarização Magnética

Entre as amostras do tipo B com aperfeiçoamento de textura, a que apresentou maior polarização foi a BRG α D2_{LAM}-29 com 1463,62 mT superando quase todas as amostras não tratadas com exceção das amostras BLD1-19 e BLD1-4 que tiveram polarização de 1493 mT e 1472 mT, respectivamente. Comparando com a amostra como recebida, a polarização ficou menor em 14,2 % possivelmente devido ao maior teor de silício e alumínio que diminuem a polarização de saturação conforme CUNHA e PAOLINELLI (2002) e BOZORTH (1951).

Entre as amostras do tipo C com o tratamento em discussão, a que apresentou maior polarização foi a CRG β D1-16 com 1471 mT superando as duas amostras não tratadas (CRD2-2 e CRD2-39) que tiveram polarização de 1466 mT e 1250 mT, respectivamente. Comparando com a amostra como recebida CR, a polarização da amostra CRG β D1-16 foi inferior em 10,7%. A não superação desta polarização com relação a amostra como recebida se deve ao maior teor de silício e alumínio que diminuem a indução de saturação conforme abordagem anterior.

5.3.3 LAMINAÇÃO APÓS IMERSÃO A QUENTE

Para análise da influência da laminação após imersão nas propriedades magnéticas, é apresentado a seguir, na FIG. 5.8, o gráfico relacionando cada amostra com suas perdas e induções. As colunas hachuradas representam as amostras com a laminação após a imersão.

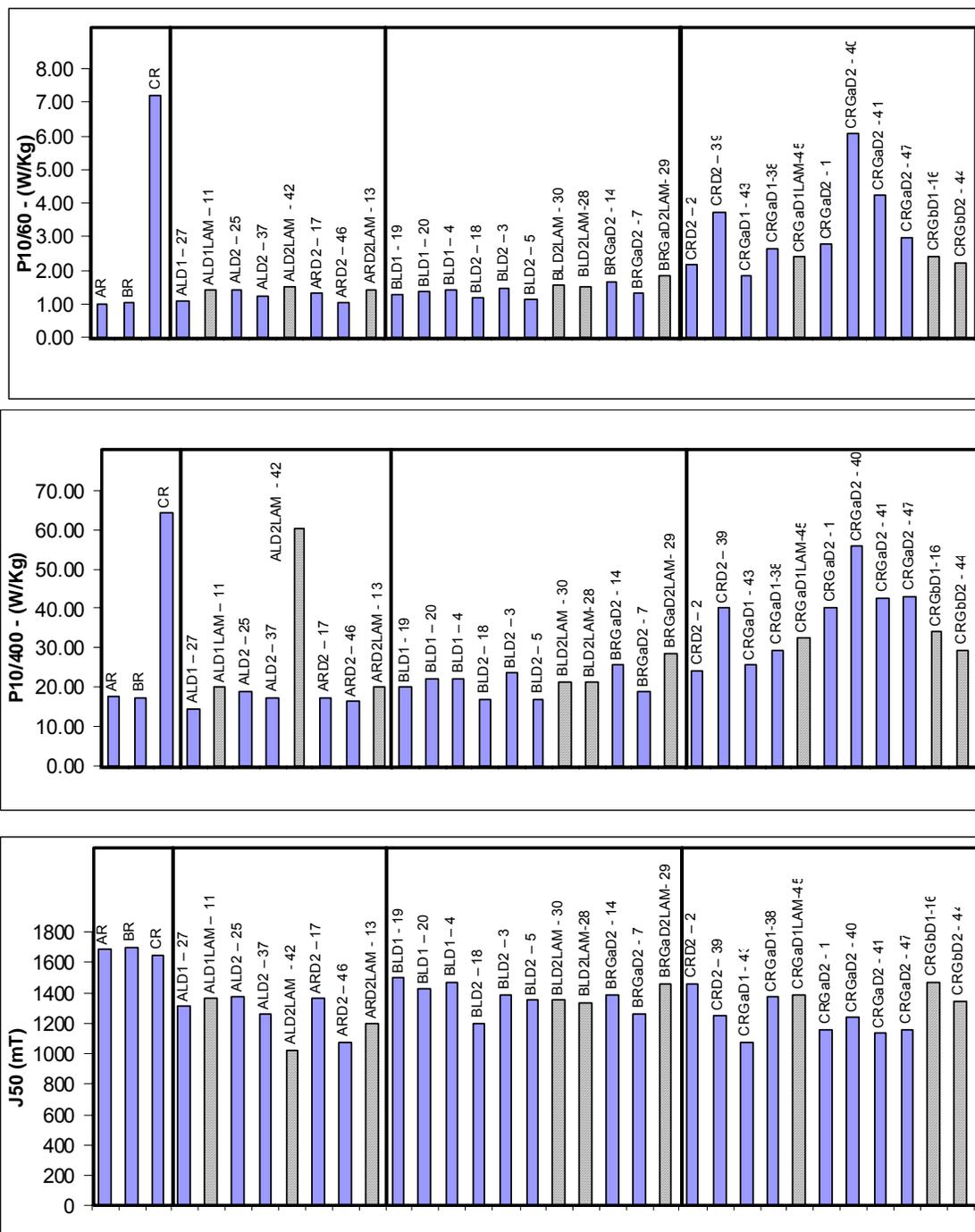


FIG. 5.8 Gráficos relacionando cada amostra com sua respectiva medida de perda e polarização magnética tendo em destaque amostras com laminação (hachuradas)

Perdas

Analisando os gráficos de perdas da FIG. 5.8, observa-se que dentre as amostras do tipo A, a laminação após a imersão a quente não favoreceu a diminuição de perdas, sendo a que teve menor perda foi a amostra ALD1_{LAM}-11 com 1,37 W/Kg em 60 Hz e 19,94 W/Kg em 400 Hz. Comparando com a amostra como recebida AR, o valor de perda da amostra ALD1_{LAM}-11 foi superior em 38% na frequência de 60 Hz e 14% na frequência de 400 Hz.

A amostra ALD2_{LAM}-42 dentre as tratadas do tipo A, apresentou perda muito alta na frequência de 400 Hz com medida de 60,43 W/Kg.

Dentre as amostras do tipo B, a laminação após a imersão a quente também não favoreceu em menores perdas. Nestas amostras com esse processo, a que teve menor perda foi a amostra BLD2_{LAM}-28 com 1,52 W/Kg em 60 Hz e 21,13 W/Kg em 400 Hz. Comparando com a amostra como recebida BR, a sua perda foi maior 50% em 60 Hz e 22% em 400 Hz.

Dentre as amostras do tipo C, a laminação após a imersão a quente proporcionou menores perdas. Somente com relação as amostras CRD2-2 e CRG α D1-43 em 60 Hz e a amostra CRG α D1-38 em 400 Hz é que as perdas das com laminação não foram menores. A amostra que teve menor perda com tal processamento de laminação após a imersão a quente foi a CRG β D2-44 com 2,22 W/Kg em 60 Hz e 29,37 W/Kg em 400 Hz. Comparando esta com a amostra como recebida CR, a perda foi menor 69% em 60 Hz e 54,1% em 400 Hz.

O fato da laminação ter proporcionado menores perdas pode ser relacionado à melhor textura cristalográfica apresentada por essas amostras e também pelas adições de Si e Al que fazem diminuir a parcela de perda parasítica conforme discussões anteriores.

Polarização Magnética

Com relação à polarização magnética, pode-se avaliar a influência da laminação após a imersão a quente através da análise do gráfico da FIG. 5.8. Entre as amostras do tipo A com laminação após a imersão a quente (amostras rachuradas), não se observou influência deste processamento na polarização magnética, tendo sido observado uma variação aleatória em suas medidas. A maior medida de polarização, nas amostras com laminação, foi da ALD1_{LAM}-11 que apresentou 1366,4 mT. Comparando com a amostra AR, a polarização da ALD1_{LAM}-11 foi inferior em 18,7%.

Entre as amostras do tipo B com a laminação após a imersão a quente, observou-se que

todas tiveram uma polarização razoável. A que teve maior intensidade foi a BRG α D2_{LAM}-29 com 1463,62 mT. Comparando com a amostra BR, essa medida de polarização foi inferior em 14,2%.

Entre as amostras do tipo C com a laminação após a imersão a quente, notou-se que este processo proporcionou maiores induções sendo a CRG β D1-16 a que teve maior intensidade com 1471 mT. Comparando com a amostra como recebida CR, a polarização dessa amostra foi inferior em 10,7%.

Em resumo, o fato de serem menores as induções das amostras tratadas em relação as amostras como recebida foi devido às adições Si e Al que, conforme BOZORTH (1951), fazem diminuir a polarização de saturação magnética.

5.4 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO SOBRE AS PERDAS MAGNÉTICAS

Com relação às perdas, sabe-se que quanto maior o tamanho de grão maior é a perda anômala e menor é a perda histerética, fazendo existir deste modo um tamanho de grão ótimo entre 100 e 150 μ m (SHIMANAKA, 1982).

Segundo CAMPOS (2000), os contornos de grão prejudicam a movimentação de domínios o que aumenta a perda por histerese, com isso um maior tamanho de grão proporcionará uma menor perda por histerese.

Tendo em vista essas constatações, será feita a análise da influência do tamanho de grão nas perdas das amostras como recebidas e das tratadas com o processo de difusão através dos gráficos da FIG. 5.9.

