

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

IGOR CUZZUOL DOS SANTOS

**MODELO COMPUTACIONAL DE PREVISÃO DE
EMBUTIBILIDADE EM UM AÇO LIVRE DE INTERSTICIAIS**

**Rio de Janeiro
2015**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

IGOR CUZZUOL DOS SANTOS

**MODELO COMPUTACIONAL DE PREVISÃO DE
EMBUTIBILIDADE EM UM AÇO LIVRE DE INTERSTICIAIS**

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

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

Rio de Janeiro
2015

c2015

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 o poderá incluir 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(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

620.17	Santos, Igor Cuzzuol dos
S237m	Modelo computacional de previsão de embutibilidade em um aço livre de intersticiais / Igor Cuzzuol dos Santos, orientado por Luiz Paulo Mendonça Brandão – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2015.
	118p.: il.
	Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2015.
	1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Resistência dos materiais. 3. Aço. I. Brandão, Luiz Paulo Mendonça. II. Título. III. Instituto Militar de Engenharia.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

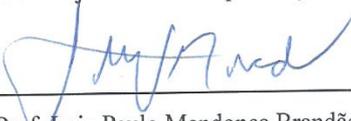
IGOR CUZZUOL DOS SANTOS

**MODELO COMPUTACIONAL DE PREVISÃO DE
EMBUTIBILIDADE EM UM AÇO LIVRE DE INTERSTICIAIS**

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

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

Aprovada em 02 de junho de 2015 pela seguinte Banca Examinadora:



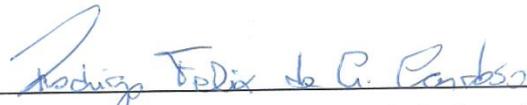
Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C. do IME - Presidente



Prof. Anderson dos Santos Paula - D.C. do IME



Prof. Alaelson Vieira Gomes – D.C. do IME



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

Rio de Janeiro

2015

Dedico este trabalho ao meu irmão Vitor.

AGRADECIMENTOS

A Deus e nosso Senhor Jesus Cristo.

À minha amada mãe Vera, por todo o amor, carinho e aprendizado. Ao meu pai, pelos ensinamentos de vida. Aos meus irmãos Vitor e Caio, pelas bagunças e pelo companheirismo. Aos meus avós, por toda a ajuda imensurável, amor e afeto desde sempre. Ao Cris, pelos conselhos, incentivo e todo o carinho sempre prestado. À Taiz, pelo amor de uma vida inteira! Ao Tio Daniel, à Tia Rose, ao Danilo, e a toda a minha família, meu muito obrigado!

Agradeço, também, ao meu orientador, incentivador e grande mestre Prof. D.C. Luiz Paulo Brandão. Por todos os ensinamentos, companheirismo, acolhida, convivência e grande profissionalismo nesses dois anos de muito aprendizado.

Ao Prof. D.C. Leonardo Godefroid, por ser o grande motivador do meu mestrado, e por tantos ensinamentos e pelas lições de vida que a mim foram transmitidos.

Aos professores D.C. Andersan dos Santos Paula, D.C. Alaelson Vieira Gomes e D.C. Rodrigo Félix de Araújo Cardoso, por toda a paciência e pela enorme contribuição para a conclusão deste trabalho.

Aos amigos de toda uma vida: Michelan, Bia, Carla, Alan, Palpite, Arara, Manco, Recruta, Lunático, Bulinha. À república Saudade da Mamãe, pelos ensinamentos de vida, amizades surreais, contos inesquecíveis e todos os momentos de graça alcançados. Aos amigos do laboratório que estiveram sempre presentes nessa caminhada, em especial: Zé, Bárbara, Ramón, Nicki, Simone, Talita, Ju e Rebeca.

Ao Guilherme Asakawa, pela enorme contribuição neste trabalho.

Ao Eng. Guinancio, M.Sc., da CSN, pela doação do material para o desenvolvimento do trabalho.

Obrigado ao IME e a todo o seu corpo de funcionários pela acolhida. Ao IFES/Aracruz, em especial, ao colega Jackson, por todo o suporte na realização dos diversos trabalhos práticos. Ao CBPF, em especial, à oficina mecânica, por não medir esforços em sempre ajudar os colegas de IME. Ao CEFET/RJ, em especial, à professora Cristiane Bacaltchuk, que muito contribuiu nesta pesquisa.

À CAPES, pelo suporte.

Meu muito obrigado!

"E não se diga que um instituto terrestre de ensino usual seja mais importante. A matemática, por exemplo, é um instituto da ciência, mas sem a educação do caráter é passível de transformar-se em delírio de cálculos para destruição."

Francisco Cândido Xavier

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	9
LISTA DE TABELAS.....	17
LISTAS DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	19
RESUMO	21
ABSTRACT	22
1 INTRODUÇÃO	23
1.1 Posicionamento do Estudo	23
1.2 Objetivos	25
2 REVISÃO DA LITERATURA	26
2.1 Aços Livres de Intersticiais (Aços IF).....	26
2.2 Representação Textura Cristalográfica	32
2.3 Textura em Aços IF.....	40
2.4 Efeito da Composição Química e dos Processos termomecânicos de fabricação.....	43
2.4.1 Efeito da Composição Química.....	43
2.4.2 Efeito dos Processamentos Termomecânicos	47
2.4.2.1 Reaquecimento da Placa.....	47
2.4.2.2 Laminação a quente.....	50
2.4.2.3 Laminação a frio.....	54
2.4.2.4 Recozimento.....	57
2.4.3 Comentários Finais das Influências dos Processamentos Termomecânicos sobre os valores de r.....	68
2.5 Energia de Anisotropia.....	70
2.6 Parâmetro A.....	71
2.7 Modelos de Previsão de Embutibilidade	72
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	74
3.1 Material	74
3.2 Processamento termomecânico	75
3.2.1 Laminação a frio.....	76
3.2.2 Recozimento.....	77
3.3 Caracterização	78
3.3.1 Análise microestrutural	78
3.3.2 Análise de propriedades mecânicas.....	79
3.3.3 Análise de textura cristalográfica.....	82
3.3.4 Cálculo da Energia de Anisotropia e do Parâmetro A	85
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	87
4.1 Seleção dos Parâmetros finais por meio de Processamentos Termomecânicos – Análise da Textura Cristalográfica.....	87
4.1.1 Laminação a frio.....	88

4.1.2 Recozimento.....	93
4.2 Análise Microestrutural.....	97
4.3 Propriedades Mecânicas.....	100
4.4 Energia de Anisotropia, Parâmetro A.....	103
4.4.1 Proposta do Parâmetro B.....	105
5 CONCLUSÕES.....	109
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	110
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	111
8 APÊNDICE.....	117
8.1 Ensaios Mecânicos.....	117
8.2 Programação de Linguagem do Parâmetro B.....	120
9 ANEXO.....	125
9.1 Fluxograma de Produção da Companhia Siderúrgica nacional (CSN).....	125

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG 2.1	Algumas aplicações do aço IF no setor automotivo (PINTO <i>et al.</i> , 1992).	27
FIG 2.2	Aço IF (C = 26 ppm, N = 30 ppm, Ti = 600 ppm) recozido. Grãos de ferrita poligonais. Aumento: 100x. Ataque: Klemms (COLPAERT, 2008).....	30
FIG 2.3	Aço IF (C = 26 ppm, N = 30 ppm, Ti = 600 ppm) recozido. Grãos de ferrita poligonais. A seta vermelha indica um possível precipitado de nitreto de titânio (TiN). Aumento: 250x. Ataque: Klemms (COLPAERT, 2008).	30
FIG 2.4	Gráfico Alongamento x Resistência Mecânica para diferentes tipos de ligas de aços (KRAUSS, 2005).....	31
FIG 2.5	Sequência típica de processamentos termomecânicos ao qual o aço IF é submetido (MATOS FIETO, 2013).	31
FIG 2.6	Exemplo genérico da orientação de um cristal numa placa plana. X ^c , Y ^c e Z ^c representam os eixos do cubo (VERLINDEN <i>et al.</i> , 2007).....	32
FIG 2.7	Esquema de representação de uma amostra de cobre para um conjunto de planos {hkl} por meio de figuras de polo direta (Panalytical, 2004)	34
FIG 2.8	Exemplo de construção de uma figura de polo (100). (a) Projeção estereográfica dos polos (100); (b) projeção dos polos (100) de apenas um cristal; (c) projeção dos polos (100) para um policristal sem textura; (d) projeção dos polos (100) para um policristal texturado; e (e) mapa que demonstra a distribuição de densidade dos polos (100) (VERLINDEN <i>et al.</i> , 2007).	35
FIG 2.9	Figuras de polo (100), (110) e (111) para um aço IF laminado a frio (VERLINDEN <i>et al.</i> , 2007).....	35
FIG 2.10	Definição dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 , segundo Bunge (VERLINDEN <i>et al.</i> , 2007).....	36

FIG 2.11	Figuras de polo para o cobre puro (111). a) Obtida pelo equipamento de ensaio; b) após as correções realizadas no software popLA (BOTELHO, 2012).....	38
FIG 2.12	Ábacos de indexação para $\varphi_2 = 45^\circ$, mostrando as principais orientações para materiais CCC, em função dos ângulos de Bunge (VIANA; PAULA, 2001).	39
FIG 2.13	Textura de deformação para um aço IF Ti-Nb laminado a frio com redução de 90%. (a) Típica representação de uma FDOC com seção φ_1 constante. (b) seção φ_2 constante ilustrando claramente duas das mais nítidas fibras de deformação, Fibras α e γ . (c) Ábaco apresentando as principais orientações para materiais CCC. Notação de Bunge (ENGLER; RANDLE, 2010).....	39
FIG 2.14	Fenômeno conhecido como "orelhamento" após processo de conformação (HOILE, 2000).....	41
FIG 2.15	Seção de $\varphi_2 = 0^\circ$ e 45° de um aço IF laminado 60% a frio (notação de Bunge) (BUNGE, 1982).....	42
FIG 2.16	Efeito da quantidade de carbono nos valores de r para uma gama de aços IF. As curvas representam os limites superior e inferior dos valores de r encontrados (HUTCHINSON <i>et al.</i> , 1990, apud HOILE, 2000).....	44
FIG 2.17	Efeito da quantidade de nitrogênio no valor de r para um aço IF Ti Nb e um IF Nb (HUTCHINSON, 1994).	44
FIG 2.18	Efeito da quantidade de S sobre o valor de r para dois diferentes tipos de aço IF Ti-Nb, com temperatura de reaquecimento da placa de 1100 °C (MIZUI, 1998, apud HOILE, 2000).....	44
FIG 2.19	Efeito da adição de P, Mn e Si na tensão limite de resistência à tração, ao limite de escoamento e ao alongamento percentual, e, também, nos valores de r para um aço IF Nb com 0,005 % C (HASHIMOTO <i>et al.</i> , 1981, apud HOILE, 2000).	45
FIG 2.20	Efeitos da quantidade de Cu, Ni, Cr, Sn e temperatura de reaquecimento da placa (TRP) sobre o valor de r, do alongamento percentual e da tensão limite de resistência à tração em um aço extra baixo carbono estabilizado ao Ti (YAMADA <i>et al.</i> , 1995).....	46

FIG 2.21	Gráfico do efeito da temperatura de reaquecimento em r (HOILE, 2000).	49
FIG 2.22	Efeito da quantidade de elementos de liga e temperatura de reaquecimento da placa sobre os valores de r em aços IF (HOILE, 2000).....	49
FIG 2.23	Gráficos de propriedades mecânicas (r e alongamento percentual) "versus" porcentagem do grau de redução e velocidade de laminação em um aço IF Nb com 0,005 %C (aço 1) e 0,004 %C (aço 2) (SATOH <i>et al</i> , 1984).....	51
FIG 2.24	Gráfico relacionando o efeito da temperatura de acabamento sobre o coeficiente de anisotropia médio (r) (HOILE, 2000).	52
FIG 2.25	Efeito da temperatura de bobinamento sobre a temperatura de recristalização de aços IF ao titânio, nióbio e titânio, e nióbio (YAMADA, 1985, apud PEREIRA, 1998).....	53
FIG 2.26	Efeito da temperatura de bobinamento no alongamento (Alo), tensão limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e coeficiente de anisotropia para um aço IF com 0,003 % C (HASHIMOTO, 1982, apud HOILE, 2000).....	54
FIG 2.27	Efeito da redução a frio sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços IF (TOKUNAGA <i>et al.</i> , 1985, apud PEREIRA, 1998).	55
FIG 2.28	ODF para um aço IF Ti-Nb após 70 e 85 % de laminação a frio em seções de $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge (JONAS e URABE, 1994).....	56
FIG 2.29	ODF para um aço IF Ti em seções de $\varphi_2 = 45^\circ$ com grau de redução de 80 % a frio. Notação de Roe (EMREN <i>et al.</i> , 1986).....	56
FIG 2.30	ODF's ilustrando as orientações preferenciais para amostras de aço IF Ti-Nb após laminação a frio com reduções de 70 e 85 %, que, depois, foram submetidas ao recozimento. Seções de $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge (JONAS e URABE, 1994).	57
FIG 2.31	Representação esquemática da cinética de "amolecimento" para três diferentes combinações de temperatura (VERLINDEN <i>et al.</i> , 2007).....	59
FIG 2.32	Representação esquemática da sequência de nucleação de grãos recristalizados durante o recozimento de um aço laminado a frio (HUTCHINSON, 1984).....	60