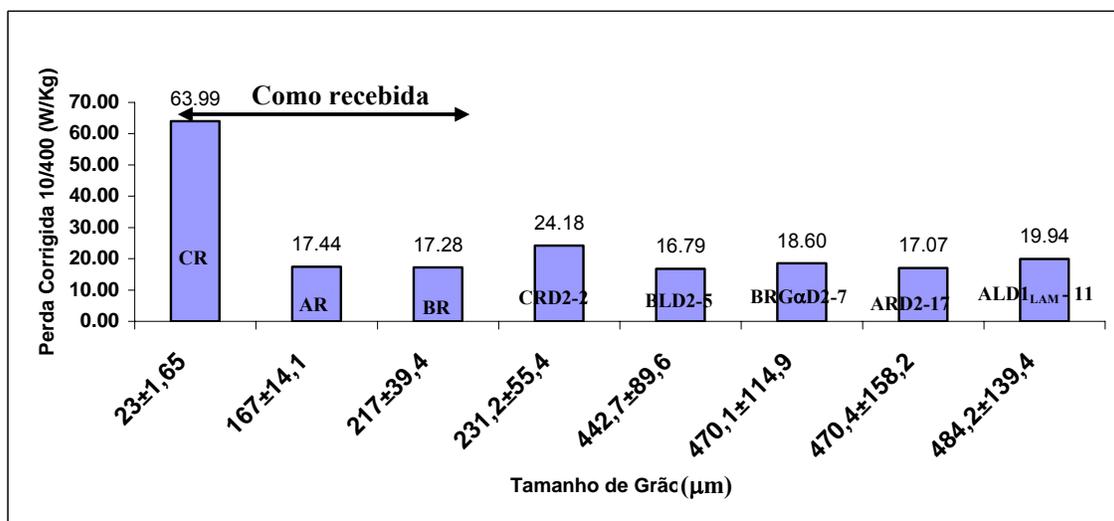
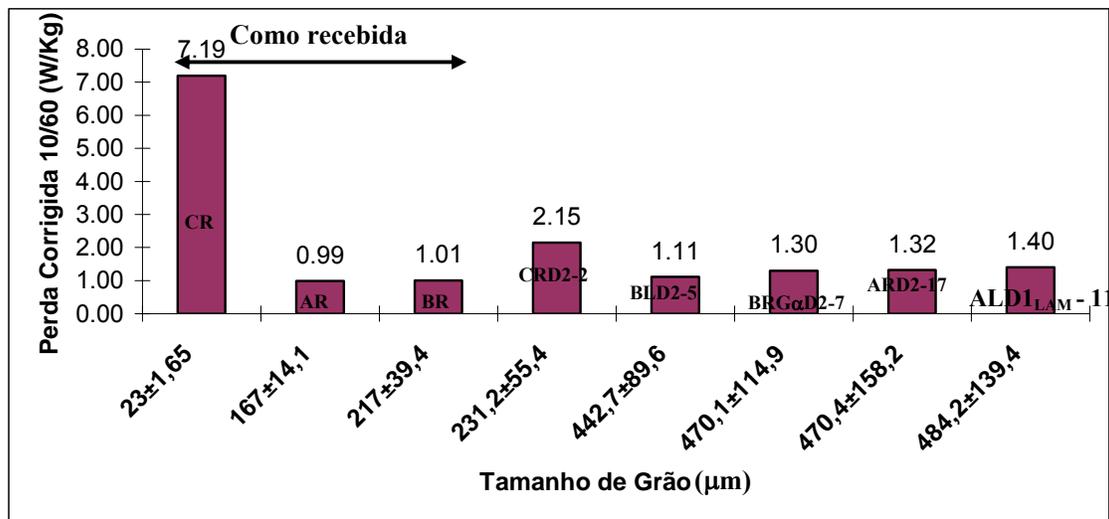


FIG. 5.9 Gráfico da relação entre tamanho de grão e perdas em 10/60 e perdas em 10/400

Analisando os gráficos da FIG. 5.9, verifica-se primeiramente para as amostras como recebida, que a amostra CR apresentou perda alta devido principalmente ao tamanho de grão pequeno em torno de 18µm o que favoreceu em uma maior perda por histerese e pelo baixo teor de silício (0,8%Si) favorecendo uma maior perda parasítica. Deste modo, esses dois fatores, tamanho de grão pequeno e baixo teor de Si propiciaram uma alta perda.

Dentre as amostras tratadas, percebe-se que a amostra BLD2-5, que apresentou um tamanho de grão menor, teve a menor perda o que pode ser creditado não só pelo tamanho de grão, mas pela textura já discutida anteriormente.

Com tratamento para difusão obteve-se um aumento do teor de silício e alumínio, o que por sua vez fez aumentar a resistividade elétrica. Porém, isto não garantiu perdas menores em relação às amostras como recebida da Arcelor. Por que o TG cresceu muito com o tratamento de difusão na temperatura de 1250°C o que proporcionou grande aumento nas perdas anômalas.

Esta observação poder ser mais bem vista pelo gráfico da FIG. 5.10, onde as amostras como recebida estão circuladas.

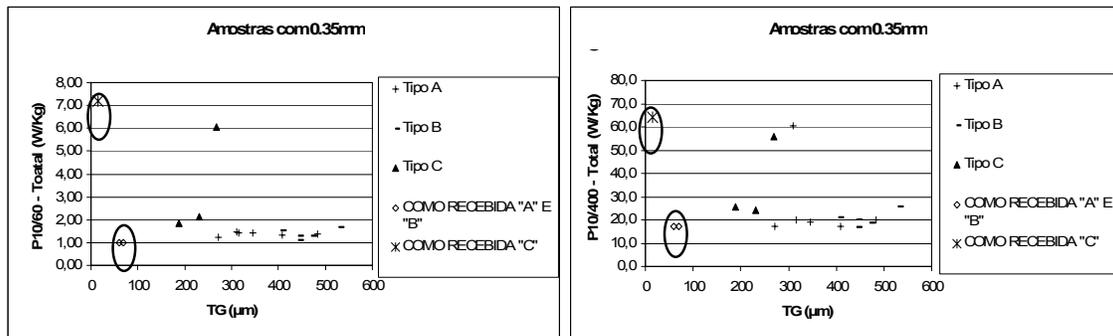


FIG. 5.10 Gráfico relacionando tamanho de grão das amostras como recebida e tratadas com suas perdas magnéticas

5.5 COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS ENTRE O MATERIAL CR TRATADO E OS MATERIAIS AR E BR COMO RECEBIDO

Nesta seção será discutida como se apresentaram as propriedades magnéticas das amostras tratadas da Brasmetal (amostra tipo C) em relação às amostras como recebida da ArcelorMittal (tipo AR e BR). O objetivo é avaliar se o tratamento de difusão pode ser uma alternativa de produção de aços elétricos a partir de materiais já disponíveis no mercado de uma forma diferenciada e mais econômica.

Perdas

Nas figuras FIG. 5.11 e FIG. 5.12 são apresentados gráficos indicando as perdas nas frequências de 60 Hz e 400 Hz e polarização magnética J_{50} das amostras tratadas da Brasmetal

(tipo C) e as da Arcelor como recebida (AR e BR) para serem utilizados na discussão sobre as diferenças entre esses dois tipos de materiais.

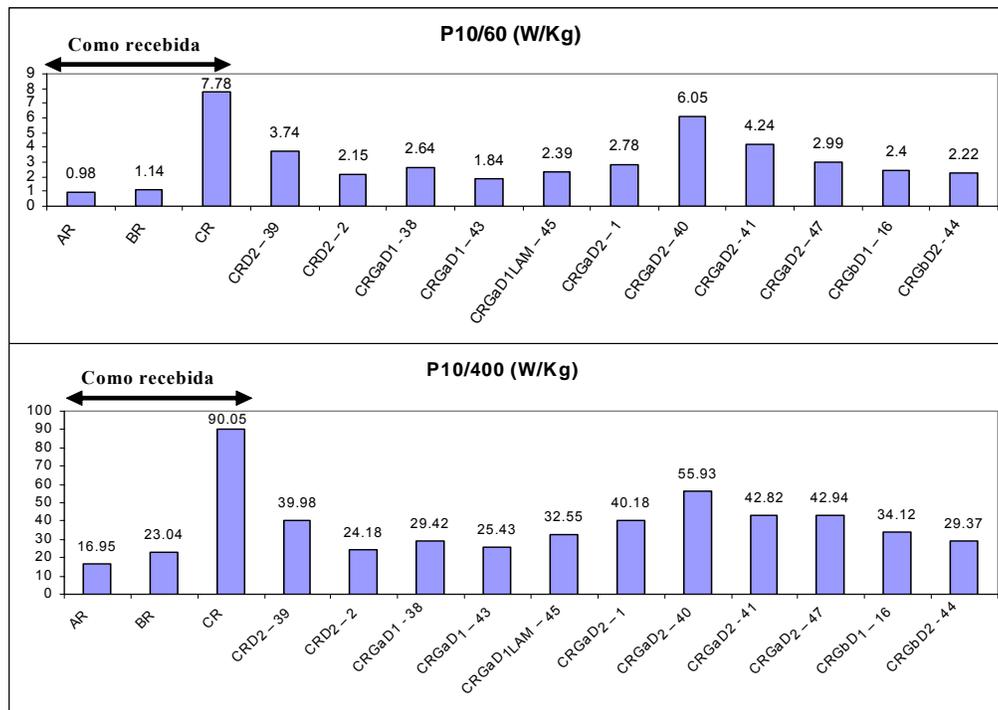


FIG. 5.11 Perdas Magnéticas ($P_{10/60}$ e $P_{10/400}$) das amostras como recebidas e das tratadas da Brasmetal

Observa-se nas perdas magnéticas, que as amostras tratadas do tipo C, tiveram uma perda menor em relação a original CR, ou seja, o tratamento de difusão fez reduzir as perdas. A amostra original CR teve perda de 7,78 W/Kg em 10/60 e 90,05 W/Kg em 10/400 e as tratadas tiveram perdas em média de 3 W/Kg em 10/60 e 36 W/Kg em 10/400.

A maior redução de perda, em relação a CR e as tratadas do tipo C, foi de 76% em 60 Hz para CRGaD1-43 (1,84 W/Kg) e 73% em 400 Hz para CRD2-2 (24,18 W/Kg).

Comparando as tratadas da Brasmetal (tipo C) com as amostras AR e BR, as perdas foram maiores para as do tipo C. Tendo em mãos a menor perda apresentada pelas tratadas da Brasmetal e comparando-a com AR e BR, as quais tiveram em média perdas de 1,06 W/Kg em 10/60 e 20 W/Kg em 10/400, tem-se que as perdas das tratadas do tipo C foram maiores em 73% na frequência de 60 Hz e 20% na de 400 Hz. Sendo que antes da difusão (amostra CR) era 6x maior em 60 Hz e 3x maior em 400 Hz portanto houve redução das perdas com as

adições de Si e Al.

Apesar das amostras tratadas da Brasmatal estarem com maior teor de Si e Al em sua composição química por consequência do tratamento de difusão, as suas perdas foram maiores em relação as da Arcelor, devido o fato da amostra tratadas terem ficado empenadas após o tratamento de difusão o que prejudica nas perdas.

Em resumo as perdas das amostras tratadas da Brasmatal foram em média maiores em 200% em 60 Hz e 80% em 400 Hz em relação às amostras da Arcelor.

Dentre as amostras tratadas as amostras que tiveram a menor perda foram a CRG α D1-43 com 1,84 W/Kg em 10/60 e 25,43 W/Kg em 10/400 e a CRD2-2 com 2,15 W/Kg em 10/60 e 24,18 W/Kg em 10/400. As amostras que tiveram a maior perda foram a CRG α D2-40 com 6,05 W/Kg em 10/60 e 56 W/Kg em 10/400 e a CRG α D2-41 com 4,24 W/Kg em 10/60 e 42,8 W/Kg em 10/400.

Polarização

Na FIG. 5.12 pode-se avaliar as diferenças das medidas de polarização J_{50} entre as amostras tratadas da Brasmatal e as da Arcelor como recebida.