FIG 2.33	(a) Seção ODF a $\varphi_1 = 0^\circ$ e $\varphi_1 = 90^\circ$ para uma amostra de aço IF Ti laminada a frio, totalmente recristalizada (RX), recozida na temperatura subcrítica (α), intercrítica ($\alpha + \gamma$) e supercrítica (γ) e (b) principais componentes das fibras α e γ (EMREN <i>et al.</i> , 1989).....	61
FIG 2.34	Comportamento da recristalização das amostras laminadas 70 e 85 % a frio e, depois, recozidas a 720 ° C (JONAS E URABE, 1994).	62
FIG 2.35	Mudança nas intensidades de textura, $f(g)$, das componentes pertencentes a $\langle 110 \rangle // DL$ e $\{111\} // DN$, durante recozimento em amostras de aço IF Ti Nb, laminadas 85 % a frio (JONAS E URABE, 1994).....	62
FIG 2.36	Mudanças nas intensidades, $f(g)$, das principais orientações durante o recozimento de um aço IF Ti Nb deformado 85 % a frio (JONAS E URABE, 1994).	63
FIG 2.37	Microestrutura dos aços IF Ti-Nb, após recozimento contínuo, obtido por microscopia óptica. (a) Nb-Ti 1, com temperatura de 860 °C; e (b) Nb-Ti 2, com temperatura de 760 °C. Aumento de 200x, ataque Nital 3 % (DIAS <i>et al.</i> , 2012).	64
FIG 2.38	Textura cristalográfica do aço IF Ti-Nb, processado a uma temperatura de recozimento de 860 °C. (a) Mapa de orientação; e (b) ODF, segundo notação de Bunge com $\varphi_2 = 45^\circ$ (DIAS <i>et al.</i> , 2012).	65
FIG 2.39	Textura cristalográfica do aço IF Ti-Nb, processado a uma temperatura de recozimento de 760 °C. (a) Mapa de orientação; e (b) ODF, segundo notação de Bunge com $\varphi_2 = 45^\circ$ (DIAS <i>et al.</i> , 2012).	65
FIG 2.40	Representações esquemáticas de ciclos térmicos e fornos para o recozimento em caixa (OLIVEIRA, 2010).	67
FIG 2.41	Representações esquemáticas de ciclos térmicos e da linha de recozimento contínuo (MEIRA, 2006).	67
FIG 2.42	Funções de Distribuição para o (a) aço 1, recozido em caixa e (b) aço 2, produzido por recozimento contínuo. Notação de Bunge (RAY <i>et al.</i> , 2007).	67

FIG 2.43	Influência da temperatura de recozimento sobre o limite de escoamento, alongamento total, coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de anisotropia normal (STRUGLA, 1992, apud OLIVEIRA, 2010).....	68
FIG 2.44	Definição do parâmetro A_{θ} : ângulo mínimo entre o vetor da direção de magnetização M e a direção $\langle 100 \rangle$ do cristal mais próxima (KESTENS, 2008).	71
FIG 2.45	Os vários componentes do software para predição dos parâmetros de embutibilidade. (F.P = Figuras de Polo) (CAI; LEE, 1995).....	73
FIG 3.1	Amostra de aço IF como recebida da CSN.	75
FIG 3.2	Fluxograma representando as etapas e métodos experimentais utilizados no trabalho.....	76
FIG 3.3	Figura esquemática do processo de laminação convencional (BOTELHO, 2012).	76
FIG 3.4	Laminador FENN MFG. Co., modelo D 51710 de 1973. Laboratório de Processamento Termomecânico do IME.....	77
FIG 3.5	Forno mufla microprocessado do IME, modelo Quimis Q318M.	77
FIG 3.6	Microscópio Ótico Olympus, modelo BX60M do Laboratório de Metalografia do CEFET/RJ.	79
FIG 3.7	Corpo de prova retangular utilizado para o ensaio de tração (ASTM E8/E8M, 2013).	80
FIG 3.8	Máquina universal de ensaios, eletromecânica e microprocessada, modelo EMIC DL 60000. (EMIC, 2015).....	80
FIG 3.9	Desenho esquemático das posições de retirada dos corpos de prova utilizados para a realização dos ensaios de tração uniaxial (SARDINHA, 2012).	81
FIG 3.10	Fluxograma representando a quantidade de corpos de prova que foram confeccionados para obtenção das propriedades mecânicas do aço IF.	81

FIG 3.11	PANalytical X'Pert PRO MRD do laboratório de difração de raios-x do IME (BOTELHO, 2012).....	83
FIG 3.12	Absolute Scan: planos de difração das amostras obtidas por meio da lei de Bragg.	83
FIG 3.13	Arquivo .chd para amostra de cobre deformada 85 %, para um ângulo Roe de $\varphi = 0^\circ$ (Notação de Roe).....	84
FIG 3.14	Prompt de comando e valores de saída do programa utilizado para o cálculo da fEa e do Parâmetro A para a amostra deformada a 50 %.	86
FIG 4.1	FDOC's para uma amostra deformada em 30 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4.....	89
FIG 4.2	FDOC's para uma amostra deformada em 40 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4.....	89
FIG 4.3	FDOC's para uma amostra deformada em 50 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3.....	89
FIG 4.4	FDOC's para uma amostra deformada em 60 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6.....	90
FIG 4.5	FDOC's para uma amostra deformada em 65 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6 7.....	90
FIG 4.6	FDOC's para uma amostra deformada em 70 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.....	90
FIG 4.7	FDOC's para uma amostra deformada em 75 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.....	91
FIG 4.8	FDOC's para uma amostra deformada em 80 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.....	91
FIG 4.9	FDOC's para uma amostra deformada em 85 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 3 6 9 12.....	91

FIG 4.10	Intensidade dos principais componentes da Fibra α , de acordo com o aumento do grau de deformação a frio.....	93
FIG 4.11	Intensidade dos principais componentes da Fibra γ , de acordo com o aumento do grau de deformação a frio.....	93
FIG 4.12	FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 800 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6.....	94
FIG 4.13	FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 850 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6 7.....	95
FIG 4.14	FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 900 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.....	95
FIG 4.15	FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 950 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5.....	95
FIG 4.16	Intensidade das principais componentes da Fibra α , de acordo com o aumento da temperatura de recozimento.	96
FIG 4.17	Intensidade das principais componentes da Fibra γ , de acordo com o aumento da temperatura de recozimento.	96
FIG 4.18	Microestrutura do aço IF Ti-Nb como recebido. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.	97
FIG 4.19	Microestrutura do aço IF Ti-Nb 50% deformado e recozido a 900 °C. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.	98

FIG 4.20	Microestrutura do aço IF Ti-Nb 70% deformado e recozido a 900 °C. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.	98
FIG 4.21	Microestrutura do aço IF Ti-Nb 85% deformado e recozido a 900 °C. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.	99
FIG 4.22	Curva tensão de engenharia " <i>versus</i> " deformação de engenharia e curva tensão real " <i>versus</i> " deformação real do aço IF Ti-Nb deformado 50 % a frio e recozido a 900 °C por 150 s.	101
FIG 4.23	Relação entre r_m e o aumento do grau de deformação a frio.	103
FIG 4.24	Relação entre o parâmetro global fEa e r	104
FIG 4.25	Relação entre o parâmetro global Parâmetro A e r	105
FIG 4.26	Definição do parâmetro B_α : ângulo mínimo entre o vetor da direção normal (DN) e a direção $\langle 111 \rangle$ do cristal mais próxima.	106
FIG 4.27	Arquivo de texto (.txt) gerado após execução do Parâmetro B.	107
FIG 4.28	Relação entre o parâmetro global Parâmetro B e r	108
FIG 7.1	Curva tensão de engenharia " <i>versus</i> " deformação de engenharia e curva tensão real " <i>versus</i> " deformação real do aço IF Ti-Nb deformado 70 % a frio e recozido a 900 °C por 150 s.	117
FIG 7.2	Curva tensão de engenharia " <i>versus</i> " deformação de engenharia e curva tensão real " <i>versus</i> " deformação real do aço IF Ti-Nb deformado 85 % a frio e recozido a 900 °C por 150 s.	118
FIG 9.1	Ilustração do fluxo de produção da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) (CATALOGO LQ, 2014).	126

LISTA DE TABELAS

TAB 2.1	Faixa de composições típicas (em % peso) para os aços IF (KRAUSS, 2005). ...	28
TAB 2.2	Composições e propriedades mecânicas típicas de aço IF (Padilha <i>et al.</i> , 2001).	28
TAB 2.3	Controle dos parâmetros para otimização da textura em aços IF (HUTCHINSON, 1994).....	42
TAB 2.4	Composições químicas dos aços IF Ti-Nb utilizados no trabalho de Dias. (DIAS <i>et al.</i> , 2012).....	64
TAB 2.5	Propriedades mecânicas obtidas por meio de ensaio de tração uniaxial. DP = Desvio Padrão (DIAS <i>et al.</i> , 2012).....	66
TAB 2.6	Resultados para os coeficientes de anisotropia plástica dos aços Ti-Nb (DIAS <i>et al.</i> , 2012).....	66
TAB 3.1	Composição química do aço em estudo	74
TAB 3.2	Requisitos máximo de composição química para 3 diferentes graus de aço usados em operações de estampagem: EM (Estampagem Média), EP (Estampagem Profunda) e EPA (Estampagem Extraprofunda). Unidade: % em peso (NBR 5906, 2008).....	75
TAB 3.3	Valores das dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração (ASTM E8/E8M, 2013).	80
TAB 4.1	Diâmetro médio do tamanho de grão para as quatro amostras analisadas, após recozimento a 900 °C por 150 s. CR = Como recebida.	99
TAB 4.2	Tensão limite de escoamento (σ_e), tensão limite de resistência (σ_r) e o alongamento percentual (AL) para as amostras deformadas 50, 70 e 85 % a frio. Recozimento a 900 °C por 150 s.....	100
TAB 4.3	Valores do coeficiente de anisotropia plástica normal (r_m) e anisotropia planar (Δr) para as amostras laminadas a 50, 70 e 85% a frio e recozidas a 900 °C.	102

TAB 4.4	Valores dos parâmetros globais obtidos por meio dos dados de textura e valores de r.	103
TAB 4.5	Valores do Parâmetro B obtidos por meio dos dados de textura.....	107
TAB 8.1	Cálculos dos valores do coeficiente de anisotropia normal e seu intervalo de confiança para o material deformado a 50 % a frio e recozido a 900 °C.	119
TAB 8.2	Cálculos dos valores do coeficiente de anisotropia normal e seu intervalo de confiança para o material deformado a 70 % a frio e recozido a 900 °C.	119
TAB 8.3	Cálculos dos valores do coeficiente de anisotropia normal e seu intervalo de confiança para o material deformado a 85 % a frio e recozido a 900 °C.	120

LISTAS DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

AL	- Alongamento Total
Al	- Alumínio
C	- Carbono
CCC	- Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	- Estrutura cúbica de face centrada
DL	- Direção de Laminação
DN	- Direção Normal
DT	- Direção Transversal
{hkl}	- Índices de Miller indicando uma representação genérica de uma família de orientações referentes a planos atômicos.
$\langle uvw \rangle$	- Índices de Miller indicando uma representação genérica de uma família de orientações referentes às direções atômicas.
Fibra- α	- $\langle 110 \rangle \parallel DL, \{hkl\} \langle 110 \rangle$
Fibra- γ	- $\langle 111 \rangle \parallel DN, \{111\} \langle uvw \rangle$
Fibra- θ	- $\langle 001 \rangle \parallel ND, \{100\} \langle uvw \rangle$
Goss	- $\{110\} \langle 001 \rangle$
HRB	- Hardness Rockwell B ou Dureza Rockwell escala B

IFES	- Instituto Federal do Espírito Santo
IME	- Instituto Militar de Engenharia
LE	- Limite de Escoamento
LR	- Limite de Resistência
N	- Nitrogênio
Nb	- Nióbio
ND	- <i>Normal direction</i> , ou Direção normal à laminação (DN)
ODF	- Função de distribuição de orientações (<i>Orientation Distribution Function</i>)
ppm	- partes por milhão
RD	- <i>Rolling direction</i> , ou Direção de laminação (DL)
r_m ou \bar{r}	- Coeficiente de anisotropia plástica normal
S	- Enxofre
Ti	- Titânio
TRP	- Temperatura de reaquecimento da placa
α	- Fase ferrítica
γ	- Fase austenítica

RESUMO

Aços Livres de Intersticiais (IF) são amplamente utilizados em processos de estampagem, notoriamente na Indústria Automobilística e na Indústria de "Linha Branca". Por deter a segunda e terceira colocação, respectivamente, entre as três maiores parcelas consumidoras de aço da indústria nacional, faz-se necessário um estudo sobre o comportamento e as características desse material antes de ser submetido à etapa final de conformação mecânica neste ramo industrial a que se destina. Para saber se os aços IF são adequados ou não para a estampabilidade, é necessário calcular o coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}), valor que indica o grau de facilidade do material em escoar preferencialmente no plano da chapa ao invés de em sua espessura. Atualmente, o coeficiente de anisotropia normal é obtido a partir dos convencionais ensaios de tração. O presente trabalho teve por objetivo avaliar a utilização de um programa computacional capaz de calcular os valores de \bar{r} automaticamente, a partir de dados de textura cristalográfica, o que facilita e reduz os custos de análise. Para isso, fez-se necessário um processamento termomecânico em escala laboratorial com a finalidade de se obterem condições estruturais com diferentes valores de anisotropia, sendo, assim, possível o cálculo de diferentes valores de \bar{r} , tanto pelos ensaios de tração quanto pelo programa computacional a ser criado. Pôde-se aferir que o novo Parâmetro B proposto por este estudo pode ser usado satisfatoriamente para prever a qualidade de embutimento em aços IF, apenas utilizando-se como dados de entrada do programa computacional desenvolvido os resultados das análises de textura realizadas por difração de raios-x.

Palavras-chave: Aço IF; Coeficiente de Anisotropia Normal; Textura Cristalográfica; Parâmetro B.

ABSTRACT

Interstitial Free Steels (IF) are widely used in drawing processes, notably in the Automobile Industry and the "White" Industry. For being in the second and third place, respectively, among the three largest steel consumers in the Brazilian national industry, it is necessary a relevant study about the mechanical behavior and characteristics of this material before it undergoes to some mechanical treatments in industry. In order to know if the IF steels are suitable or not for formability, it is necessary to calculate the normal coefficient of anisotropy (\bar{r}), a value that indicates the rate of the material flows on its surface. Nowadays, this measurement is performed by conventional tensile tests. This dissertation aims to evaluate the utilization of a computer program that calculates the values of \bar{r} automatically from crystallographic texture data, which make the analysis easier and cheaper. For this, it was necessary, a thermomechanical work, in laboratory scale, in order to obtain structural conditions with different values of anisotropy, then the measurements of different values of \bar{r} by tensile tests and the computer program was possible. In conclusion, it could be inferred that the new Parameter B, proposed on this study, can be successfully be used to predict formability in IF steels, only using, as input data, the texture analysis results from x-ray diffraction technique.

Keywords: IF Steel; Normal Plastic Anisotropy; Crystallographic Texture; B Parameter.

1 INTRODUÇÃO

Este capítulo tem por objetivo ilustrar e posicionar o problema da dissertação ao leitor. Serão apresentados comentários iniciais, os objetivos do estudo, uma breve análise do aço em questão, alguns dados que fundamentam a importância do trabalho e importantes autores da literatura.

1.1 POSICIONAMENTO DO ESTUDO

Coefficiente de anisotropia normal, também representado por \bar{r} , é uma média dos coeficientes de anisotropia plástica, r , obtidos por ensaio de tração e apresenta a diferença de anisotropia (propriedade) em determinado material, em relação às direções macroscópicas de sua chapa. O valor de \bar{r} é referência para qualificar a embutibilidade de uma chapa metálica, ou seja, dizer se o material tem maior ou menor facilidade de sofrer escoamento plástico em sua superfície. Alguns modelos capazes de prever os valores do coeficiente de anisotropia normal para aços baixo carbono aplicados em processos de conformação mecânica sem a utilização do ensaio mecânico estão sendo desenvolvidos, como é o caso desse trabalho. Todo esse esforço é válido, pois qualificar esses materiais automaticamente torna a análise rápida e com baixo custo. Entretanto, os trabalhos nessa linha de pesquisa não são frequentes e estão voltados para aços elétricos. Essa lacuna de pesquisa observada foi a força motriz para a realização deste trabalho.

Os aços livres de intersticiais, comumente conhecidos como aços IF, do Inglês, *interstitial free*, são exemplos de aços baixo carbono usados em operações de estampagem. Suas principais aplicações concentram-se nas indústrias automobilísticas e na chamada "indústria de linha branca", responsável pela fabricação de eletrodomésticos, como geladeiras, fogões e máquinas de lavar. Segundo dados do Instituto Aço Brasil - IABr (2014), o setor automobilístico é o segundo maior consumidor de aço do País, perdendo apenas para a construção civil, enquanto o setor de Máquinas, Equipamentos e Bens de Capital, na qual está inserida a indústria de linha branca, concentra-se como a terceira maior parcela consumidora de aço. Para quantificar o uso desse tipo de material nas indústrias acima mencionadas, o IABr realizou um estudo

comprovando que, aproximadamente, 55,7% do peso total de um carro de pequeno porte é constituído de aço. No caso das geladeiras, esse número chega a 55,1% e, para os fogões, essa porcentagem cresce para 75,4% em relação ao peso final do produto.

Dados da Associação Nacional de Fabricantes de Veículos Automotores (ANFAVEA, 2015) indicam uma perspectiva de produção de 3,276 milhões de unidades para o ano de 2015, o que representa um aumento de 4,1% de produção em relação ao ano anterior, apesar da queda de 17,5% na produção de autoveículos montados no primeiro quadrimestre de 2015, em relação ao mesmo período do ano passado. Com relação aos dados da indústria de linha branca, a Associação Brasileira da Indústria Elétrica e Eletrônica (ABINEE, 2015) mostrou que, em 2014, houve um faturamento de 1,9% inferior em comparação com o ano de 2013. Apesar da queda do setor eletroeletrônico em geral, houve um aumento de 10% no faturamento do setor de utilidades domésticas, no qual os aços livres de intersticiais são amplamente aplicados, ou seja, apesar do quadro de instabilidade econômica atual do País, os setores que mais utilizam aços IF têm uma perspectiva superior para 2015, fazendo a comparação com o ano anterior. O consumo desse material é historicamente muito elevado, não impedindo, assim, a importância desse estudo.

De acordo com Hook *et al.* (1994), a estampabilidade de determinado aço é sua capacidade de alcançar um alto grau de escoamento plástico no plano da chapa, enquanto oferece uma resistência ao escoamento na direção da espessura da mesma. Essa propriedade é conhecida como anisotropia normal (\bar{r}). O desenvolvimento de orientações preferenciais de planos {111} paralelos à superfície da chapa e o decréscimo de planos {100} contribuem para o aumento do valor de \bar{r} e, conseqüentemente, aumentam a embutibilidade do material. Devido à natureza de sua composição química e de tratamentos termomecânicos específicos que são realizados nesses aços, consegue-se obter valores ótimos de \bar{r} (acima de 2,0), impulsionando a aplicação dos aços IF em linhas industriais que demandam grande capacidade de conformação. Alguns outros trabalhos, como o de Hoile (2000), Hutchinson (1984; 1994), Satoh (1984) e Pereira (1998), contribuíram para demonstrar como os tratamentos termomecânicos podem influenciar a elevação dos valores de \bar{r} , e, assim, melhorar a embutibilidade desse aço para sua devida aplicação industrial.

O presente trabalho buscou desenvolver um método de avaliação da textura a partir da proposição de um novo parâmetro de análise. Kestens (2008) mostrou que é possível investigar o efeito da textura nas propriedades magnéticas de um aço elétrico utilizando um parâmetro computacional quantitativo de confiança, que, para os aços ao silício, se denominou de

parâmetro A. Esse parâmetro é capaz de caracterizar e relacionar ambas as variáveis, dependentes (propriedades magnéticas) e independentes (textura cristalográfica), de forma confiável. Baseado nesse estudo, busca-se, então, obter um novo parâmetro, agora denominado Parâmetro B, que seja capaz de fornecer uma relação entre a textura cristalográfica e as propriedades de embutibilidade para os aços IF.

Para alcançar os resultados propostos, amostras de aços IF foram ensaiadas termomecanicamente, almejando a obtenção de diferentes valores de coeficiente de anisotropia normal. Esses valores foram calculados da forma tradicional pelos ensaios de tração e, em seguida, o mesmo lote de amostras foi submetido ao cálculo do Parâmetro B, para que fosse possível avaliar a embutibilidade por meio do novo parâmetro global desenvolvido. Uma análise foi realizada e concluiu-se que esse novo parâmetro foi capaz de prever satisfatoriamente a embutibilidade do material.

Dessa forma, o trabalho firma-se como uma importante ferramenta de análise industrial, por meio do estudo da evolução da textura cristalográfica e sua respectiva relação com as propriedades mecânicas de uma amostra de aço IF.

1.2 OBJETIVOS

- Desenvolver, por meio de tratamentos termomecânicos, diferentes valores para o coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}), a fim de correlacioná-los com alguns parâmetros globais já existentes na literatura, diga-se, Energia de Anisotropia e Parâmetro A;
- Propor um novo parâmetro global, sendo denominado Parâmetro B, com o propósito de prever sua relação com \bar{r} , possibilitando, assim, analisar a correlação entre textura cristalográfica e embutibilidade no material.

2 REVISÃO DA LITERATURA

O presente capítulo apresenta a fundamentação teórica do trabalho. Na primeira parte do estudo, foi realizada uma abordagem sobre os aços IF, englobando definição, história, aplicações, principais características químicas e mecânicas, e como esses aços são produzidos. Depois, um estudo sobre a textura cristalográfica, apresentando definição, representação, técnicas de obtenção e as principais texturas dos aços IF, foi analisado. Também foram abordados os processos termomecânicos de produção desses aços e como esses influenciam nos valores de estampabilidade. Ao final, foi introduzido o conceito de energia de anisotropia e parâmetro A, ambos importantes para o objetivo final desse estudo.

2.1 AÇOS LIVRES DE INTERSTICIAIS (AÇOS IF)

Os aços livres de intersticiais começaram a ser desenvolvidos comercialmente no final da década de 60, início da década de 70, acompanhando a introdução da tecnologia dos desgaseificadores a vácuo nas indústrias siderúrgicas. O principal objetivo era fornecer aços com características de maior conformabilidade para aplicações em chapas e uma das condições para atingir essa finalidade era provocar uma redução ainda maior nas quantidades de elementos intersticiais, como carbono e nitrogênio, na solução sólida da matriz do material.

Os aços IF foram uma inovação tecnológica à época, quando se comparado com os aços comumente utilizados, a se dizer, os aços efervescentes e os aços acalmados. A redução de, principalmente, carbono e nitrogênio pôde ser provocada pela desgaseificação a vácuo, somado à adição de alguns elementos de liga, como, por exemplo, titânio e nióbio. No princípio, alguns aços foram desenvolvidos com a adição de titânio ou nióbio, apenas. Porém, Elias e Hook (1973) propuseram uma novidade tecnológica, inserindo, simultaneamente, quantidades suficientes de titânio e nióbio, que foram capazes de reduzir significativamente a quantidade dos elementos intersticiais (HOOK *et al*, 1994).

Nessas pesquisas, que se estenderam durante a década de 70, restou claro que a adição dos elementos de liga combinados, aliada ao processo de fabricação do material, modificava a composição química desse, o que, por consequência, influenciava na textura cristalográfica do

aço, promovendo, assim, melhores características de conformação. Vale ressaltar que, mesmo com o surgimento dos desgaseificadores a vácuo nos anos 70, modernos equipamentos à época, a porcentagem de elementos intersticiais ainda era relativamente alta, por volta de 50 a 100 ppm de carbono e de 40 a 80 ppm de nitrogênio. No início, a quantidade de elementos de liga necessários para diminuir a quantidade desses elementos intersticiais era muito elevada, quadro que só seria modificado na década seguinte com a modernização e o surgimento de novos equipamentos.

Na década de 80, com os convertedores LD (Processo Linz-Donawitz) e os desgaseificadores a vácuo tipo RH (*Ruhrstahl Heraeus System*), pôde-se obter carbono na ordem de 30 a 50 ppm e nitrogênio por volta de 20 a 30 ppm, redução em torno de 45% superior em relação aos índices anteriores. Acompanhando essa evolução, as quantidades de elementos de ligas necessárias para estabilizar o material foram fortemente reduzidas e favoreceram a diminuição de custos do processo. Dessa forma, a produção dos aços IF foi impulsionada (HOOK *et al*, 1994). A contar da década de 80, a produção dos aços IF sempre apresentou um crescimento contínuo.

Para exemplificar a importância desse material, uma gama de aplicações desse aço no setor automotivo é ilustrada na FIG 2.1.

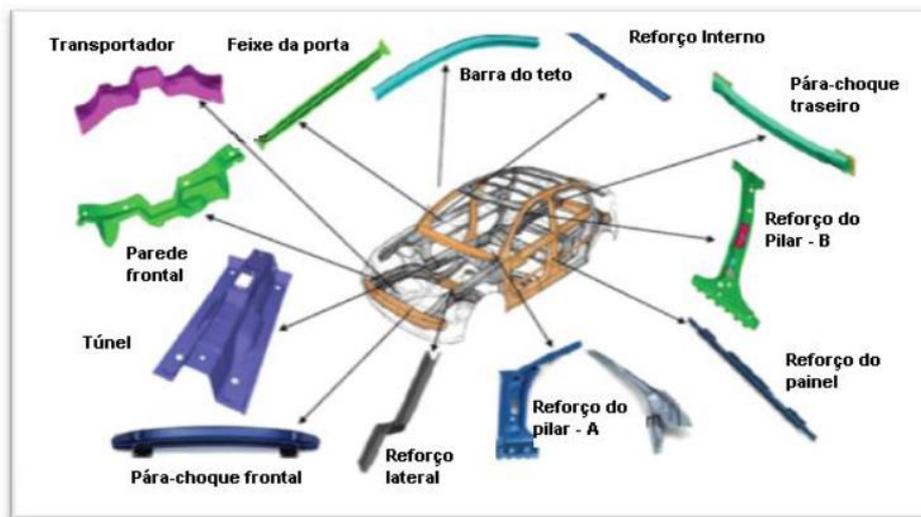


FIG 2.1: Algumas aplicações do aço IF no setor automotivo (PINTO *et al.*, 1992).

De acordo com Krauss (2005), em linhas gerais, os aços IF são aços que contêm quantidades mínimas de elementos intersticiais como carbono e nitrogênio. Normalmente, são produzidos na forma de chapas que são submetidas por meio de processos como laminação e recozimento. Os aços IF não são totalmente livres de intersticiais como sugere o nome, porém a quantidade desses elementos encontrados nos vazios da estrutura cristalina da ferrita (CCC)

é reduzida em demasia. Em termos de comparação, os aços convencionais contêm cerca de 0,2% de carbono na sua composição química, enquanto que, nos aços IF, essa quantidade varia entre 0,0025 - 0,0050% ou 25 – 50 ppm. A porcentagem de nitrogênio não ultrapassa a casa dos 50 ppm. Nas TAB 2.1 e TAB 2.2, são expostas faixas de composições típicas para os aços IF, ilustradas por diferentes autores.

TAB 2.1: Faixa de composições típicas (em % peso) para os aços IF (KRAUSS, 2005).

C	N	Si	Mn	P	Al	Nb	Ti	S
0,002-0,008	0,001-0,005	0,01-0,03	0,10-0,34	0,01-0,02	0,03-0,07	0,005-0,040	0,01-0,11	0,004-0,01

TAB 2.2: Composições e propriedades mecânicas típicas de aço IF (Padilha *et al.*, 2001).

Aço	Composição Química (%peso)					Propriedades Mecânicas			
	C	Mn	S	P	Al	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)	r_m
IF	0,004	0,21	0,012	0,012	0,042	155	310	45	2,00

Geralmente, esses aços são classificados de acordo com os elementos micro ligantes. Por exemplo, os aços IF parcialmente micro ligado por titânio, são chamados de aços IF Titânio, ou, simplesmente, IF Ti. Os micro ligados parcialmente por nióbio, IF Nb e os totalmente micro ligados, IF Ti-Nb.

Os elementos micro ligantes podem ser adicionados separadamente ou em conjunto, com o objetivo de eliminar as concentrações remanescentes de carbono e nitrogênio em solução sólida. Isso é possível por meio da formação de carbonetos, nitretos e precipitados de carbonitretos.