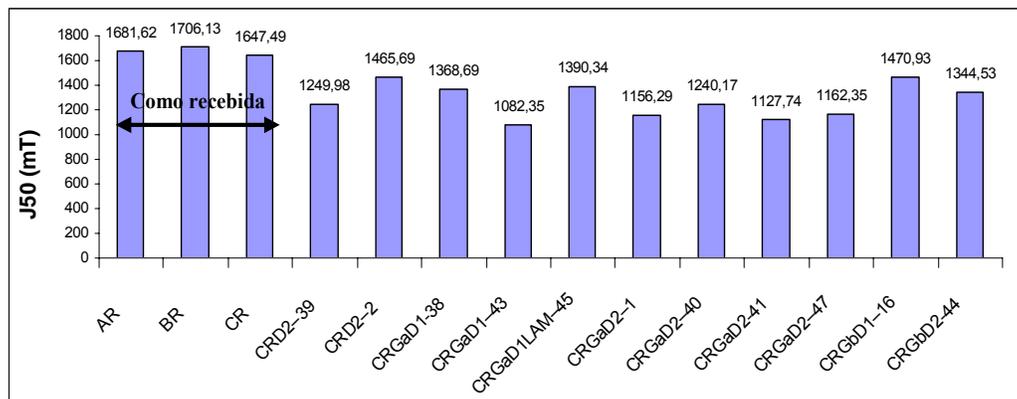


FIG. 5.12 Polarização Magnética (J_{50}) das amostras como recebidas e das tratadas da Brasmatal

Com relação a polarização magnética, as amostras tratadas tiveram menores induções do que a amostra original CR que apresentou polarização de 1647,5 mT, enquanto que as tratadas tiveram em média polarização de 1278 mT sendo menor em 22%.

Comparando agora com as amostras da ArcelorMittal, a mesma observação foi

constatada, onde estas tiveram polarização em média de 1694 mT e as da Brasmetal tiveram induções menores em torno de 24,5%.

Este resultado pode ser relacionado pelo maior teor de silício e alumínio que as tratadas tiveram por consequência do tratamento para difusão, o que promove menores induções de saturação magnética devido às adições desses elementos.

Dentre as amostras tratadas, as amostras que tiveram as maiores induções magnéticas foram: CRG β D1-16 com 1471 mT e CRD2-2 com 1465,7 mT. A amostra que teve a pior polarização foi a CRG α D1-43 com 1082 mT.

Vale destacar que, com o tratamento para difusão, os teores médios de silício e alumínio alcançados pelas amostras tratadas da Brasmetal foram de 2,89% Si e 3,76%Al. Vê-se com isso que o processo de imersão a quente pode ser talvez rota nova e econômica de produção de aços elétricos da classe de 3%Si tendo como matéria prima um aço de baixo custo.

Resumindo as comparações entre as amostras como recebida da Arcelor e as da Brasmetal tratadas foram feitas as seguintes constatações e conclusões:

- Com relação as perdas, as amostras tratadas da Brasmetal tiveram perdas maiores em relação as amostras da Arcelor o que foi justificado pelo empenamento gerado pelo tratamento de difusão em altas temperaturas;

- Com relação as induções de saturação, as da Brasmetal foram menores por terem maiores teores de Si e Al o que fez diminuir a polarização de saturação magnética;

- Em geral, as amostras da Brasmetal tiveram suas propriedades magnéticas inferiores as da Arcelor, porém as perdas podem ser melhoradas caso se consiga, através de algum processamento, impedir que o tamanho de grão cresça durante o tratamento para difusão.

5.6 ANÁLISE DE TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS COM TRATAMENTO PARA DIFUSÃO

Nesta seção será realizada primeiramente a comparação de textura das amostras tratadas com as originais (5.6.1) e depois a comparação entre as tratadas do tipo A, B e C (5.6.2). Por ultimo será discutido o efeito da textura sobre as propriedades magnéticas (5.6.3).

5.6.1 COMPARAÇÃO DAS AMOSTRAS TRATADAS COM AS RECEBIDAS

Ao se comparar as amostras tratadas do tipo A com a recebida do mesmo tipo (AR - FIG. 4.34), constata-se que as amostras tratadas, com laminação posterior a imersão a quente, tiveram a componente de textura Goss (FIG. 4.40 e FIG. 4.44) ou próximo a ela (FIG. 4.43) mais intensa do que a da amostra como recebida. A fibra γ praticamente não se alterou com a laminação, tendo intensidade de nível 2. A exceção foi para a amostra ALD2_{Lam}-42 (FIG. 4.43) que teve presença de fibra γ com pico de intensidade em $\{111\}\langle 121\rangle$ de nível 6 e para ARD2_{Lam}-13 que teve também alguns picos de fibra γ em $\{111\}\langle 132\rangle$ de nível 10, em $\{111\}\langle 331\rangle$ de nível 7 e em $\{111\}\langle 133\rangle$ de nível 6. As texturas dessas amostras proporcionaram induções muito baixas conforme TAB. 4.14.

Nas amostras sem laminação após a imersão, as texturas foram parecidas com “AR”. A ALD2-37 apresentou diferença com a ausência da fibra α e de Goss e ainda com a presença da fibra cúbica. Esta amostra apresentou perda alta e polarização baixa.

A melhor textura do tipo A, com relação a AR, foi para amostra ALD1-27 e ALD1_{LAM}-11 que apresentaram: para a primeira, componente Goss mais intensa e ausência de fibra α e para a segunda maior intensidade de Goss. Em relação às propriedades magnéticas a ALD1_27 apresentou baixa perda e a ALD1_{LAM}-11 teve polarização mediana com intensidade de 1366 mT.

Ao se comparar as amostras tratadas do tipo B com a recebida de mesmo tipo (BR - FIG. 4.36), constata-se que, nas amostras com laminação posterior a imersão, houve fortalecimento da componente Cubo, surgimento de fibra α e numa amostra (BLD2_{LAM}-28) o surgimento da componente Cubo rodado. Esta amostra apresentou polarização razoável com medida de 1333,20 mT e perda alta de 1,52 W/Kg em 60 Hz e 21,13 W/Kg.

A melhor textura do tipo B, com relação a BR, foi para amostra BRG α D2_{Lam}-29, BLD1-4 e BLD2-5 que apresentaram: para a primeira componente Cubo, na segunda fibra η e componente Cubo e para última componente Goss com alta intensidade. Estas amostras tiveram induções altas o que pode ser relacionado às texturas e suas perdas foram altas com exceção da amostra BLD2-5.

Ao se comparar as amostras tratadas do tipo C com a recebida de mesmo tipo (CR - FIG. 4.36), constata-se que no geral a textura foi melhorada com presença de componentes

favoráveis às propriedades magnéticas tais como: Goss, Cubo, Cubo rodado e diminuição da fibra γ . Somente a amostra CRD2-2 foi a que apresentou uma textura não tão boa com presença de fibra γ de nível 4. Apesar desta amostra possuir fibra γ ela teve polarização alta comparando com as do tipo C com medida de 1465,69 mT.

A melhor textura do tipo C, com relação a CR, foi para as amostras CRG β D2-44 e CRG α D1_{Lam}-45 que apresentaram: para a primeira componentes Cubo e Goss intensas, fraca presença de fibra cúbica e α e ausência de fibra γ ; na segunda houve presença de componente Goss, componente Cubo intensa, mais intensa fibra η e baixa fibra γ . As texturas dessas amostras proporcionaram induções altas tendo medidas de 1344,53 mT e 1390,34 mT, respectivamente.

5.6.2 COMPARAÇÃO DAS TEXTURAS ENTRE AS AMOSTRAS TRATADAS DOS TIPOS A, B E C

Através da análise dos gráficos das FIG. 4.46 e FIG. 4.55 e FIG. 4.63 pode-se avaliar as diferenças e igualdades entre as texturas das amostras tratadas dos tipos A, B e C.

Comparando as amostras dos tipos A e B recebidas como laminada (ALD e BLD), constata-se que encontrou-se algumas diferenças entre suas texturas. As amostras do tipo B apresentaram componente Cubo mais intensa e menos componente Goss. A fibra γ se apresentou praticamente a mesma para ambas as amostras. Essas amostras do tipo B, na sua maioria, apresentaram induções altas em torno de 1430 mT.

Com relação à laminação posterior a imersão, também existiram diferenças nas texturas, onde as amostras ALD_{Lam} tiveram presentes ou componente Goss ou componentes próximas a ela e ainda componente Cubo. Já nas amostras BLD2_{Lam} (FIG. 4.51 e FIG. 4.52), somente a componente Cubo ou próxima dela foi obtida e, além disso, em uma das BLD2_{Lam} houve fortalecimento da fibra γ e da fibra cúbica e na outra o surgimento da componente Cubo rodado. Em comum houve presença de fibra γ com picos em $\{111\}\langle 112\rangle$ e $\{111\}\langle 121\rangle$ para ALD2_{Lam} (FIG. 4.43) e em $\{111\}\langle 110\rangle$ para BLD2_{Lam} (FIG. 4.52).

Relacionando as amostras tipo C com as do tipo B, verificou-se que o tratamento de aperfeiçoamento de textura funcionou melhor para as do tipo C. Isto porque foi possibilitada

uma maior presença de componente Goss e ainda da componente Cubo ou próxima a ela. Já nas amostras do tipo B, a maior presença foi para componente Cubo.

Verificou-se também, que as amostras do tipo C apresentaram mais fibra γ do que as dos tipos A e B, o que pode ser explicado pelo fato das amostras do tipo C, antes do tratamento para difusão, terem apresentado tamanho de grão pequeno. A explicação disso, conforme RAY et al. (1994), é porque grãos de orientação $\{111\}\langle uvw \rangle$ nucleiam tipicamente em contornos de grão.

A laminação após a imersão a quente funcionou, tanto para o tipo B quanto para o C, na diminuição da fibra γ . Nas amostras dos tipos A e C, essa laminação ou aumentou ou fez surgir a componente de orientação Goss. Nas amostras do tipo B, esse processamento fez intensificar as fibras η e cúbica.

O resultado positivo da laminação após a imersão nas texturas está de acordo com os resultados de BARROS et al. (2006) que diz que esta laminação é um importante passo no processamento, pois favorece o alcance da textura desejada e, além disso, permite o controle da espessura final e substancial melhora da superfície de revestimento.

5.6.3 EFEITO DA TEXTURA NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS

Sabendo que o ferro possui anisotropia magnetocristalina por haver uma direção de fácil magnetização $\langle 100 \rangle$ e uma de difícil magnetização $\langle 111 \rangle$ (MCCURRIE, 1994), tem-se que a textura cristalográfica exerce grande influência nas propriedades magnéticas. Segundo CUNHA e PAOLINELLI (2002) e CAMPOS e TSCHIPTSCHIN (1998) a polarização magnética J_{50} é influenciada diretamente pela orientação cristalográfica. Em CAMPOS (2000) é também relatado que a orientação cristalográfica exibe influência sobre as perdas magnéticas da parcela histerética.

A seguir são apresentados gráficos (FIG. 5.13 a FIG. 5.20) das amostras como recebida e das tratadas, os quais foram construídos através de dados oriundos das FDOCs e também das figuras de polo indireta obtidas de cada amostra para fins de análise da influência da textura nas propriedades magnéticas.