Para cada tipo de aço IF, a precipitação de carbonetos e/ou nitretos será diferente e dependente da composição química e do processamento termomecânico. Banerjee (2012) fez uma análise completa dos três tipos de aço IF. O autor afirma que, no aço IF micro ligado parcialmente ao titânio, ou IF Ti, o titânio é muito eficiente em "varrer" nitrogênio, enxofre e carbono. Nesse caso, o composto TiN é facilmente formado durante o lingotamento contínuo e TiS durante o processo de reaquecimento da placa. Durante o resfriamento da placa, o titânio remanescente forma TiC, eliminando, assim, carbono. A quantidade mínima de titânio para completa estabilização, baseado em uma abordagem estequiométrica, pode ser dada pela EQ 2.1:

$$Ti_{est} = 4C + 3,42N + 1,5S \quad \text{EQ 2.1}$$

Banerjee (2012) ainda afirma que uma quantidade de titânio em excesso pode vir a aumentar o valor do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}), que é benéfico para a

estampabilidade dos aços IF, como será visto adiante. Contudo, contrariando os possíveis efeitos benéficos do excesso de titânio, altas quantidades desse elemento podem estar intimamente ligadas com o aparecimento de estrias na superfície da chapa de aço. Esse fenômeno pode ser evitado com a inclusão de nióbio na composição química do material. Ainda sobre os aços IF micro ligados parcialmente ao titânio, Hoile (2000) explica que os mecanismos de precipitação desse aço se assemelham aos do aço ARBL (alta resistência baixa liga), de acordo com as EQ 2.2 a EQ 2.5:



Banerjee (2012) e Hoile (2000) apresentam análises plausíveis no que diz respeito aos aços IF micro ligados parcialmente ao nióbio, IF Nb. Nesse caso, o Nb liga-se quimicamente com C e N formando precipitados de carbonitretos. O mecanismo de precipitação pode ser assim descrito:



Quando titânio e nióbio são adicionados simultaneamente ao aço, IF Ti-Nb, essa combinação é capaz de apresentar as vantagens de ambos os elementos quando esses são adicionados separadamente. De acordo com Hoile (2000) e Banerjee (2012), a combinação da adição mútua de titânio e nióbio confere ao material os melhores arranjos de propriedades possíveis. A quantidade de Ti e Nb (% peso) que deve ser adicionada para que se obtenha uma estabilidade estequiométrica coerente é:

$$Nb = 7,75C \quad \text{EQ 2.7}$$

$$Ti = 3,42N + 1,5S \quad \text{EQ 2.8}$$

Os aços IF Ti-Nb são menos susceptíveis à fragilização na laminação a frio e exibem melhores características quando são soldados, como concluiu Hoile (2000). Por apresentarem pequenas porcentagens de carbono e nitrogênio na sua composição química, esses aços caracterizam-se por apresentarem matriz ferrítica limpa, com algumas inclusões, isto é, carbonetos e nitretos. As FIG 2.2 e FIG 2.3 apresentam micrografias de um aço IF com dureza de 33-36 HRB, limite de escoamento na ordem de 150 MPa e limite de ruptura, aproximadamente, de 315 MPa.



FIG 2.2: Aço IF (C = 26 ppm, N = 30 ppm, Ti = 600 ppm) recozido. Grãos de ferrita poligonais. Aumento: 100x. Ataque: Klemms (COLPAERT, 2008).

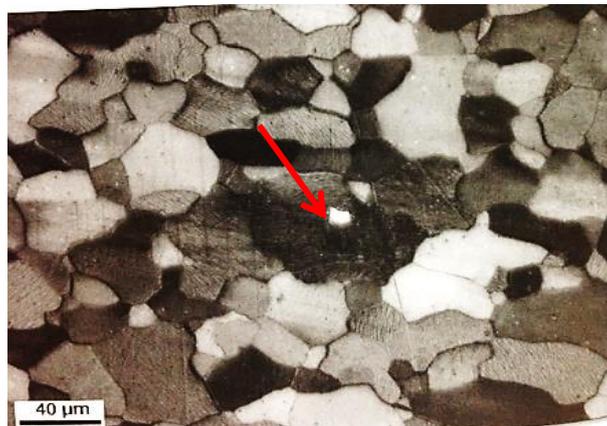


FIG 2.3: Aço IF (C = 26 ppm, N = 30 ppm, Ti = 600 ppm) recozido. Grãos de ferrita poligonais. A seta vermelha indica um possível precipitado de nitreto de titânio (TiN). Aumento: 250x. Ataque: Klemms (COLPAERT, 2008).

Normalmente, os nitretos e carbonitretos são gerados no estado sólido e suficientemente pequenos para não serem visíveis por microscopia óptica. No entanto, alguns nitretos, como o TiN, podem vir a ser formados no estado líquido tendo suas dimensões um pouco maiores, sendo, portanto, possíveis de serem vistos no microscópio óptico, como indicado no centro da imagem pela seta vermelha (FIG 2.3) (Colpaert, 2008).

O processamento e a composição química permitem que os aços livres de intersticiais sejam muito dúcteis e com alta formabilidade, porém providos de baixa resistência mecânica, como pode ser ilustrado na FIG 2.4.

O limite de escoamento desses aços varia na faixa de 140 a 180 MPa, enquanto o limite de resistência pode variar entre 290 a 340 MPa.

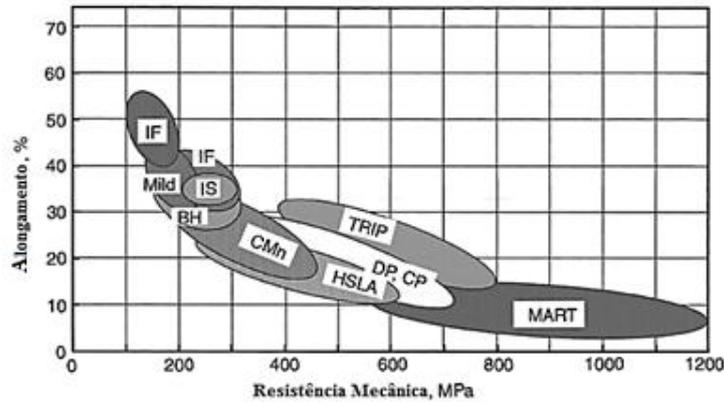


FIG 2.4: Gráfico Alongamento x Resistência Mecânica para diferentes tipos de ligas de aços (KRAUSS, 2005).

Sabe-se que, para obter aços de alta qualidade, é necessário ter um acompanhamento total do processo, englobando desde a produção e distribuição da matéria-prima, na fase inicial, até os tratamentos termomecânicos, ao final do processo. Esse pressuposto também é válido para os aços IF. A aciaria desempenha um papel fundamental de controlar a composição química específica para cada tipo de aço e fornecê-lo para a próxima etapa do processo: a laminação a quente, grande responsável pelas características finais do material. Na FIG 9.1, é ilustrado o fluxo de produção da Companhia Siderúrgica Nacional, CSN, fornecedora do material utilizado no presente trabalho (ver Anexo).

Após o lingotamento contínuo, as placas são armazenadas para, depois, serem submetidas aos tratamentos termomecânicos. No caso dos aços IF, todo o processo é realizado a fim de obtermos uma textura cristalográfica específica que determina uma conformabilidade adequada para suas aplicações. A FIG 2.5 contém a exemplificação de uma sequência característica dos tratamentos termomecânicos, aos quais os aços livres de intersticiais são normalmente submetidos.

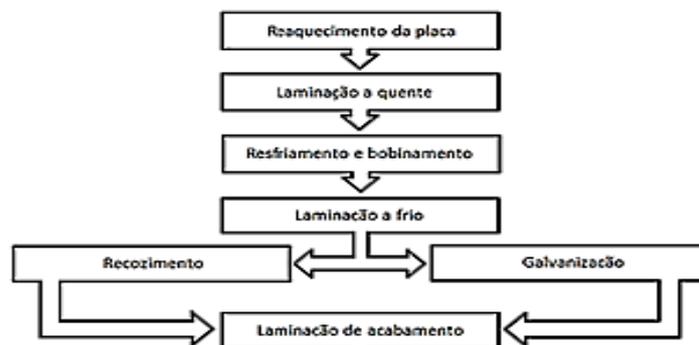


FIG 2.5: Sequência típica de processamentos termomecânicos ao qual o aço IF é submetido (MATOS FIETO, 2013).

A estampabilidade de uma chapa, ou seja, o comportamento dessa no processo de estampagem, depende de diversos fatores relacionados aos processos citados anteriormente. É importante, então, que cada uma dessas etapas seja esmiuçada, a fim de entender como a linha de produção pode vir a interferir na qualidade final do produto.

Antes de se conhecer em detalhes essas etapas, faz-se necessário recorrer à definição de alguns conceitos de textura que serão muito explorados ao longo do trabalho.

2.2 REPRESENTAÇÃO TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Orientação cristalográfica pode ser definida como sendo a posição de planos cristalográficos num volume de um cristal em relação a um dado eixo de referência. Em produtos planos, como é o caso de placas ou chapas de aço, esses eixos de referência são, tradicionalmente, a Direção de Laminação (DL), a Direção Transversal (DT) e a Direção Normal (DN), como exposto na FIG 2.6 (VERLINDEN *et al.*, 2007).

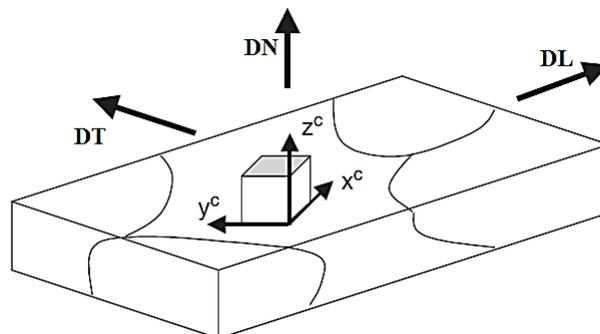


FIG 2.6: Exemplo genérico da orientação de um cristal numa placa plana. X^c, Y^c e Z^c representam os eixos do cubo (VERLINDEN *et al.*, 2007).

A orientação de cada cristal pode ser expressa pelos índices de Miller e escritas da seguinte maneira: $(hkl)[uvw]$, em que h, k, l e u, v e w são os menores números inteiros possíveis. Isso significa que o plano (hkl) é paralelo ao plano da chapa e $[uvw]$ uma direção que pertence a este e é paralela à direção de laminação. No exemplo da FIG 2.6, a orientação do cristal poderia ser definida como sendo $(001)[1\bar{1}0]$, considerando que a direção de laminação esteja sobre o eixo cartesiano tridimensional na direção x, ou seja, $DL = [100]$. Quando todas as orientações cristalográficas são equivalentes, essas podem ser representadas como famílias. Nesse caso, os planos são representados por chaves e as direções por símbolos matemáticos de maior e menor, da seguinte forma: $\{hkl\}\langle uvw\rangle$.

As orientações de grãos em policristais raramente estão distribuídas aleatoriamente. Na maior parte dos materiais, há uma tendência de certo volume de grãos se orientar preferencialmente em certa disposição cristalográfica, seja por meio de processos como a fundição ou termomecânicos, como a laminação e/ou recozimento. Essa orientação preferencial adquirida pelos grãos é conhecida como textura cristalográfica, ou, simplesmente, textura (ENGLER; RANDLE, 2010). Se uma orientação é originada por meios de processos de conformação, é chamada de textura de deformação. Da mesma forma, se a textura for provida do recozimento, conhece-se como textura de recristalização ou recozimento (CULLITY, 1978). Essas são as duas formas de textura mais comumente encontradas e estudadas, porém existem outras texturas conhecidas como, por exemplo, aquelas provenientes do processo normal de fabricação do aço ou devido à fundição.

A importância da textura cristalográfica consiste no fato de que muitas propriedades dos materiais, como, por exemplo, conformabilidade, resistência, ductilidade, tenacidade, permeabilidade magnética, condutividade elétrica, coeficiente de Poisson, etc., estão relacionadas com algum tipo de orientação preferencial. De acordo com Bunge (1987), a influência da textura sobre as propriedades dos materiais atinge, em muitos casos, a ordem de 20-50% do valor dessas.

Existem, na literatura, diversos métodos para medição de textura em materiais metálicos. Dentre esses, o mais utilizado é a difração por raios-x, também comumente chamado de DRX, por meio do qual se medem as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Na DRX, uma orientação preferencial é obtida em certo volume de material. Por não realizar uma análise individual da orientação em cada grão, essa área é conhecida como macrotextura. Engler (2010) resume de forma objetiva a aplicação dessa técnica para a obtenção das figuras de polo, que, posteriormente, serão utilizadas para fornecer as análises de textura:

"[...] a aplicação da técnica de difração de raios-x para medir a macrotextura de um material com parâmetro de rede conhecido, envolve o uso de uma radiação monocromática com um ângulo de Bragg fixo para um determinado plano $\{hkl\}$. Se uma amostra policristalina desse material for rotacionada no espaço, então quando os grãos da amostra se tornarem orientadas com o ângulo de Bragg, uma intensidade difratada será medida e plotada em figuras de polo direta [...] (ENGLER; RANDLE, 2010)."

Uma representação esquemática da obtenção das figuras de polo por DRX é mostrada na FIG 2.7:

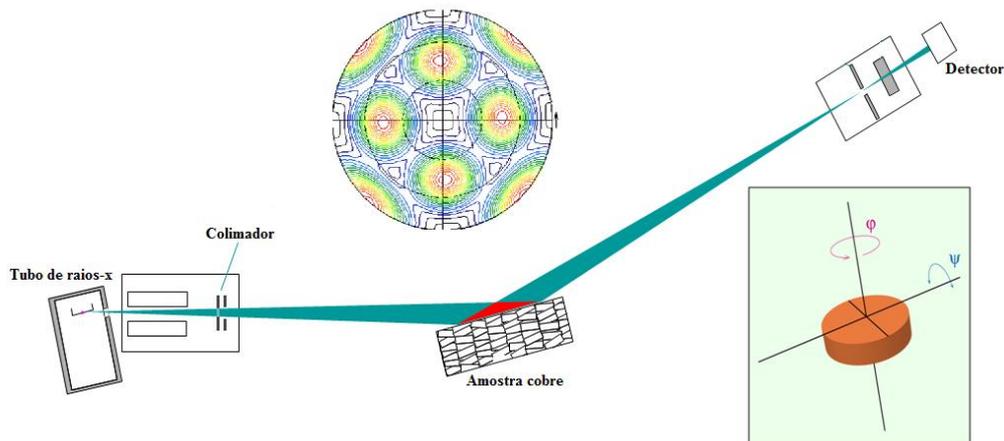


FIG 2.7: Esquema de representação de uma amostra de cobre para um conjunto de planos $\{hkl\}$ por meio de figuras de polo direta (Panalytical, 2004)

Além da técnica de raios-x, outras técnicas também são utilizadas, como é o caso do método de obtenção das figuras de polo por difração de nêutrons e a mais recente técnica que faz uso do EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV), na qual centenas de grãos são analisados individualmente, permitindo a determinação da orientação individual de cada um.