Perdas

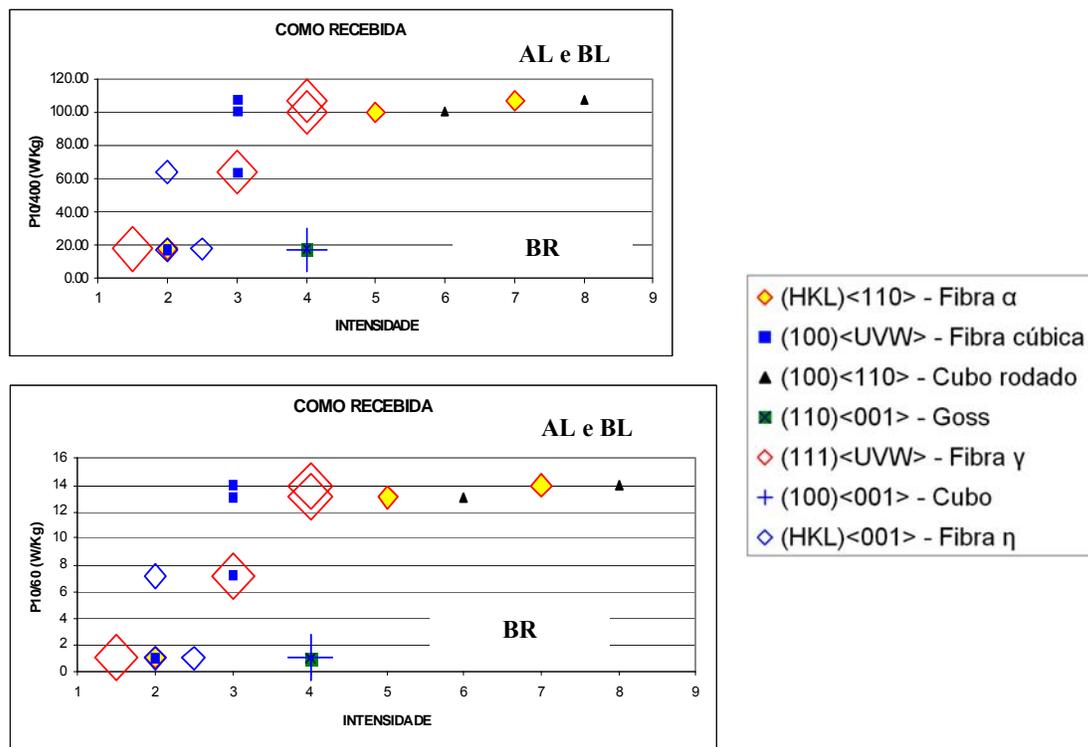


FIG. 5.13 Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras como recebida)

Nas amostras como recebida, observa-se que a menor perda teve presente em sua textura baixa intensidade de fibra γ (nível 1,5) e alta intensidade da componente de textura Goss e da componente Cubo ambas de nível 4 (FIG. 5.13). Deste modo as menores perdas podem ser atribuídas à presenças de componentes de fácil magnetização, pois segundo CAMPOS (2000) a orientação cristalográfica influencia nas perdas histeréticas, portanto estas orientações presentes favoreceram em menores perdas da parcela histerética.

Nas maiores perdas houve presença, com intensidade de nível 8, da componente cubo rodado, fibra α de nível 7, fibra gama de nível 4 e fibra cúbica de nível 3. Essas amostras que tiveram perdas maiores eram deformadas por laminação, sendo assim o encruamento atuou basicamente no aumento das perdas por histerese conforme CAMPOS (2000). Além disso, segundo VAN HOUTTE (1984) e HÖLSCHER et al. (1991), as orientações presentes nessas amostras são esperadas em texturas de deformação de ferro α (CCC), as quais são deletérias às propriedades magnéticas.

Observa-se também, que tanto em 60 Hz quanto em 400 Hz a orientação cristalográfica atuou do mesmo modo nas perdas.

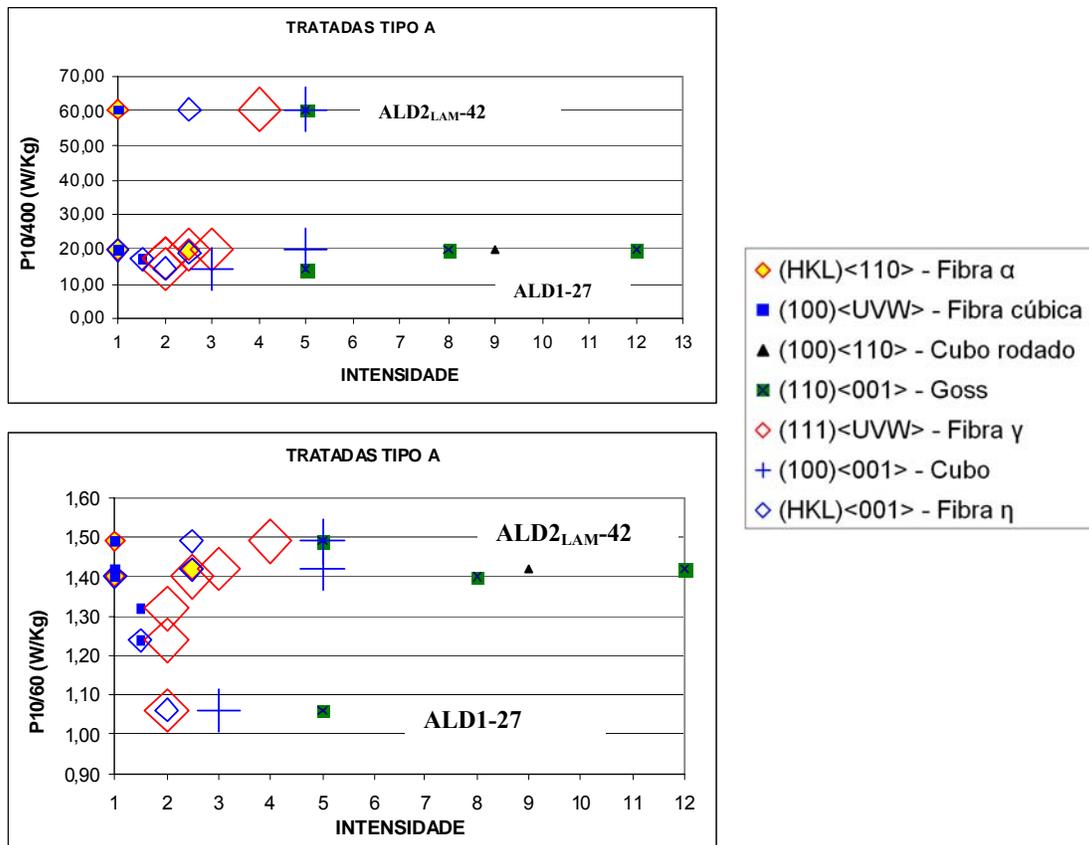


FIG. 5.14 Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciavam nas propriedades magnéticas (amostras tratadas do tipo A)

Pode-se observar pelos gráficos das amostras tratadas do tipo A (FIG. 5.14), que a menor perda teve presente a componente Goss de nível 5, cubo de nível 3, fibra η e fibra γ ambas de nível 2, sendo assim justificável a menor perda pela influência dessas orientações cristalográficas. A presença dessas componentes nestes níveis de intensidade principalmente Goss e Cubo em níveis mais altos fazem diminuir as perdas por histerese.

As perdas intermediárias, na frequência de 60 Hz, tiveram fibra γ de nível 2, fibra cúbica e fibra η ambas de nível 1,5.

A maior perda teve presente componente Goss e cubo ambos de nível 5, fibra γ de nível 4 e fibra η de nível 2,5. Pelas componentes presentes e suas intensidades não se pode justificar a

maior perda, na frequência de 60 Hz, pela análise de textura cristalográfica. A causa possível da maior perda pode ser creditada pelo empenamento gerado pelo tratamento de difusão e que prejudica a medida de perda fazendo aumentá-la e possivelmente por algum fator microestrutural como precipitados sobrepondo deste modo o efeito da textura. Para este caso não se pode argumentar a maior perda pela parcela de perda parasítica, pois ela é muito pequena na frequência de 60 Hz conforme FIG. 4.25.

Na frequência de 400 Hz a medida de maior perda se destacou bastante das outras medidas menores. Esta ocorrência não aconteceu na frequência de 60 Hz justificado pelo fato da perda por histerese desta amostra ter sido muito alta devido à sua textura ter apresentado fibra γ intensa. Como essa parcela de perda cresce proporcionalmente com o aumento da frequência (CAMPOS, 2000) isto explica o distanciamento em relação as menores perdas. Não se pode considerar neste caso a maior perda pela parcela parasítica, pois a resistividade elétrica dessa amostra foi muito alta ($162,21\mu\Omega.cm$) conforme TAB. 4.20.

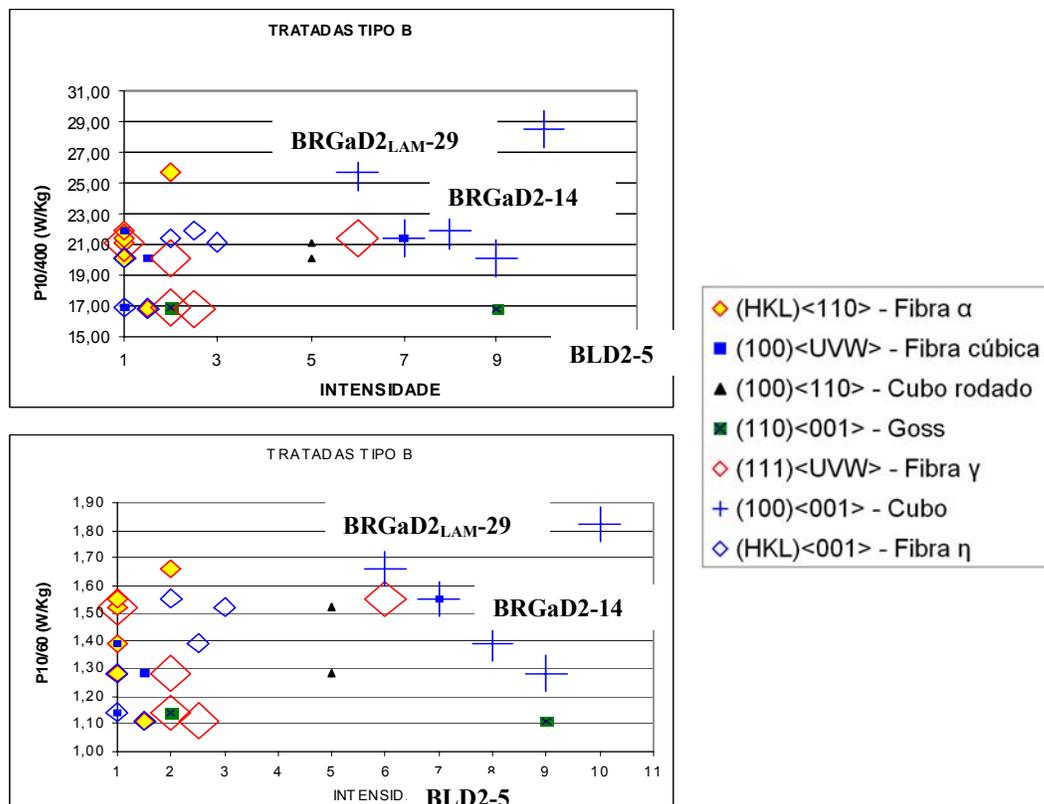


FIG. 5.15 Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras tratadas do tipo

B)

Pode-se observar pelos gráficos das amostras tratadas do tipo B, que a menor perda teve presente a componente Goss de nível 9, fibra γ de nível 2,5 e fibra α e fibra η ambas de nível 1,5, sendo assim justificável a menor perda pela influência das orientações cristalográficas devido a presença dessas componentes nestes níveis de intensidade.