No presente trabalho, as figuras de polo não serão apresentadas como o resultado final de representação da textura cristalográfica. Elas serão recalculadas por meio de um software, para que seja permitido avaliar a textura sobre outra forma de representação: as Funções de Distribuição de Orientações Cristalinas, também conhecidas como FDOC ou ODF, do Inglês, *Orientation Distribution Functions*. Contudo, é importante conhecer as figuras de polo, pois são por meio delas que os resultados das FDOC's são obtidos.

Nas figuras de polo, um conjunto particular de orientações cristalográficas (por exemplo, todas as orientações $\langle 100 \rangle$) é ilustrado, seguindo os princípios das projeções estereográficas (nas quais se faz uso de figuras bidimensionais para representar características tridimensionais sem provocar distorções angulares entre polos e planos). É importante definir polo como sendo a direção do plano do cristal que é estendido e que intercepta a superfície da esfera estereográfica, que, depois, é rebatido e projetado num plano bidimensional. Para que a visualização fique clara, vê-se a FIG 2.8:

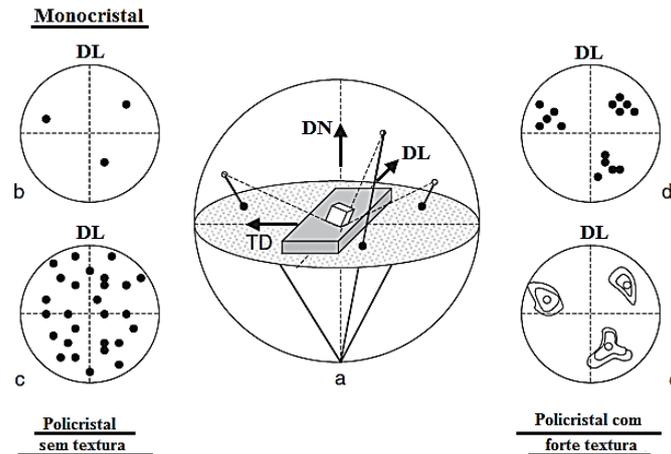


FIG 2.8: Exemplo de construção de uma figura de polo (100). (a) Projeção estereográfica dos polos (100); (b) projeção dos polos (100) de apenas um cristal; (c) projeção dos polos (100) para um policristal sem textura; (d) projeção dos polos (100) para um policristal texturado; e (e) mapa que demonstra a distribuição de densidade dos polos (100) (VERLINDEN *et al.*, 2007).

Nessa FIG 2.8, a amostra é posicionada no centro da esfera estereográfica. Nesse exemplo, o plano de laminação (DN) é apontado sentido o polo norte da esfera. Para cada grão do material, um conjunto de direções cristalográficas equivalente é escolhido, como é o caso das direções $\langle 100 \rangle$, escolhidas nesse exemplo. Para um policristal que não apresenta textura, os pontos são distribuídos aleatoriamente, porém um material texturado irá apresentar diversos pontos aglomerados numa mesma posição, que, depois, podem ser representados por linhas de distribuição (VERLINDEN *et al.*, 2007).

Um exemplo de figuras de polos para um aço IF laminado a frio é ilustrado na FIG 2.9.

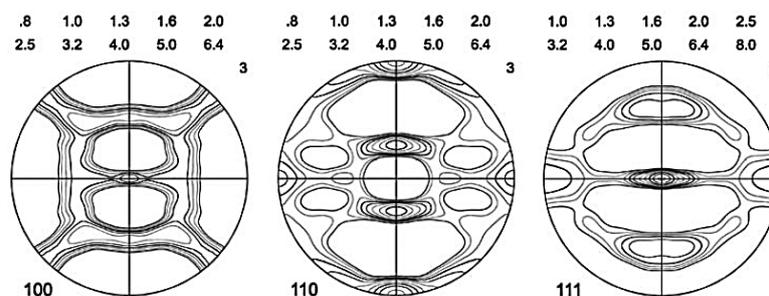


FIG 2.9: Figuras de polo (100), (110) e (111) para um aço IF laminado a frio (VERLINDEN *et al.*, 2007).

As figuras de polo não são a ferramenta ideal para que haja uma análise completa da textura cristalográfica dos materiais. Roe (1965) e Bunge (1965), por exemplo, observaram que as figuras de polo não conseguiam revelar a inter-relação entre as curvas de distribuição para diferentes planos normais. Então, ambos os autores deduziram a Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC) para melhor analisar a textura.

A FDOC representa a quantidade de orientações cristalográficas que estão, preferencialmente, orientadas em determinada orientação (em relação a um eixo de referência, previamente determinado), em certo volume de material, ou seja, é a probabilidade de se encontrar determinadas orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ em uma amostra do material (VIANA; PAULA, 2001).

A FDOC é definida pela fração volumétrica de grãos com orientação $g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$, da seguinte maneira:

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

$$dg = \frac{1}{8} \pi^2 \sin \Phi d\varphi_1. d\Phi. d\varphi_2 \quad \text{EQ 2.10}$$

A função $f(g)$, normalmente, é representada por uma série de harmônicos esféricos, que não serão aprofundados no presente trabalho.

Na FDOC, a orientação de um cristal é definida por três ângulos de Euler. Essa orientação é definida por meio de três rotações consecutivas que, rotacionados juntos aos eixos [100], [010] e [001] da célula básica do cristal, tornam esses coincidentes com os eixos DL, DT e DN, respectivamente, da chapa do material. Durante anos, métodos matemáticos têm sido desenvolvidos para permitir que as FDOC's possam ser calculadas a partir de dados numéricos obtidos das diversas figuras de polo.

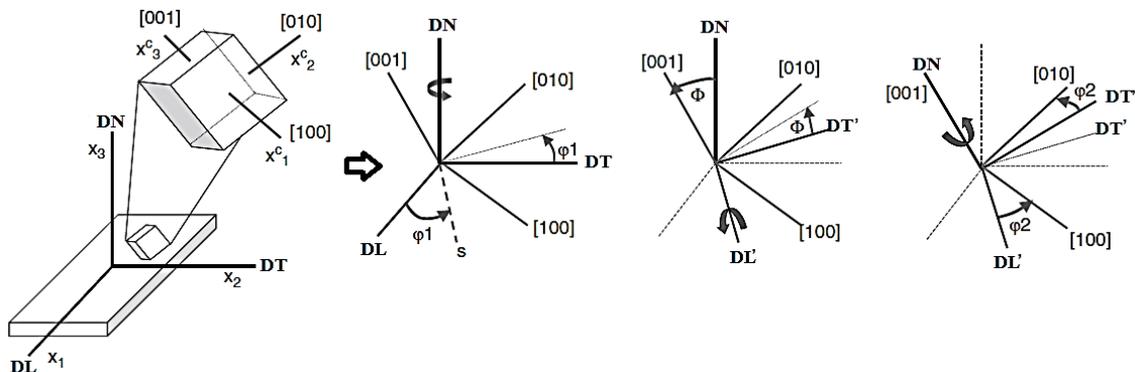


FIG 2.10: Definição dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 , segundo Bunge (VERLINDEN *et al.*, 2007).

A primeira rotação (φ_1) acontece em torno da DN, que leva a DL até a posição "s" (FIG 2.10). As novas posições de DL e DT após a primeira rotação são DL' e DT'. A segunda rotação (Φ) acontece em torno do novo eixo DL', levando DN até [001] e DT', agora, se encontra em sua nova posição DT". A última rotação (φ_2) ocorre, novamente, em DN, levando DL' até [100] e DT" até [010] (VERLINDEN *et al.*, 2007), como pode ser visualizado na FIG 2.10.

Essas orientações podem ser representadas por meio de uma matriz de cossenos diretores, que envolvem os três ângulos de Euler. De acordo com Bunge (1965), a matriz de orientação $g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ é obtida pela multiplicação sucessiva das três matrizes correspondentes as rotações individuais, $g = g_3 \cdot g_2 \cdot g_1$, em que g_3 , g_2 e g_1 , são as matrizes correspondentes a cada rotação, conforme as EQ 2.11 a EQ 2.13.

$$g_1 = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & 0 \\ -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad \text{EQ 2.11}$$

$$g_2 = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \Phi & \sin \Phi \\ 0 & -\sin \Phi & \cos \Phi \end{bmatrix} \quad \text{EQ 2.12}$$

$$g_3 = \begin{bmatrix} \cos \varphi_2 & \sin \varphi_2 & 0 \\ -\sin \varphi_2 & \cos \varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad \text{EQ 2.13}$$

Portanto, a matriz de orientação de Bunge é:

$$g = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cdot \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cdot \sin \varphi_2 \cdot \cos \Phi & \sin \varphi_1 \cdot \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cdot \sin \varphi_2 \cdot \cos \Phi & \sin \varphi_2 \cdot \sin \Phi \\ -\cos \varphi_1 \cdot \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cdot \cos \varphi_2 \cdot \cos \Phi & -\sin \varphi_1 \cdot \sin \varphi_2 - \cos \varphi_1 \cdot \cos \varphi_2 \cdot \cos \Phi & \cos \varphi_2 \cdot \sin \Phi \\ \sin \varphi_1 \cdot \sin \Phi & \cos \varphi_1 \cdot \sin \Phi & \cos \Phi \end{bmatrix}$$

A matriz de orientação também pode ser representada pelos índices de Miller:

$$g(hkl)[uvw] = \begin{bmatrix} u/n & kw - lv/mn & h/m \\ v/n & lu - hw/mn & k/m \\ w/n & hv - ku/mn & l/m \end{bmatrix} \quad \text{EQ 2.14}$$

Suponha-se "m" e "n" nessa matriz, fatores de normalização para que os índices de Miller sejam representados por números inteiros. Portanto, é possível, dessa maneira, determinar as orientações cristalográficas com notação de índices de Miller, mediante as rotações dos ângulos de Euler, que podem ser obtidas das figuras de polo.

As duas notações mais usadas para as descrições das FDOC's são as de Roe (1965) e de Bunge (1965). Os dois autores utilizam funções harmônicas esféricas para representar as orientações cristalográficas. Enquanto os ângulos de Euler propostos por Bunge são φ_1 (phi 1), Φ (phi) e φ_2 (phi 2), os propostos por Roe são ψ (psi), θ (teta) e φ (phi). Esses dois conjuntos de ângulos estão relacionados de acordo com as EQ 2.15 a EQ 2.17:

$$\varphi_1 = (\pi/2) - \psi \quad \text{EQ 2.15}$$

$$\Phi = \theta \quad \text{EQ 2.16}$$

$$\varphi_2 = (\pi/2) - \varphi \quad \text{EQ 2.17}$$

As FDOC's são representadas por intermédio dos índices de Miller $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ e são obtidas com a ajuda de dois softwares: popLA e Philconv. Essa transição para obtenção das FDOC's a partir das figuras de polo é realizada automaticamente pelos dois softwares.

O próprio software realiza algumas correções para melhor mapeamento dos dados, como evidenciado na FIG 2.11.

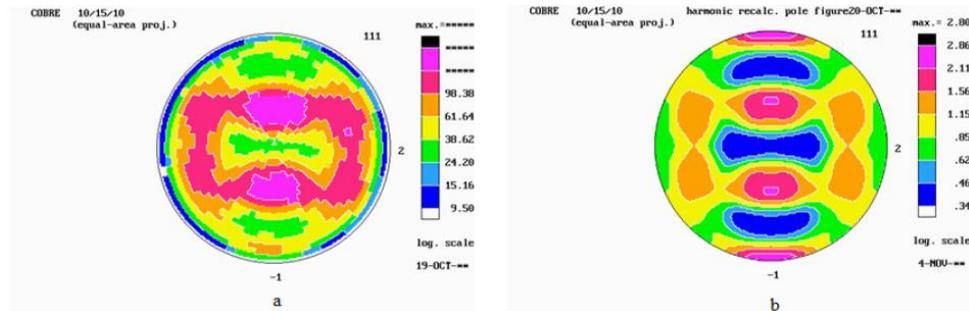


FIG 2.11: Figuras de polo para o cobre puro (111). a) Obtida pelo equipamento de ensaio; b) após as correções realizadas no software popLA (BOTELHO, 2012).

O software popLA fornece apenas os ângulos de referência usados (que, neste caso, utilizam-se os ângulos de ROE, ψ (psi), θ (teta) e φ (phi)). A transformação para índices de Miller pode ser descrita pelas EQ 2.18 a EQ 2.23, obtidas por Roe (1965):

$$h = -\text{sen}(\theta)\cos(\varphi) \quad \text{EQ 2.18}$$

$$k = \text{sen}(\theta)\text{sen}(\varphi) \quad \text{EQ 2.19}$$

$$l = \cos(\theta) \quad \text{EQ 2.20}$$

$$u = \cos(\psi)\cos(\theta)\cos(\varphi) - \text{sen}(\psi)\text{sen}(\varphi) \quad \text{EQ 2.21}$$

$$v = -\cos(\psi)\cos(\theta)\text{sen}(\varphi) - \text{sen}(\psi)\cos(\varphi) \quad \text{EQ 2.22}$$

$$w = \cos(\psi)\text{sen}(\theta) \quad \text{EQ 2.23}$$

Normalmente, as componentes cristalográficas preferenciais podem ser encontradas por intermédio dos ábacos, que são seções dos espaços de Euler com um ângulo constante, geralmente, φ_2 utilizando as coordenadas de Bunge ou φ , considerando as de Roe. Como as componentes cristalográficas têm ângulos bem definidos para cada situação, é possível identificar qualquer componente do material (FIG 2.12).

Uma típica representação de FDOC para um aço IF Ti-Nb é exemplificada na FIG 2.13. Na mesma figura, pode ser observada uma seção em que φ_2 permanece constante, sendo possível identificar os principais componentes cristalográficos com a ajuda de um ábaco, como ilustrado no índice "c" da FIG 2.13.