As perdas intermediárias tiveram componente cubo de nível 8 e fibra η de nível 2,5.

A maior perda teve presente somente a componente Cubo de nível 10. Pelas componentes presentes e suas intensidades não se pode justificar a maior perda pela análise de textura cristalográfica, pois teve somente componente Cubo e nenhuma orientação de difícil magnetização, portanto a justificativa dada às amostras do tipo A se aplica também neste caso.

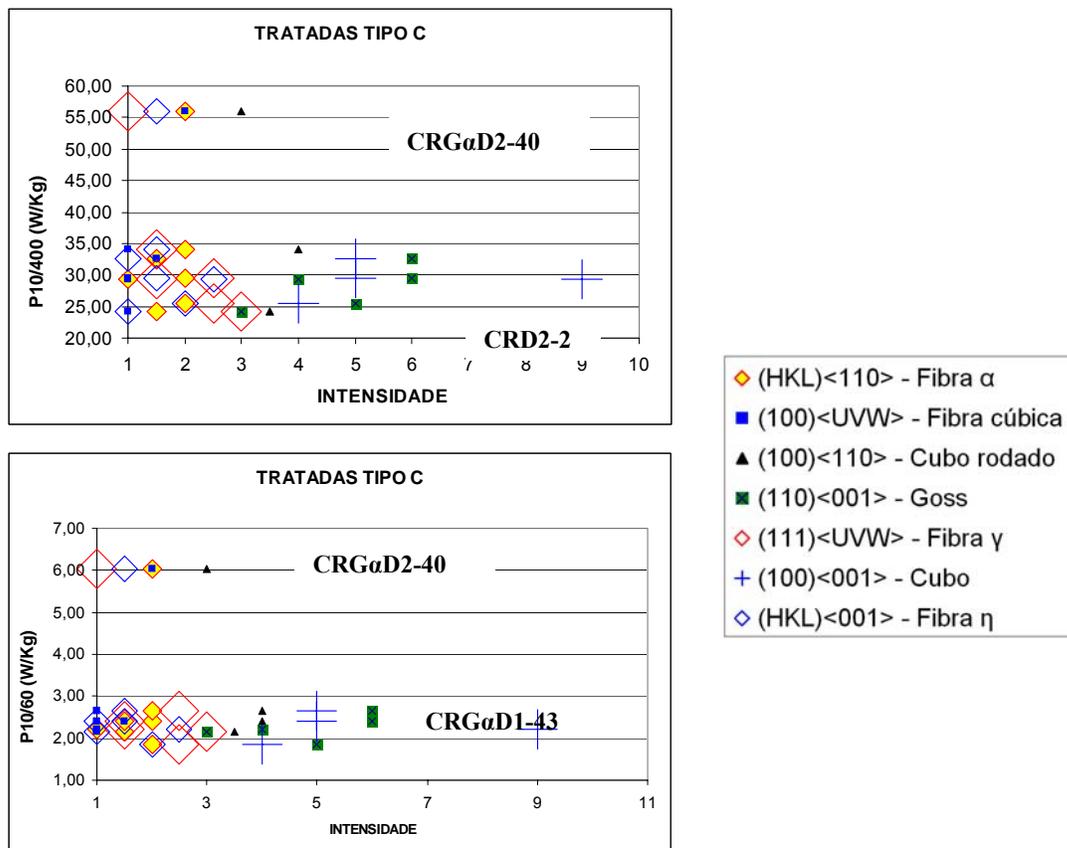


FIG. 5.16 Gráfico relacionando as perdas magnéticas com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras tratadas do tipo

C)

Pode-se observar pelos gráficos das amostras tratadas do tipo C (FIG. 5.16), que a menor perda foi diferente em cada frequência.

Na frequência de 60 Hz, a menor perda teve presente a componente Goss de nível 5, Cubo de nível 4, fibra γ de nível 2,5 e fibra α e fibra η ambas de nível 2. Na frequência de 400 Hz houve presença de Cubo rodado de nível 3,5, Goss e fibra γ de nível 3 e fibra α de nível 1,5. Para ambas as frequências a menor perda não pode ser justificada pela textura, pois amostras com melhores texturas tiveram perdas maiores. Portanto na frequência de 60 Hz a menor perda se explica pela maior resistividade elétrica apresentada pela amostra CRG α D1-43 como pode ser observado no gráfico da FIG. 4.31.

As perdas intermediárias tiveram componente cubo rodado de nível 4, fibra α de nível 2, fibra η e fibra γ ambas de nível 1,5.

A maior perda teve presente componente cubo rodado de nível 3, fibra α e fibra cúbica ambas de nível 2 e fibra η de nível 1,5. Pelas componentes presentes e suas intensidades pode ser justificada a maior perda pela análise de textura cristalográfica, pois não houve presença nem da componente cubo e nem da componente Goss.

Polarização Magnética

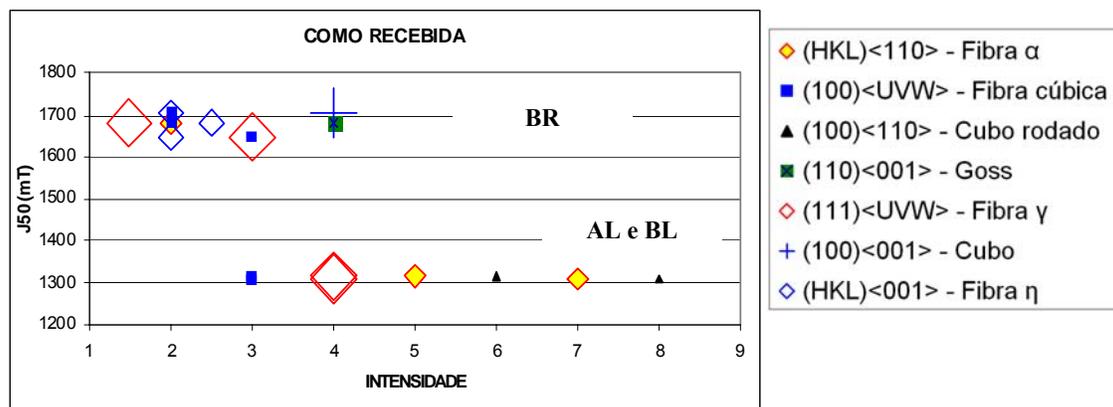


FIG. 5.17 Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras como recebida)

Analisando as amostras como recebida, percebe-se que na menor polarização tiveram presentes componentes não muito favoráveis às propriedades magnéticas tais como: cubo rodado de nível 8, fibra α de nível 7, fibra γ de nível 4. Na maior polarização tiveram

presentes as componentes Goss e Cubo, ambas de nível 4 e fibra cúbica e fibra η , ambas de nível 2.

Pode-se considerar com isso, que tanto a menor polarização quanto a maior polarização podem ser explicadas pela análise de textura cristalográfica o que confirma o que foi dito por CUNHA e PAOLINELLI (2002) e CAMPOS e TSCHIPTSCHIN (1998) dizendo que a polarização de saturação J_{50} é influenciada diretamente pela orientação cristalográfica.

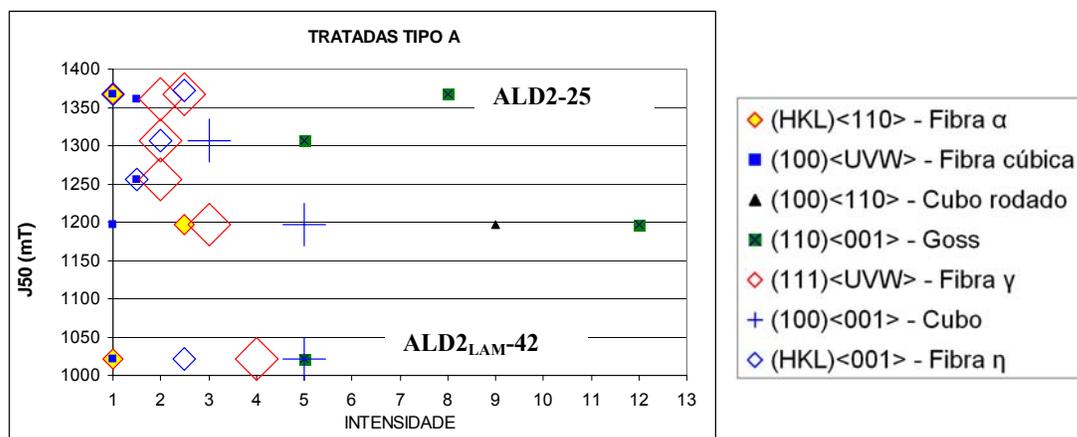


FIG. 5.18 Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras do tipo A)

Nas amostras do tipo A, a menor polarização teve componente Goss e cubo ambas de nível 5, fibra γ de nível 4 e fibra η de nível 2,5. A maior polarização teve componente Goss de nível 8, fibra η e fibra γ ambas de nível 2,5.

Pode-se considerar com isso, que tanto a menor polarização, com a presença mais intensa de componente γ apesar de ter alta componente Goss, quanto a maior polarização, com a maioria das orientações favoráveis às propriedades magnéticas, podem ser explicadas pela análise de textura cristalográfica.

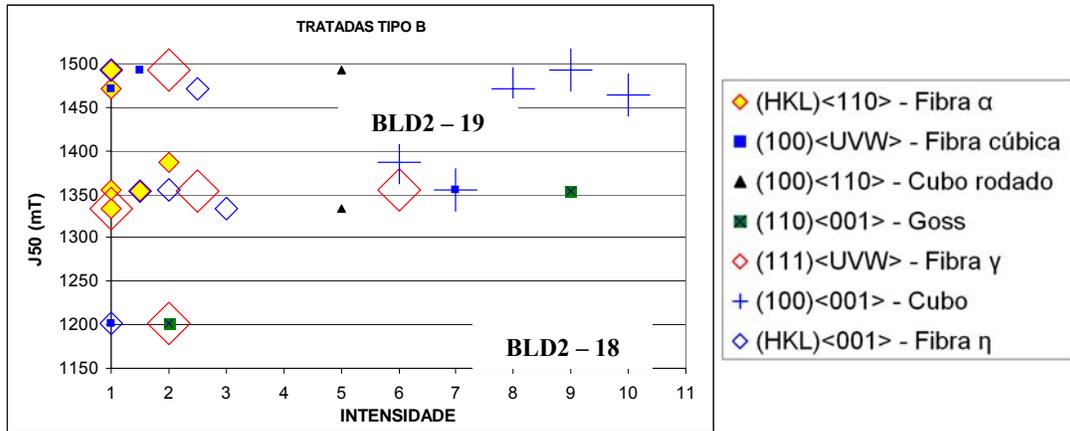


FIG. 5.19 Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras do tipo B)

Nas amostras do tipo B, a menor polarização teve componente Goss e fibra γ ambas de nível 2. A maior polarização teve componente Cubo de nível 9, fibra γ de nível 2 e fibra cúbica de nível 1,5.