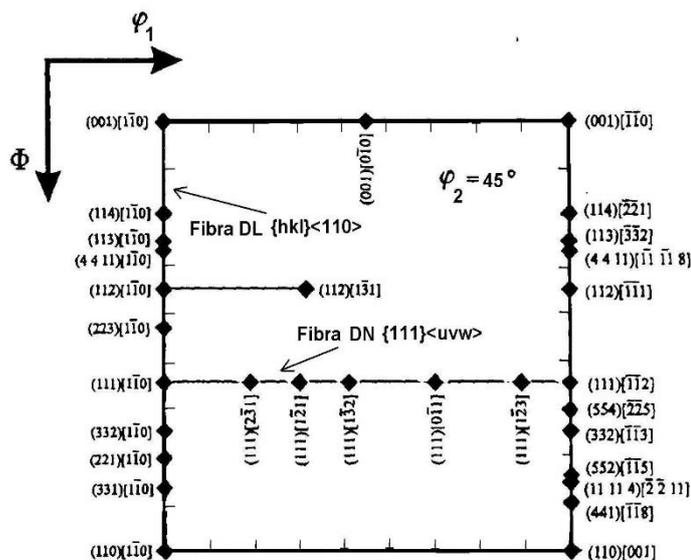


FIG 2.12: Ábacos de indexação para $\phi_2 = 45^\circ$, mostrando as principais orientações para materiais CCC, em função dos ângulos de Bunge (VIANA; PAULA, 2001).

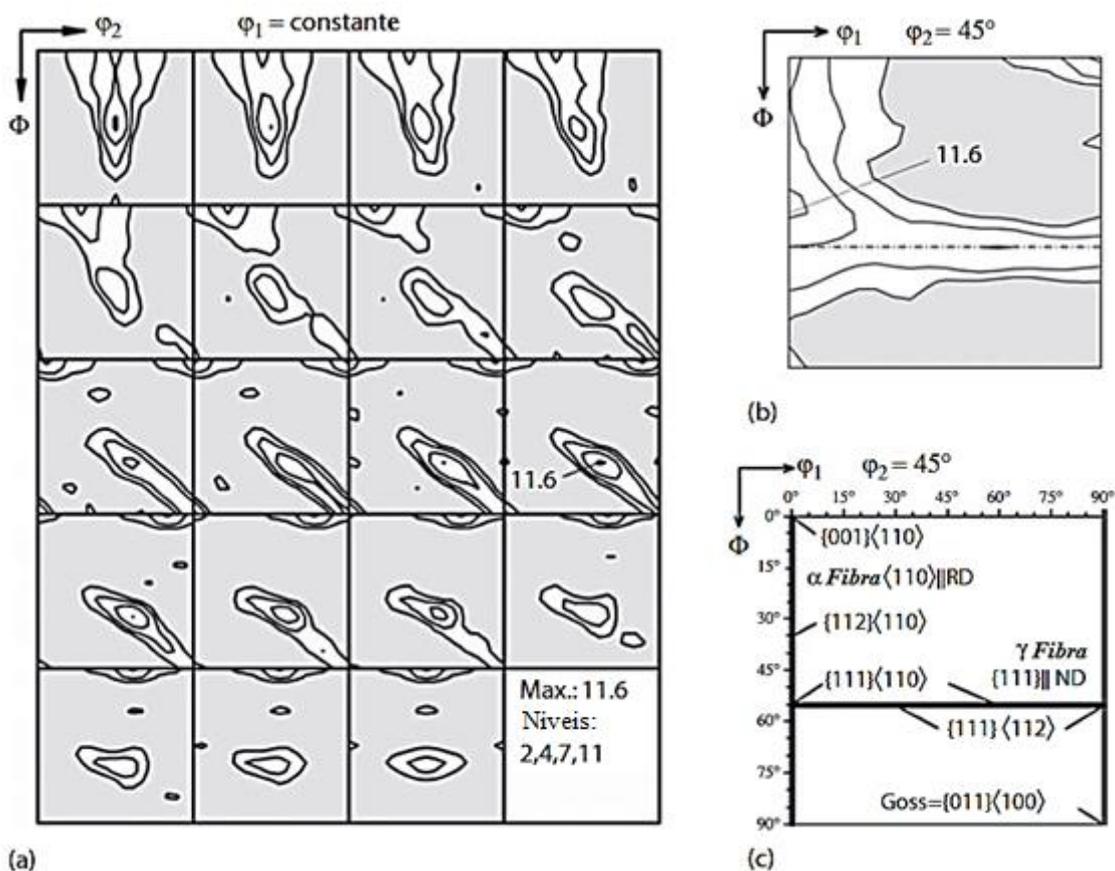


FIG 2.13: Textura de deformação para um aço IF Ti-Nb laminado a frio com redução de 90%. (a) Típica representação de uma FDOC com seção ϕ_1 constante. (b) seção ϕ_2 constante ilustrando claramente duas das mais nítidas fibras de deformação, Fibras α e γ . (c) Ábaco apresentando as principais orientações para materiais CCC. Notação de Bunge (ENGLER; RANDLE, 2010).

2.3 TEXTURA EM AÇOS IF

Ainda não se tem um conhecimento consolidado sobre o desenvolvimento da textura nos materiais, quais os processos físicos que estão envolvidos e quais são as leis que regem a formação de orientações preferenciais. Entretanto, a técnica para desenvolver texturas típicas em determinadas aplicações já é bastante avançada dentro das grandes indústrias atualmente. É o caso do desenvolvimento da textura em materiais metálicos com alta estampabilidade, na qual se procura desenvolver orientações preferenciais dos planos {111} paralelos à superfície da chapa (ENGLER; RANDLE, 2010).

Indubitavelmente, textura é uma propriedade essencial nesses aços, pois induz anisotropia plástica, benéfica a vários aspectos da conformabilidade do material. De acordo com Hook *et al.* (1994) a estampabilidade de uma chapa metálica é sua capacidade de alcançar um alto grau de escoamento plástico no plano da chapa, enquanto oferece uma resistência ao escoamento na direção da espessura dessa. Essa propriedade é conhecida como anisotropia normal.

Como mencionado anteriormente, a estampabilidade das chapas depende da anisotropia, causada pela orientação preferencial de certo volume de grãos (textura). A anisotropia pode ser avaliada por um ensaio de tração uniaxial, pela obtenção do coeficiente de anisotropia:

$$r = \ln(w_0/w_f)/\ln(l_f \cdot w_f/l_0 \cdot w_f) \quad \text{EQ 2.24}$$

No qual, l_0 e l_f são, respectivamente, o comprimento inicial e final da seção útil do corpo de prova e w_0 , w_f , as larguras inicial e final após uma determinada deformação. Contudo, essa anisotropia refere-se a uma única direção e, para que os resultados sejam representativos, faz-se necessário estabelecer uma média entre as direções, em relação à direção de laminação da chapa. A estampabilidade é, então, analisada mediante um parâmetro conhecido como coeficiente de anisotropia plástica normal (r_m ou \bar{r}), dada pela seguinte relação (PADILHA, 2001):

$$\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4 \quad \text{EQ 2.25}$$

Na qual r_0 , r_{45} e r_{90} representam os índices de anisotropia para corpos de prova retirados a 0° , 45° e 90° com relação à direção de laminação da chapa.

Para $\bar{r} = 1$, há uma indicação de resistência ao escoamento igual tanto na superfície quanto na espessura da chapa (isotrópico). Valores de $\bar{r} > 1$ indicam que a resistência ao escoamento na superfície da placa é menor do que ao longo da sua espessura e o contrário é obtido para valores de $\bar{r} < 1$ (MISHRA, DÄRMANN, 1982). Portanto, é desejável a obtenção de valores de

anisotropia normal maiores do que uma unidade. Hoile (2000) propõe que os aços usados para estampagem devem ter valores de $\bar{r} > 1,8$ para que sua aplicação seja satisfatória.

Ainda de acordo com Mishra e Därmann (1982), os valores de r_0 , r_{45} e r_{90} podem apresentar diferenças significativas para diferentes chapas de aço. Essa condição, captada pela anisotropia planar (Δr), leva à formação do fenômeno conhecido como "orelhamento", como pode ser visualizado na FIG 2.14.

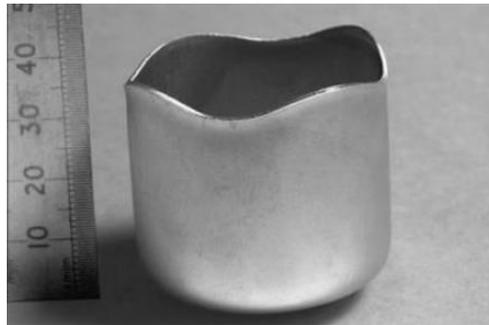


FIG 2.14: Fenômeno conhecido como "orelhamento" após processo de conformação (HOILE, 2000).

Define-se anisotropia planar como sendo:

$$\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2 \quad \text{EQ 2.26}$$

Para um material completamente isotrópico, ou seja, $\bar{r} = 1$, Δr deve ser zero. Normalmente, altos valores de anisotropia normal geram um $\Delta r > 0$, o que é prejudicial ao material. Daí a importância do conhecimento dos processamentos termomecânicos, já que existe certa dificuldade em obter um valor de anisotropia planar em torno de zero e um coeficiente de anisotropia normal maior do que uma unidade.

Bunge (1969) apresenta as principais orientações cristalográficas em aços baixo carbono com estrutura cristalina CCC. Essas orientações preferenciais estão localizadas em duas fibras parciais: $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle uvw \rangle$, como ilustradas no ábaco da **Erro! Fonte de referência não encontrada.** $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ é denominada fibra α ou fibra DL por ter várias orientações com direções $\langle 110 \rangle$ paralelas à Direção de Laminação (DL). Já o componente $\{111\}\langle uvw \rangle$ é conhecido como fibra γ ou fibra DN por ter diversas componentes com as normais dos planos $\{111\}$ paralelas à Direção Normal (DN).

A título de ilustração, Bunge (1982) exhibe a textura de deformação de um aço IF em seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ e 45° ao apontar as principais orientações nesse material (FIG 2.15). As fibras DL e DN são apresentadas em $\varphi_2 = 45^\circ$, atestando o que foi apresentado na FIG 2.12.

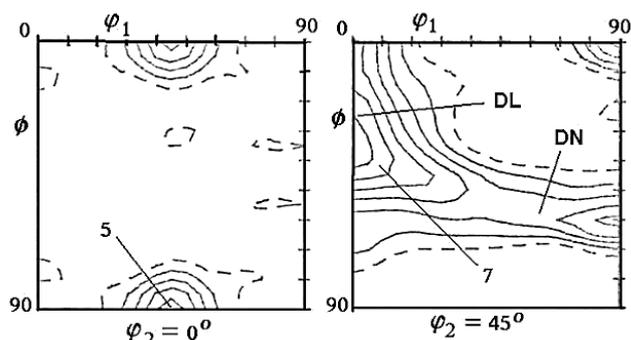


FIG 2.15: Seção de $\phi_2 = 0^\circ$ e 45° de um aço IF laminado 60% a frio (notação de Bunge) (BUNGE, 1982).

Tem sido demonstrado que altos valores de anisotropia normal são encontrados em materiais que possuem uma grande quantidade de grãos com orientação $\{111\}$ paralelos ao plano da chapa, ou seja, para materiais que possuam uma forte intensidade da fibra γ , favorecendo a estampabilidade. A baixa estampabilidade está associada à grande incidência de planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa (PADILHA *et al.*, 2001).

A formação da textura favorável e a conseqüente ocorrência de alta estampabilidade nos aços IF são dependentes dos diversos fatores de processamento como composição química, temperatura de acabamento, temperatura de bobinamento na laminação a quente, além da porcentagem de redução a frio na laminação e da temperatura de recozimento ao final do processo (PADILHA *et al.*, 2001). Hutchinson (1994) exhibe uma tabela (TAB 2.3) que demonstra a influência de diversos parâmetros para a otimização de uma textura ideal para estampabilidade em aços IF quando comparado a um aço baixo carbono típico.

TAB 2.3: Controle dos parâmetros para otimização da textura em aços IF (HUTCHINSON, 1994).

Parâmetro	Aços baixo carbono típico		Aço IF
Tipo de Recozimento	Rec. Caixa	Rec. Contín.	Contín.
% C	Baixa (*)	Baixa (**)	Baixa (***)
% Mn	Baixa (*)	Baixa (**)	()
Microligantes (Al, Ti ou Nb)	Al (***)	()	Ti/Nb (***)
Temp. de reaquecimento	Alta (***)	Baixa (*)	Baixa (*)
Temp. de acabamento	> A3 (**)	> A3 (**)	≤ A3 (*)
Temp. de bobinamento	Baixa, < 600° C (***)	Alta, >700° C (***)	Alta (*)
Grau de redução a frio	≈70%	≈85%	≈90%
Temp. máxima no recozimento	≈720° C	≈850° C	≈900° C

() sem muita importância	(*) significativa	(**) importante	(***) vital
---------------------------	-------------------	-----------------	-------------

A próxima seção busca esclarecer como os parâmetros de fabricação podem interferir no desenvolvimento da textura ideal, ou seja, fortalecimento da textura $\{111\}$ para os aços baixo

carbono utilizados em processos de estampagem, dando-se foco, principalmente aos aços IF Ti-Nb.

2.4 EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DOS PROCESSOS TERMOMECÂNICOS DE FABRICAÇÃO

Essa seção objetiva fornecer ao leitor uma análise dos efeitos da composição química e dos parâmetros dos processamentos termomecânicos sobre os valores do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) de aços baixo carbono, dando-se enfoque para aços IF Ti-Nb. Como no presente trabalho não haverá possibilidade de modificação da composição química, nem alteração de parâmetros industriais, como as condições de reaquecimento da placa e laminação a quente, buscou-se apresentar apenas um pequeno resumo do que de mais relevante se encontra na literatura sobre esses efeitos. Uma revisão mais detalhada foi realizada no que diz respeito aos efeitos da laminação e ao recozimento sobre os valores de \bar{r} , visto que um trabalho prático desses processamentos foi executado para a obtenção de altos valores de coeficiente de anisotropia normal.

2.4.1 Efeito da Composição Química

Hutchinson (1994), Yamada *et al.* (1995), Pereira (1998), Hoile (2000), Ray *et al.* (2009) e Banerjee (2012) apresentam, de forma bastante clara e simples, o efeito de alguns elementos químicos sobre os valores de coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) em aços IF típicos, com composições químicas semelhantes aos da TAB 2.2 e TAB 2.3.