Pode-se considerar com isso, que tanto a menor polarização, com baixa intensidade de Goss e presença de fibra γ , quanto a maior polarização, tendo a maioria de suas orientações favoráveis às propriedades magnéticas e ainda com baixa fibra γ , podem ser explicadas pela análise de textura cristalográfica.

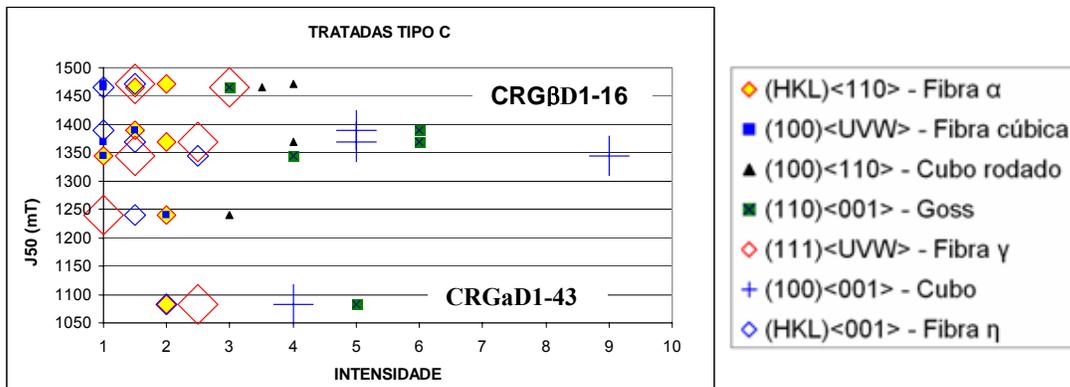


FIG. 5.20 Gráfico relacionando as induções de saturação magnética J_{50} com as fibras e componentes de textura que mais influenciam nas propriedades magnéticas (amostras do tipo C)

Nas amostras do tipo C, a menor polarização teve componente Goss de nível 5, componente Cubo de nível 4, fibra γ de nível 2,5 e fibra α e fibra η ambas de nível 2. A maior polarização teve a componente Cubo rodado de nível 4, fibra α de nível 2 e fibra γ e η ambas de nível 1,5.

Pode-se considerar com isso, que a menor polarização com a presença de considerável componente Goss, componente γ não tão alta e ainda presença de fibra α e fibra η não pode ser explicada pela textura sendo explicada sim pelo maior teor de Si+Al que segundo BOZORTH (1951) reduzem a polarização de saturação magnética. A maior polarização, como na menor polarização, também não pode ser explicada pela análise de textura, mas pelo menor teor de Si+Al (3,01%) que favoreceu em uma maior polarização magnética de saturação vide TAB. 4.20.

5.6.4 ENERGIA DE ANISOTROPIA MAGNETOCRISTALINA VERSUS POLARIZAÇÃO MAGNÉTICA

Conforme a seção 2.6.2 tem-se que existe uma boa correlação entre B_{50}/B_S e E_a com materiais de composição química diferente, sendo assim, para melhorar a análise da medida de polarização magnética em função da textura foi feita a relação entre J_{50}/J_S com E_a .

Para o cálculo da energia de anisotropia magnetocristalina foi utilizado somente o primeiro termo da equação 2.13 sendo adotada a constante de anisotropia magnetocristalina (K_1) igual a $4,8 \times 10^4 \text{ J/m}^3$.

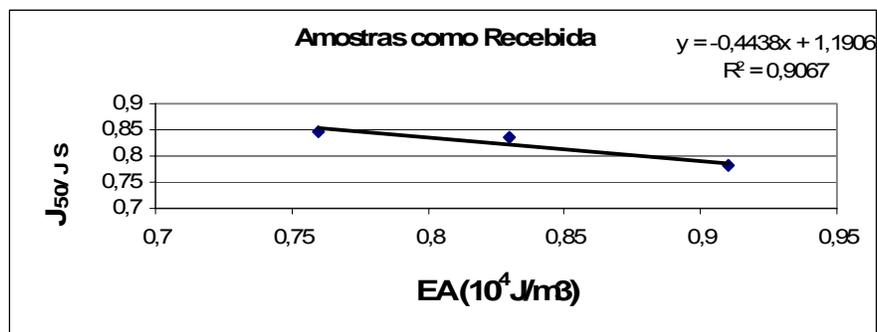


FIG. 5.21 J_{50}/J_S versus E_a das amostras como recebida

Nas amostras como recebida no estado recozida observa-se uma boa correlação entre J_{50}/J_S e E_a onde a menor energia significou maior polarização.

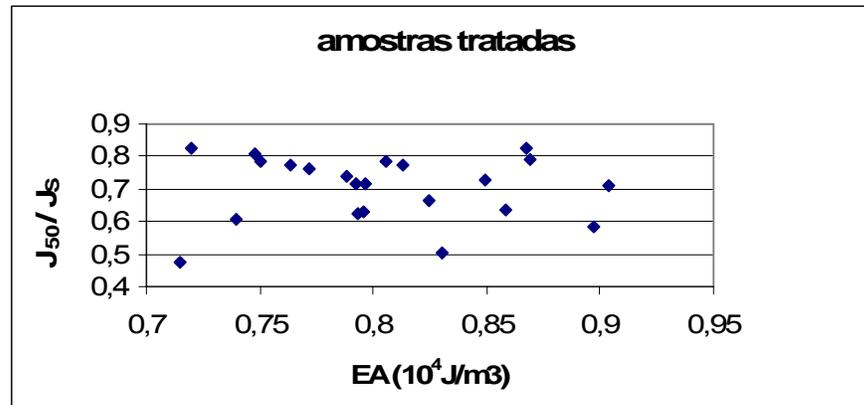


FIG. 5.22 J_{50}/J_S versus E_a das amostras tratadas

Nas amostras tratadas observou-se nenhuma correlação entre E_a e J_{50}/J_S , isto pode ser explicado pela influência da superfície que não estava plana, mas sim com pequenas ondulações, empenamentos, que provocam degradação das propriedades medidas (TALARICO, 1977). Além disso, o longo tempo no forno em temperaturas altas pode gerar oxidação interna e/ ou nitretação das tiras. Esta ocorrência aumenta a força coerciva da região afetada acarretando um aumento da perda total. Quanto mais grossa e irregular a camada de oxidação ou nitretação na superfície da chapa mais danoso será o efeito sobre as propriedades magnéticas. Para confirmar esta conclusão foi feita somente a relação de E_a com J_{50}/J_S entre as amostras que ficaram planas após o tratamento de difusão (amostras de nomenclatura “BLD”).

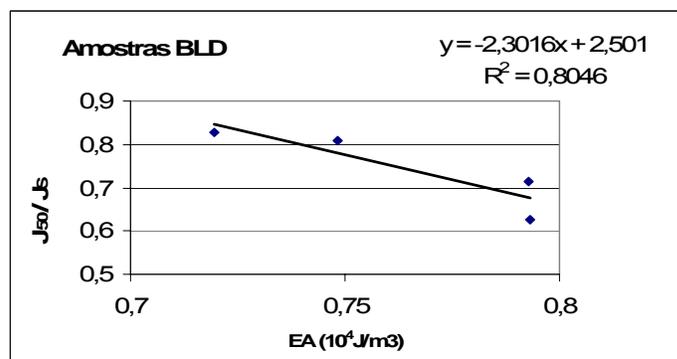


FIG. 5.23 J_{50}/J_S versus E_a das amostras tratadas do tipo BLD

Conforme a FIG. 5.23 observa-se que houve uma correlação não tão boa quanto as amostras como recebida mas considerável sendo deste modo verdadeira a conclusão da presença de empenamentos nas amostras serem o motivo de haver dispersão aleatória entre E_a e J_{50}/J_s .

5.7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho teve como objetivo principal otimizar as propriedades magnéticas com o aumento do teor de Si e Al em dois tipos de aços elétricos: um com 3,2%Si e outro com 0,8%Si, através do processo de imersão a quente em banho fundido de uma liga cuja composição era Al com 25% de Si, seguido de tratamento térmico de difusão. Com isso, pretendia-se diminuir as perdas totais desses aços aumentando sua eficiência quando aplicados em motores elétricos, principalmente os que trabalham em alta frequência. Além disso, esse processamento foi otimizado pela inserção de um tratamento termomecânico no material recebido como recozido para aperfeiçoamento de textura, consistindo em uma laminação de encruamento de 5%, seguida de recozimento a 1000°C por 15min e por último uma laminação de 30%. Após a realização desses processos foi feita a caracterização do material nos seguintes itens:

- Microestrutura, através de MO para verificar tamanhos de grão, fase e tipo de estrutura;
- Textura cristalográfica pela técnica de difração de raios-x;
- Propriedades mecânicas com ensaio de tração;
- Propriedades magnéticas pelo equipamento medidor Brokhauss;
- Difusão do Si e Al ao longo da espessura da chapa através da técnica de EDS do MEV.

O último passo do trabalho foi discutir os resultados da caracterização fazendo relação dos parâmetros de processo com a difusão, com as propriedades magnéticas e com a textura cristalográfica. Discutindo ainda sobre a influência do Si e Al nas propriedades magnéticas e nas propriedades mecânicas, a relação do tamanho de grão com as perdas, comparação das

propriedades magnéticas entre o material da Brasmetal (tipo C) tratado e o da ArcelorMittal (tipos A e B) como recebido e por último a análise de textura cristalográfica das amostras tratadas relacionando-a com as propriedades magnéticas.

Os resultados e discussões podem ser resumidos através dos seguintes pontos:

A imersão a quente foi realizada com sucesso proporcionando uma camada de revestimento capaz de proporcionar a difusão de silício e alumínio;

Foi observado que a temperatura de imersão de 850°C proporcionou maiores espessuras de revestimentos e que o tempo de imersão não exerceu influência sobre elas. Constatou-se que as amostras AL tiveram as espessuras maiores em relação às outras;

A espessura de revestimento não apresentou uma relação de proporcionalidade com a difusão de Al e Si, devido a formação de camadas intermetálicas geradas pela interação entre o Fe da chapa e a liga fundida. Estas camadas possivelmente dificultaram a difusão por proporcionarem variados gradiente de Si e Al o que faz diminuir a velocidade de difusão;

Sobre a difusão pode-se destacar que o teor de Si obtido ficou abaixo do projetado que era de 6,5% de Si, sendo alcançado em média um teor de 4,5%Si. Houve diminuição das perdas parasíticas, porém o empenamento gerado pelo tratamento de difusão proporcionou maiores perdas nas outras parcelas e, além disso, o fator microestrutural como a presença de precipitados também faz aumentar esta medida de perda mais precisamente a parcela histerética.