Os autores acima citados concordam que, em relação à quantidade de carbono e nitrogênio, pode-se afirmar que, quanto maior é a quantidade desses dois elementos, pior será a estampabilidade dos aços IF. O aumento dos elementos intersticiais tende a beneficiar a textura de recristalização das componentes pertencentes às famílias {110} e {100}, e diminuir a componente {111}, o que é deletério para a conformabilidade do aço. A diminuição do valor de \bar{r} para um aumento da porcentagem de carbono em uma gama de aços IF é ilustrado pela

FIG 2.16. Essa mesma característica é observada para um aumento da quantidade de nitrogênio, em dois tipos diferentes de aço IF, o IF Nb e IF Ti-Nb (FIG 2.17).

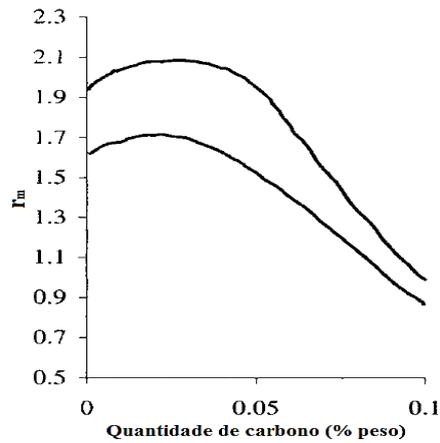


FIG 2.16: Efeito da quantidade de carbono nos valores de \bar{r} para uma gama de aços IF. As curvas representam os limites superior e inferior dos valores de \bar{r} encontrados (HUTCHINSON *et al.*, 1990, apud HOILE, 2000).

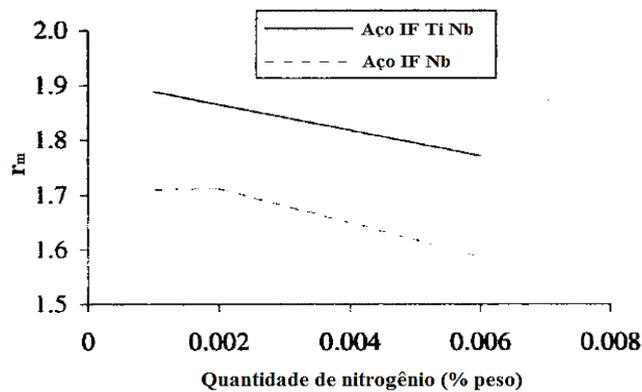


FIG 2.17: Efeito da quantidade de nitrogênio no valor de \bar{r} para um aço IF Ti Nb e um IF Nb (HUTCHINSON, 1994).

A concentração de enxofre (S) ideal corresponde, a aproximadamente, a quantidade de carbono presente no material. Grandes quantidades de S são prejudiciais à estampabilidade dos aços IF, como pode ser visualizado na FIG 2.18 (HOILE, 2000).

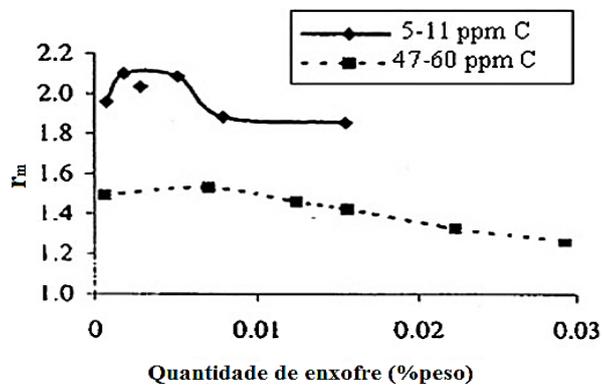


FIG 2.18: Efeito da quantidade de S sobre o valor de \bar{r} para dois diferentes tipos de aço IF Ti-Nb, com temperatura de reauecimento da placa de 1100 °C (MIZUI, 1998, apud HOILE, 2000).

Já Manganês (Mn), Silício (Si) e Fósforo (P) são adicionados no processo de fabricação desses aços para que sejam atendidos valores mínimos de resistência, caso contrário, os aços IF teriam propriedades semelhantes ao do ferro puro (HOILE, 2000). O efeito desses elementos nas propriedades mecânicas de um aço IF Nb, com 0,005 % de C, é exibido na FIG 2.19.

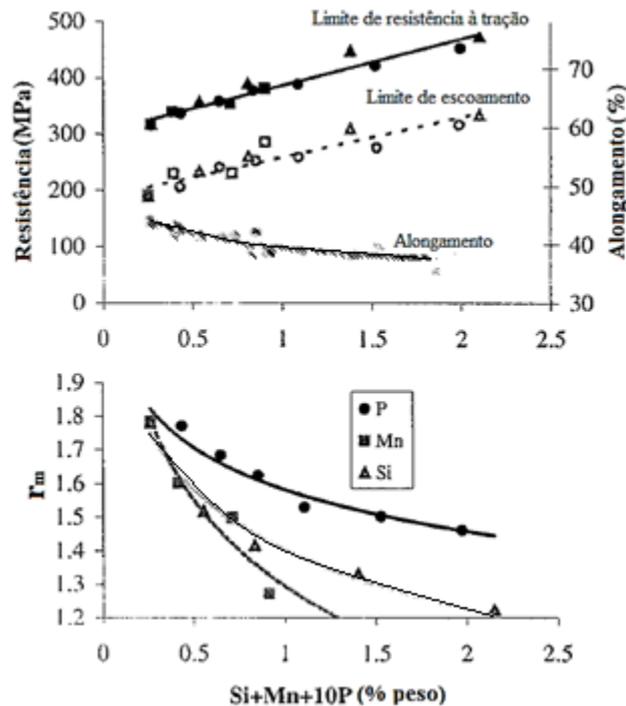


FIG 2.19: Efeito da adição de P, Mn e Si na tensão limite de resistência à tração, ao limite de escoamento e ao alongamento percentual, e, também, nos valores de \bar{r} para um aço IF Nb com 0,005 % C (HASHIMOTO *et al.*, 1981, apud HOILE, 2000).

Observando o efeito da adição desses elementos no limite de resistência à tração, ao limite de escoamento e ao alongamento percentual, percebe-se uma mesma tendência para todos os três, ou seja, quanto maior a quantidade desses elementos, maior a tensão limite de resistência à tração e ao escoamento e à diminuição do alongamento total. A grande diferença se dá nos valores de coeficiente de anisotropia normal. Percebe-se que a adição de fósforo resulta num menor decaimento do valor de \bar{r} , o que seria benéfico para aços IF, quando comparado tanto com manganês quanto com silício. Por consequência, seria possível deduzir que P seria o principal elemento endurecedor por solução sólida e realmente o é. Porém, vale lembrar que a adição de grandes quantidades de fósforo pode causar um aumento da temperatura de transição dúctil-frágil do material, levando ao seu enfraquecimento. Por isso, a importância de dosar esse elemento com outros elementos, como silício e manganês.

Yamada *et al.* (1995) estudaram os efeitos do Cobre (Cu), Níquel (Ni), Cromo (Cr) e Estanho (Sn) sobre os valores de \bar{r} , alongamento percentual e tensão limite de resistência em

aços extra baixo carbono estabilizados somente ao titânio. Para que fosse possível o estudo dos efeitos de cada elemento, três diferentes quantidades desses foram adicionadas ao aço antes de serem lingotados. As placas foram submetidas a duas temperaturas de reaquescimento (TRP), 1050 e 1200 °C durante 30 minutos, antes de serem laminadas a quente com uma temperatura de acabamento de 920 °C. Depois, as placas foram laminadas a frio com redução de 80 % e recozidas a 775 °C. O resultado foi resumido por Hoile (2000) na FIG 2.20:

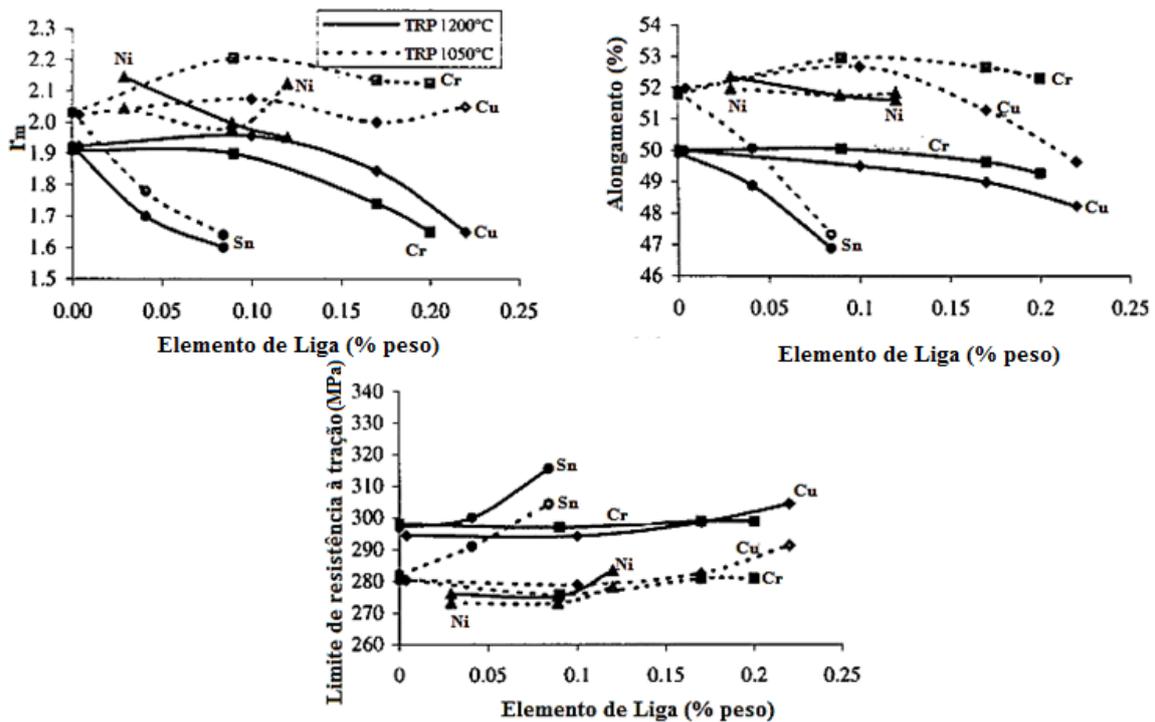


FIG 2.20: Efeitos da quantidade de Cu, Ni, Cr, Sn e temperatura de reaquescimento da placa (TRP) sobre o valor de \bar{r} , do alongamento percentual e da tensão limite de resistência à tração em um aço extra baixo carbono estabilizado ao Ti (YAMADA *et al.*, 1995).

A respeito da FIG 2.20, pode-se concluir que adições de cobre e cromo acima de 0,10 % em peso aumentam um pouco a tensão limite de resistência à tração do aço, e diminui o alongamento percentual e o valor de \bar{r} . Para corpos de prova com 0,2 % Cu e 0,2 % Cr, a temperatura de reaquescimento menor (1050 °C) foi responsável pelo decaimento da tensão limite de resistência, e uma elevação do alongamento e do valor de \bar{r} , possivelmente pela existência de precipitados mais grosseiros. Adições de níquel acima de 0,10 % não produzem efeito significativo nas propriedades mecânicas, porém observa-se uma mudança nos valores de \bar{r} . Com relação ao estanho, em quantidades acima de 0,050 % desse elemento, vê-se um comportamento semelhante àquele evidenciado para adições de Cu e Cr acima de 0,10 %, ou seja, aumento na tensão limite de resistência e queda nos valores de alongamento e \bar{r} . As variações do coeficiente de anisotropia normal com as diferentes composições químicas são

resultado da formação de textura cristalográfica, favoráveis ou desfavoráveis, ou seja, maior intensidade de planos {111} ou {100} paralelos a superfície da chapa, ao final de todo o processo de fabricação desta, respectivamente.

2.4.2 Efeito dos Processamentos Termomecânicos

Nesta etapa, serão avaliados os efeitos do reaquecimento da placa, da laminação a quente, da laminação a frio e do recozimento sobre os valores do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) em aços baixo carbono. Encontra-se, na literatura, uma variedade de trabalhos referentes à relação entre os diversos processamentos termomecânicos e os valores de \bar{r} . Alguns desses são: Hutchinson (1984; 1994), Emren *et al.* (1986; 1989), Mishra e Därmann (1982), Satoh *et al.* (1984), Jonas e Urabe (1994), Jonas e Butrón-Guillén (1996), Pereira (1998), Hoile (2000), Lima *et al.* (2001), Baker *et al.* (2002), Meira (2006), Ray *et al.* (2009) e Dias *et al.* (2012).

2.4.2.1 Reaquecimento da Placa

Como visto na definição dos aços IF (Seção 2.1), durante o processo de fabricação do material, há formação de diversos precipitados, dentre os quais se deve destacar os carbonitretos. Em razão de todo o processo de laminação conhecido, a placa deve ser aquecida antes de ser laminada. Esse reaquecimento pode levar à dissolução desses precipitados, podendo, assim, determinar características fundamentais do processo, como tamanho e distribuição dos precipitados no material, além de influenciar também na microestrutura.

De acordo com Ray *et al.* (2009), a temperatura de encharque é importante, pois determina o tamanho do grão austenítico e auxilia na homogeneização microestrutural antes da laminação a quente, que afetará a componente da textura final após o tratamento de recozimento. De acordo com os autores, quanto menor for o grão austenítico nessa etapa, melhor os valores do coeficiente de anisotropia normal que serão obtidos posteriormente. Abe *et al.* (1982) observou que, quanto maior o tamanho inicial do grão austenítico, maior as intensidades dos componentes de textura Goss ao final de todo o processo, enquanto que quanto menor o tamanho inicial dos grãos austenítico, maior a predominâncias dos componentes {111}<110> e {111}<211>.

favoráveis a estampabilidade. Ademais, Hoile (2000) afirma que, além do desejo de se obter um aço com pequeno tamanho de grão austenítico, precipitados grosseiros (carbonetos, carbonitretos, TiN, TiS) e dispersos ao final desse reaquecimento aumentam os valores de \bar{r} . Temperaturas da ordem de 1250 °C podem dissolver completamente os carbonetos e carbonitretos, enquanto TiN e TiS permanecem estáveis. Porém, a 1000 °C, quase todos esses precipitados existem e agem como sítios preferenciais de nucleação e assim diminuem a temperatura de recristalização (por volta de 800 a 900 °C) que, como será visto adiante, é benéfico para a formação de textura favorável à estampabilidade. Portanto, presume-se que uma temperatura de reaquecimento em torno de 1000 °C seja requerida. Na prática industrial, considerando que há perdas de temperatura durante todo o processo de laminação a quente, as placas são reaquecidas em torno de 1200 °C, para que então, antes do início do processo de laminação, a temperatura esteja em torno dos 1000 °C.