O tratamento para aperfeiçoamento de textura foi realizado com sucesso produzindo orientações favoráveis às propriedades magnéticas tais como Goss e Cubo, sendo esta melhora de textura mais acentuada para as amostras do tipo C. Esse tratamento proporcionou menores perdas para as amostras do tipo C e maiores induções para as do tipo B e C;

A laminação posterior a imersão a quente foi positiva na obtenção de texturas favoráveis às propriedade magnéticas, diminuindo a fibra γ , intensificando ou fazendo surgir Goss e ainda aumentando a intensidade das fibras η e cúbica. Essa mesma laminação foi favorável na obtenção de menores perdas e maiores induções, sendo mais evidente para as amostras do tipo C;

Os testes de perdas realizados a 400 Hz apresentaram parcela de perda parasítica maior que os feitos nas frequências de 50 e 60 Hz;

Observou-se durante os testes preliminares de avaliação do tratamento para difusão, que o

silício e alumínio começaram a se difundir a partir da temperatura de 900°C;

A temperatura de imersão a quente influenciou na polarização magnética: a imersão realizada na temperatura de 850°C apresentou melhor resultado desta propriedade do que a de 900°C;

Para todas as amostras tratadas, observou-se que maiores teores de Si e Al fizeram a polarização de saturação diminuir e tornaram o material frágil mecanicamente;

O baixo teor de Si inicial do material do tipo C, promoveu durante o tratamento para difusão uma textura com intensa presença da componente Cubo rodado. Isto pode estar relacionado à textura de transformação γ para α ;

A influência da textura cristalográfica sobre a polarização J_{50} é mais acentuada para as amostras em cujo teor de Al+Si foi de até 8%. Nos materiais com teores superiores a este valor verificou-se que o efeito das adições de Al+Si sobre a polarização foi preponderante em relação ao efeito da textura, tornando sua contribuição sem impacto;

As adições de Al e Si, nas amostras que tinham 3,2% de Si, produziram menores perdas totais em relação ao material como recebido (AR e BR) nos ensaios realizados na frequência de 400 Hz. A maior redução observada nas perdas foi de 17%;

As amostras da Brasmetal tiveram, em geral, suas propriedades magnéticas inferiores as da Arcelor, porém as perdas podem ser melhoradas caso se consiga, através de algum processamento, impedir que o tamanho de grão cresça durante o tratamento de difusão;

Conforme revisão bibliográfica estes aços de alto silício e alumínio são importantes nas aplicações que requerem alta frequência, tais como: motores de tração; motores de ar condicionado e ainda em motores elétricos de automóveis. Esses aços ainda podem ter aplicação na indústria automobilística nos sistemas de freio elétrico e sistemas de direção com acionamento elétrico tendo em vista a economia de combustível e a redução de emissão de gases poluentes.

6 CONCLUSÕES

De posse dos os resultados e discussões obtidos neste trabalho as seguintes conclusões podem ser apontadas:

- ▶ A espessura de revestimento não exerceu influência sobre a difusão devido à formação de camadas intermetálicas que possivelmente fizeram diminuir a velocidade de difusão;
- ▶ A temperatura de imersão de 850°C proporcionou maiores espessuras de revestimentos e o tempo de imersão não exerceu influência sobre elas;
- ▶ A temperatura de imersão de 850°C favoreceu menores perdas e maiores induções de saturação;
- ▶ O tratamento para aperfeiçoamento de textura produziu orientações favoráveis às propriedades magnéticas tais como Goss e Cubo, sendo que esta melhora foi mais acentuada para as amostras do tipo C;
- ▶ O tratamento para aperfeiçoamento de textura proporcionou menores perdas para as do tipo C e maiores induções para as do tipo B e C;
- ▶ A laminação após a imersão a quente proporcionou diminuição da fibra γ , tanto para as amostras do tipo B quanto para as do tipo C, e intensificou as fibras η e cúbica para o material B;
- ▶ A laminação após a imersão a quente atuou positivamente na obtenção de menores perdas e maiores induções, este efeito foi mais intenso nas amostras do tipo C;
- ▶ As adições de Al e Si proporcionaram a diminuição das perdas parasíticas em ambas as frequências de teste (60 Hz e 400 Hz), tornaram o aço frágil mecanicamente e, ainda, atuaram na redução da polarização de saturação;
- ▶ A textura das amostras do tipo C apresentou componente Cubo rodado o que pode ser relacionado a transformação de fase de austenita para ferrita durante o tratamento de difusão;
- ▶ A textura exerceu maior influência sobre a polarização J_{50} do que a adição de Al e Si para teores de Al+Si de até 8%, acima desse valor as adições de Al e Si são determinantes para essa propriedade fazendo diminuir sua intensidade;

- ▶ O empenamento apresentado pelas amostras com o tratamento de difusão proporcionou maiores perdas sobrepondo o efeito da diminuição das perdas parasíticas com as adições de Al e Si;
- ▶ As adições de Al e Si, nas amostras que tinham 3,2% de Si (AR e BR), produziram menores perdas totais em relação ao material como recebido nos ensaios realizados na frequência de 400 Hz. Sendo 17% a maior redução de perdas observada.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ▶ Estudar a evolução da textura ao longo do tratamento de difusão verificando as orientações dos núcleos que surgem na recristalização e relacioná-las com o tratamento de aperfeiçoamento de textura.
- ▶ Na tentativa de se entender melhor os efeitos dos parâmetros de processo, tamanhos de grão, textura e difusão de Si e Al sobre as perdas. Pode ser realizada a separação das de todas as parcelas de perdas para melhor estudar os efeitos dos itens anteriores sobre essa propriedade magnética.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALDAREGUIA, J. M.; ROSALES, C. G.; SEVILLANO, J. G. **Si enrichment of convencional electrical steel by means of physical vapour deposition.** Scripta Materialia, vol. 41, nº7, pp. 729-735, 1999.
- ACESITA “**Processo de fabricação de aços elétricos**” [on line]. Disponível em http://www.acesita.com.br/interno.php?area=produtos_servicos_fluxo_producao [capturado em 25 de maio de 2004].
- ANAYI, A.; MOSES, A. J. and JENKINS, K. **Effect of aluminum diffusion into electrical steel on power loss under flux distortion conditions.** Journal Magn. Mater., vol. 254-255, pp. 36-38, 2003.
- ARAI, K.I.; ISHIYAMA, K. **Recent development of new soft magnetic materials.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v.133, p.233-237, 1994.
- ASTIE, B.; PORTESEIL, J. L.; DEGAUQUE, J.; VERGNE, R. **Influence of the dislocation structures on the magnetic and magnetomechanical.** Properties of High-Purity Iron. IEEE Transactions on Magnetics, v. 17, n.6, p. 2929-2931, 1981.
- BAILEY, J. E.; HIRSCH, P. B. **The recrystallization process in some polycrystalline metals.** Philosophical Magazine, vol. 267, p. 11-30, 1962.
- BARNETT, M. R.; JONAS, J. J. **Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels.** ISIJ International, v. 37, n. 7, pp. 697-705, 1997.
- BARRETT, C. S. **Structure of Metals.** McGraw-Hill, N.Y., 1952.
- BARROS, J.; ROS-YÁÑEZ, T.; VANDENBOSSCHE, L.; DUPRE, L.; MELKEBEEK, J. and HOUBAERT, Y. **The effect of Si and Al concentration gradients on the mechanical and magnetic properties of electrical steel.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 290-291, p. 1457-1460, 2005.

- BARROS, J.; ROS-YÁÑEZ, T; FISCHER, O.; SCHNEIDER, J. and HOUBAERT, Y. **Texture development during the production of high Si steel by hot dipping and diffusion annealing.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 304, p. e614–e616, 2006.
- BARROS, J.; ROS-YÁÑEZ, T; WULF, M. de; L.; HOUBAERT, Y. **Magnetic Properties of Electrical Steel with Si and Al Concentration Gradients.** IEEE Transactions on Magnetics, vol. 40, N^o. 4, p. 2321-2324, July, 2004.
- BARROS, J.; SCHNEIDER, J.; HOUBAERT, Y. **Assessment of Si and Al diffusion for the production of high Si and high Si-Al electrical steel.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 320, p. 389-392, 2008.
- BECK, P.A. **The formation of recrystallization nuclei.** Journal of Applied Physics, vol. 20, p. 633-634, 1949.
- BITTER, F. **Introduction of Ferromagnetism.** Mac Graw-Hill, p. 213, 1937.
- 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.
- BOZORTH, R. M. **Ferromagnetism,** New York, Van Nostrand, 1951.
- BUTRON-GUILLÉN, M. P.; VIANA, C. S. da C.; JONAS, J. J. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 28A, p. 1755, 1997.
- CAMPOS, M. F. de **Microestrutura, textura e propriedades magnéticas em Aços Elétricos.** Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.
- CAMPOS, M. F. de; LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R; CHAGAS, F. C.; FALLEIROS, I. G. S.; FRONZAGLIA, G. C.; KAHN, H. **Effect of the hot band grain size and intermediate annealing on the deformation and recrystallization textures in low silicon electrical steels.** ISIJ International, v. 44, p. 591-597, 2004.
- CAMPOS, M. F. de; TSCHIPTSCHIN, A. P. **Microestrutura e textura de Aços Elétricos GNO.** III Congresso Brasileiro de Eletromagnetismo, São Paulo, outubro 1998.

- CHANG, L.; HWANG, Y.-S. **A study of Static recrystallization in 1.3%Si electrical steel after hot rolling and annealing.** China Steel Technical Report, n°11, p. 1-9, 1998.
- CHEN, C.-W. **Magnetism and Metallurgy of soft Magnetic Materials.** New York, Dover Publications, Inc., Nova York, p. 571, 1986.
- CHIN, G. Y.; WERNICK, J. H. **Soft magnetic metallic materials.** In: E.P. WOHLFARTH, Ferromagnetic materials, Amsterdam, North- Holland, v.2, p. 55-188, 1980.
- CHRISTIAN, J. W. **The Theory of Transformations in Metals and Alloys.** Pergamon, Oxford, 1965.
- CROTTIER-COMBE, S.; AUDISIO, S.; DEGAUQUE, J; TREMOLET de LACHEISSERIE, E. du and PORTESEIL, J.L. **Si-Al enriched Fe based sheets by chemical vapour deposition: Evolution of magnetoelastic properties.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 161, p. 292-298, 1996.
- CUNHA, M. A.; LUNA, P. C. **Textura e Anisotropia do Aço Silício.** Anais de 55º Congresso da ABM, São Paulo, SP, CD-ROM, pp. 1506-1510, 2000.
- CUNHA, M. A. da **Efeito da adição de Mn e Al no aço 3,2% Si.** Anais de 55º Congresso da ABM, São Paulo, SP, CD-ROM, pp. 1404-1408, 2000.
- CUNHA, M. A. da; PAOLINELLI, S. da C. **Effect of the Annealing Temperature on the Structure and Magnetic Properties of 2%Si Steel.** Materials Research, vol. 5, No. 3, pp. 373-378, 2002.
- CUNHA, M. A. da; PAOLINELLI, S. da C.; CÉSAR, das G. M. M. **Avanço na produção de Aço Silício de Grão Não Orientado na ACESITA.** Anais do 56º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, MG, CD-ROM, pp. 1592-1600, 2001.
- CUNHA, M. A.; PAOLINELLI, S. da C. **Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 254-255, pp. 379-381, 2003.
- CUNHA, M. A.; PAOLINELLI, S. da C. **Low core loss non-oriented silicon steels.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 320, pp. 2485-2489, 2008.

DIFERRO. Disponível em: <<http://www.diferro.com.br>>. Acesso em: 05/12/2007.

DILLAMORE, I. L.; MORRIS, P. L.; SMITH, C. J. E.; HUTCHINSON, W. B. **Transition Bands and Recrystallization in Metals**. Proceedings of Royal Society of London A, v. 329, p.405-420, 1972.

DOHERTY, R. D. **Recrystallization of Metallic Materials**. Ed. By Frank Haessner. Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1978.

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.

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.

HAIJI, H.; OKADA, K.; HARATANI, T.; ABE, M. and NINOMIYA, M. **Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 160, p. 109–114, 1996.

HANSEN, N. **Cold deformation microstructures**. Materials Science and Technology, v.6, pp. 1039-1047, 1990.

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

HEESEMAN, A.; SCHMIDTKE, E.; FAUPEL, F. **Aluminum and silicon diffusion in Fe-Cr-Al alloys**. Scripta Materialia, vol.40, N°5, pp. 517-522, 1999.

HÖLSCHER, M.; RAABE, D.; LÜCKE, K. **Rolling and recrystallization textures of bcc steels**. Steel Research 62, no12, pp. 567-575, 1991.

HOUBAERT, Y. and ROS-YÁÑEZ, T. EU Patent EP 1 260 598 A1 (2002).

- HOUBAERT, Y.; ROS-YÁÑEZ, T.; MONSALVE, A.; BARROS, J. L. **Texture evolution in experimental grades of high-silicon electrical steel.** Physica B, 384, P. 310–312, 2006.
- HU, H. Annealing of Silicon – Iron Single Crystals. **In Recovery and Recrystallization of Metals.** Ed. Himmel. Iterscience Publishers, New York, pp. 311-378, 1963.
- HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena.** Pergamon, U.K., 1996.
- 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.
- INAGAKI, H. **Stable End Orientations in the Rolling Textures of the Polycrystalline Iron.** Z. Metallkde., Bd. 78, H.6, p. 431-439, 1987.
- INFOMET “**Diagrama de fase Al/Si**” [on line]. Disponível em http://www.infomet.com.br/diagramas-fases-ver.php?e=mostrar&id_diagrama=53&btn_filtrar=Ok [capturado em 12 de janeiro de 2010].
- KALLEND, J. S. **Determination of the orientation distribution from pole figure data.** In: U. F. KOCKS, C. N. TOMÉ and H.-R. WENK. Texture and Anisotropy. Cambridge, U.K., Cambridge University Press, 1998, p. 102-125.
- KALLEND, J. S.; KOCKS, U. F.; ROLLETT, A. D.; WENK, H.-R. **Operational texture analysis.** Mat. Sci. Tech. A, v. A132, p. 1-11, 1991. (corrected version)
- KASAMA, A. H.; RAMIRES, H. O. R.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA, W. J. F. e BOLFARINI, C. **Propriedades Magnéticas da Liga Fe-3%Si-3,5%Al Conformada Por Spray.** Anais do 59º Congresso da ABM, Internacional, São Paulo, CD-ROM, p.1707-1713, 2004.

- KASAMA, A.H.; BOLFARINI,C.; KIMINAMI, C.S. and BOTTA FILHO, W.J. **Magnetic properties evaluation of spray formed and rolled Fe-6.5 wt.% Si-1.0 wt.% Al alloy.** Materials Science and Engineering A, 449-451, p.375-377, 2007.
- KEH, A. S.; WEISSMANN, S. **Deformation Substructure in Body-Centered Cubic Metals.** p.231 a 300 in Electron Microscopy and Strength of Crystals, Interscience Pub, Ed. G. Thomas e J. Washburn, 1963.
- KESTENS, L; JONAS, J. J.; VAN HOUTTE, P.; AEMOUDT, E. **Orientation Selective Recrystallization of Nonoriented Electrical Steels.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, p. 2347-2358, 1996.
- LANDGRAF, F. J. G. **Propriedades de aços para fins elétricos.** Rede Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, p.109-128, 2002.
- LANDGRAF, F. J. G.; FERREIRA, E. D. **Mais Resultados acerca do Crescimento de Grão Induzido por Deformação em Aço Baixo Carbono.** 51º Congresso Anual da ABM, 1996.
- LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R.; CHAGAS, F. C.; CAMPOS, M. F. de; FALLEIROS, I. G. S. **The origin of grain size inhomogeneity in semi-processed electrical steels.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 215-216, p. 92-93, 2000.
- 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.
- LESLIE, W. C.; WALTON, C. S.; DOTSON. C. L.; RICKETT .R. L. **Solution and Precipitation of Aluminum Nitride in Relation to the Structure of Low Carbon Steels.** Transaction of the ASM, v. 46, p. 1470-1499, 1954.
- LITTMANN, M. F. **Iron and silicon-iron alloys.** IEEE Trans. Magn., v. MAG-7, n.1, p. 48-60, 1971.
- MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. **Recent developments of non-oriented electrical steel sheets.** IEEE Trans. Magn., v. MAG-20, n. 5. pp. 1533-1538, 1984.

- MCCURRIE, R. A. **Ferromagnetic Materials - Structure and Properties**. London, Academic Press, 1994.
- MOSES, F. A. J. and THURSBY, G. J. **Improvement of magnetic properties of electrical steels using a surface diffusion technique**. J. Mater. Sci., vol. 18, p. 1657–1665, 1983.
- NUNES, Á. P.; GUIMARÃES, G.C.; ELEUTÉRIO, H. L.; SPITALE, M. C.; MANSUR, A. A. P., MANSUR, H. S. **Caracterização de aços elétricos especiais de GNO aplicados a motores e equipamentos elétricos**. In: Congresso Anual da ABM, 61º, Rio de Janeiro. Anais, CD, p. 4075-4084, 2006.
- ODA, Y.; KOHNO, M. e HONDA, A. **Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 320, p. 2430-2435, 2008.
- PAOLINELLI, S. da C; CUNHA, M. A. da **Efeito da Temperatura de Acabamento sobre a estrutura e as Propriedades Magnéticas de um Aço grão Não Orientado com 1,3%Si**. Anais do 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, RJ, CD-ROM, p.2229-2235, 2003.
- PARK, J.-T.; SZPUNAR, J. A. **Effect of initial grain size on texture evolution and magnetic properties in nonoriented electrical steel**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials., 321, pp. 1928-1932, 2009.
- PARK, J.-T.; SZPUNAR, J. A. **Evolution of recrystallization texture in nonoriented electrical steels**. Acta Materialia, no. 51, pp. 3037-3051, 2003.
- RAABE, D.; LUCKE, K. **Annealing textures of bcc metals**. Scripta Metallurgica et Materialia, vol.27, pp. 1533-1538, 1992.
- RAY, R. K.; JONAS, J. J. **Transformation textures in steels**. International Materials Reviews, v. 35, n. 1, p. 1- 36, 1990.
- 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.

- REZENDE, J. E.; PAOLINELLI, S. da C.; CUNHA, M. A.; GODEFROID, L. B.; COTA, A. B. **Evolução da estrutura e textura com a temperatura de acabamento de um aço GNO com 1,3%Si.** Anais do 59º Congresso Anual da ABM Internacional, São Paulo, SP, CD ROM, pp.1697-1705, 2004.
- ROE, R. J.; **"Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials.** J.Appl.Phys.36:2024-2044, 1965.
- ROS-YÁÑEZ, T. and HOUBAERT, Y. **Evolution of Magnetic Properties and Microstructure of High-Silicon Steel During Hot Dipping and Diffusion Annealing.** IEEE Transactions on Magnetics, vol. 38, N^o. 5, p. 3201-3203, September, 2002.
- ROS-YÁÑEZ, T. WULF, M. de and HOUBAERT, Y. **Influence of the Si and Al gradient on the magnetic properties of high-Si electrical steel produced by hot dipping and diffusion annealing.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 272–276, p. e521–e522, 2004b.
- 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.
- ROS-YÁÑEZ, T.; HOUBAERT, Y.; FISCHER, O. and SCHNEIDER, J. **Thermomechanical Processing of High Si-Steel (Up to 6.3% Si).** IEEE Transactions on Magnetics, vol. 37, N^o. 4, p. 2321-2324, July, 2001.
- ROS-YÁÑEZ, T.; RUIZ, D., BARROS, J. and HOUBAERT, Y. **Advances in the production of high-silicon electrical steel by thermomechanical processing and by immersion and diffusion annealing.** Journal of Alloys and Compounds 369, p. 125-130, 2004a.
- RUIZ, D.; ROS-YÁÑEZ, T.; VANDENBERGHE, R. E.; GRAVE, E. De; WULF, M. De and HOUBAERT, Y. **Magnetic properties of high silicon steel with variable ordering obtained through thermomechanical processing.** Journal of Applied Physics, vol. 93, N^o10, p. 7112–7114, 2003.
- SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; IRIE, T.; MATSUMURA, K.; NAKAMURA, H.; SHONO, Y. **Non oriented Si-Steels Useful for Energy Efficient Electrical Apparatus.** In: Energy Efficient Electrical Steels, p.193-204, 1981.

- SHIMANAKA, H.; ITO, Y.; MATSUMURA, K.; FUKUDA, B. **Recent development on non-oriented electrical steel sheets.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v.26, p. 57-64, 1982.
- TALARICO, M. L. **Resistividade elétrica no aço silício.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 1977.
- TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F. de; LANDGRAF, F. J. G.; FALLEIROS, I. G. S.; CHAGAS, F. C.; PINTO, A. L.; VIANA, C. S. da C.; KAHN, H.; FRONZAGLIA, G. C. **Regiões de Grãos de Mesma Orientação em Aços Elétricos com 1,25% Si Recristalizados.** Contribuição apresentada no 55º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 2000.
- TSCIPTSCHIN, A. P.; SANTOS, C. P. dos; CUNHA, M. A. da; LIMA, N.B. de **Influência da taxa de deformação na textura de um aço silício de grão não orientado.** Anais do 55º Congresso da ABM, Rio de Janeiro, RJ, CD-ROM, p.1461-1470, 2000.
- VAN HOUTTE, P. **Some recent developments in the theories for deformation texture prediction.** In: International Conference on Textures of Materials. 7., The Netherlands, 1984. Proceedings. Zwijndrecht, The Netherlands, Netherlands Society for Materials Science, p. 7-23, 1984.
- 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.
- YASHIKI, H.; KANEKO, T. Effect of hot-band annealing on anisotropy of magnetic properties in low-Si semi-processed electrical steels. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 112, p. 200-202, 1992.