Hoile (2000) mostrou essa característica sobre a forma de um gráfico, coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}) "versus" temperatura de reaquecimento, com base em vários resultados de diversos autores para diferentes aços IF, como pode ser visualizada pela FIG 2.21. A composição química de cada aço é fornecida de acordo com a legenda do gráfico na FIG 2.21, para cada um dos autores analisados. Isso é importante, pois a composição química também interfere nos valores de \bar{r} , como pode ser observada na FIG 2.22, que ilustra uma interação entre a temperatura de reaquecimento da placa, a quantidade de elementos de liga e os valores de \bar{r} . Uma baixa temperatura de reaquecimento da placa tem um efeito positivo sobre os valores do coeficiente de anisotropia normal para baixas quantidades de elementos de liga.

Da FIG 2.21, observa-se que há uma tendência de uma temperatura ótima entre 1000 a 1050 °C, na qual os valores de \bar{r} são maiores, portanto, melhor a estampabilidade do material.

Deve-se atentar, também, ao fato de que maiores temperaturas de reaquecimento da placa podem provocar um aumento significativo do tamanho de grão austenítico. De acordo com Corrêa Jr. (2012), se isso vier a ocorrer, pode haver a formação de grão ferríticos maiores após a laminação a quente, o que não é interessante. Grãos ferríticos maiores são prejudiciais em processos subsequentes, como a laminação a frio e o recozimento, o que diminui a conformabilidade do material.

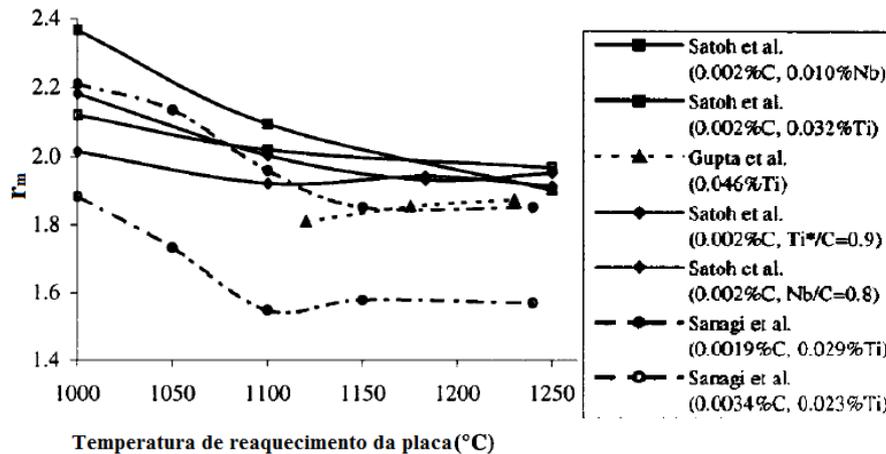


FIG 2.21: Gráfico do efeito da temperatura de reaquescimento em \bar{r} (HOILE, 2000).

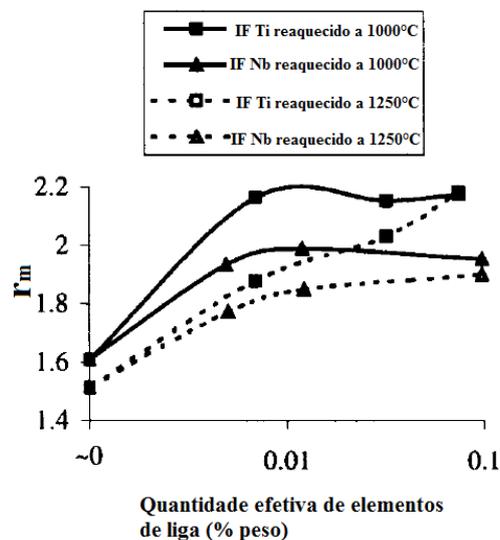


FIG 2.22: Efeito da quantidade de elementos de liga e temperatura de reaquescimento da placa sobre os valores de \bar{r} em aços IF (HOILE, 2000).

Cumprе ressaltar que a temperatura de dissolução de precipitados e a variação dos valores de \bar{r} , dependem da composição química de cada aço. Hoile (2000) e Pereira (1998) reforçam que o efeito dos valores da temperatura de reaquescimento da placa com a conformabilidade dessa está intimamente ligado com a composição química do material.

Finalmente, Pereira (1998) afirma que a temperatura de reaquescimento de placas tem pequeno efeito sobre as propriedades mecânicas finais dos aços IF. Jonas e Butrón-Guillén (1996) ainda concluem que, apesar do efeito das baixas temperaturas de reaquescimento proporcionar uma textura cristalográfica interessante, esse não é muito pronunciado e pode ser facilmente mascarados por outros processamentos termomecânicos relativamente mais importantes, como a laminação a quente.

2.4.2.2 Laminação a quente

Por definição, laminação é o processo no qual uma peça metálica é deformada entre dois rolos, cuja redução na espessura é resultado das tensões de compressão exercida pelos rolos. Quando essa operação ocorre acima da temperatura de recristalização do material, afirma-se que é realizado um trabalho a quente, por isso, a denominação laminação a quente. Nessas operações, grandes deformações são possíveis, pois o metal permanece pouco resistente e um tanto quanto dúctil.

Para melhor entendimento dos efeitos desse processo sobre as propriedades mecânicas finais dos aços IF, é necessária uma explicação um pouco mais detalhada do caminho que a placa percorre desde o desenformamento até o bobinamento: após o reaquecimento, a placa é desenformada e segue para o laminador de desbaste que promove grandes reduções na espessura da placa, sendo também responsável por eliminar óxidos superficiais, fenômeno conhecido como descarepação. A seguir, a placa, então, denominada esboço segue para o trem acabador, que têm a função de conferir as propriedades finais desejadas, além de reduzir ainda mais a espessura do esboço, transformando-os em tiras, que podem chegar a espessuras em torno de 4 mm. Em seguida, as tiras são resfriadas para, então, seguirem para o bobinamento.

Como a principal propriedade a ser avaliada é a estampabilidade, deve-se ressaltar que, nesse processo, os principais fatores que afetam a anisotropia normal são a velocidade de laminação, o grau de redução, a temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento. A avaliação dessas propriedades é bem complexa pelo fato de seus efeitos estarem relacionados tanto com a temperatura de reaquecimento da placa quanto com a composição química do material (HOILE, 2000), porém é importante mencioná-las.

A respeito da velocidade de laminação e do grau de redução, autores como Hoile (2000) e Satoh *et al.* (1984) concluíram, em seus trabalhos, que, quanto maior são esses efeitos combinados, maior a capacidade de promover altos valores do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) e alongamento percentual, aumentando a conformabilidade da chapa. Esse relato pode ser confirmado pelos resultados obtidos por Satoh (1984) e que são demonstrados na FIG 2.23. Satoh utilizou dois aços IF para essa análise. O primeiro continha 0,0050 %C, 0,0035 %N e era estabilizado ao Nb, com 0,020 % desse elemento (AÇO 1). O segundo aço era composto por 0,0040 %C, 0,0027 %N e 0,037 % de Ti (AÇO 2). Depois de serem encharcados a 1250 °C por 20 min, os dois aços foram laminados a quente até uma espessura final de 3,8 mm cujo grau de

Hashimoto, isto é, o valor do coeficiente de anisotropia normal aumentou conforme o aumento da temperatura de acabamento.

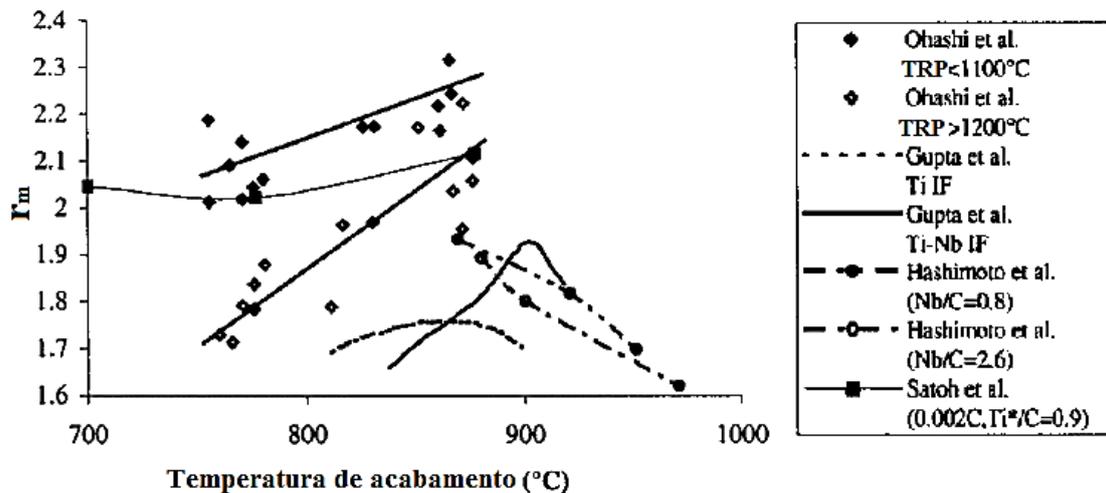


FIG 2.24: Gráfico relacionando o efeito da temperatura de acabamento sobre o coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}) (HOILE, 2000).

Essas divergências podem ser explicadas, como comentado anteriormente, devido a essas propriedades estarem fortemente inter-relacionadas com a composição química do material, a temperatura de reaquecimento e diferentes condições de laminação. Cada resultado obtido é proveniente de amostras diferentes, trabalhadas de formas desiguais, que conduzem a resultados igualmente divergentes.

De maneira geral, analisando os resultados, observa-se que existe uma faixa de temperatura, por volta de 890 a 930 °C, adjacente à linha A_3 do diagrama Ferro-Carbono, cujo valor do coeficiente de anisotropia normal é alto. Por isso, Baker *et al.* (2002) afirma que essa temperatura final de laminação deve estar um pouco acima de A_3 , por volta de 930 °C, para garantir que a recristalização dinâmica ocorra em toda a tira. Essa recristalização é importante, pois refina os grãos e, conseqüentemente, induz uma textura favorável no material em processos subsequentes como a laminação e o recozimento. Ele ainda atesta que temperaturas muito altas, muito acima de A_3 , podem provocar crescimento excessivo de grão austenítico, que tende a desenvolver uma fraca textura no material. Essa afirmação também pôde ser comprovada por Hoile (2000).

Considerando o processo de laminação a quente, pode-se afirmar que o bobinamento é a última etapa na qual pode ocorrer alguma modificação microestrutural capaz de modificar as propriedades finais do aço em questão. Pereira (1998) assegura que a temperatura de bobinamento está entre os principais parâmetros no controle da temperatura de recristalização e das propriedades de estampabilidade finais. Afirma o autor que baixas temperaturas de

bobinamento ocasionam temperaturas de recristalização maiores, o que enseja a formação de precipitados mais finos, diminuindo os valores do coeficiente de anisotropia normal. Yamada *et al.* (1985 apud PEREIRA, 2008) ilustra alguns resultados que podem ser demonstrados na FIG 2.25. Outros autores, como Baker *et al.* (2002) e Hoile (2000), também verificaram esse fenômeno, como será visto a seguir.

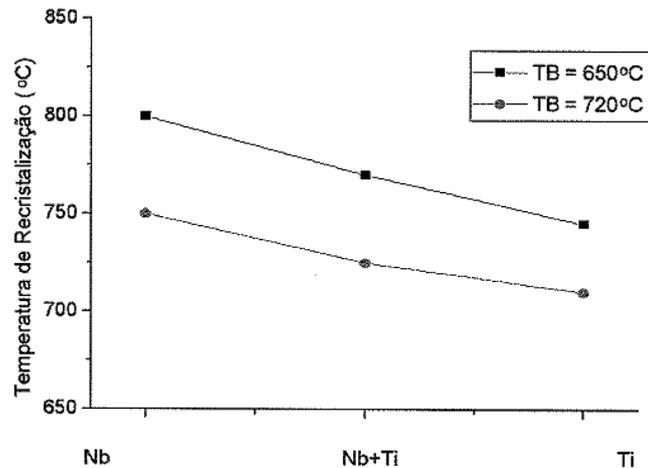


FIG 2.25: Efeito da temperatura de bobinamento sobre a temperatura de recristalização de aços IF ao titânio, nióbio e titânio, e nióbio (YAMADA, 1985, apud PEREIRA, 1998).

Baker *et al.* (2002) defendem que para altas temperaturas de bobinamento (~ 750 °C) é completada a precipitação de carbono e nitrogênio, e precipitados grosseiros são formados, produzindo textura favorável para estampabilidade do aço. Hoile (2000) demonstrou a importância da temperatura de bobinamento para valores do coeficiente de anisotropia, alongamento percentual, tensão limite de escoamento e resistência (FIG 2.26). Para que o aço apresente uma conformabilidade adequada, os valores de \bar{r} e alongamento percentual devem aumentar, enquanto os de tensão limite de escoamento e resistência, diminuir.

Em linhas gerais, para obtermos aços IF, que atendam as características referentes à sua aplicação, deve-se atentar para as seguintes condições:

- A composição química deve ser bem controlada (baixas quantidades de C e N, e quantidades controladas de Ti e Nb);
- É necessário controlar o tamanho de grão durante a laminação a quente, e esse processo pode ser realizado pela precipitação de carbonitretos;
- A temperatura final de laminação deve estar próxima à linha A_3 do diagrama ferro-carbono (linha da transformação austenita (γ) \rightarrow austenita-ferrita ($\alpha + \gamma$));

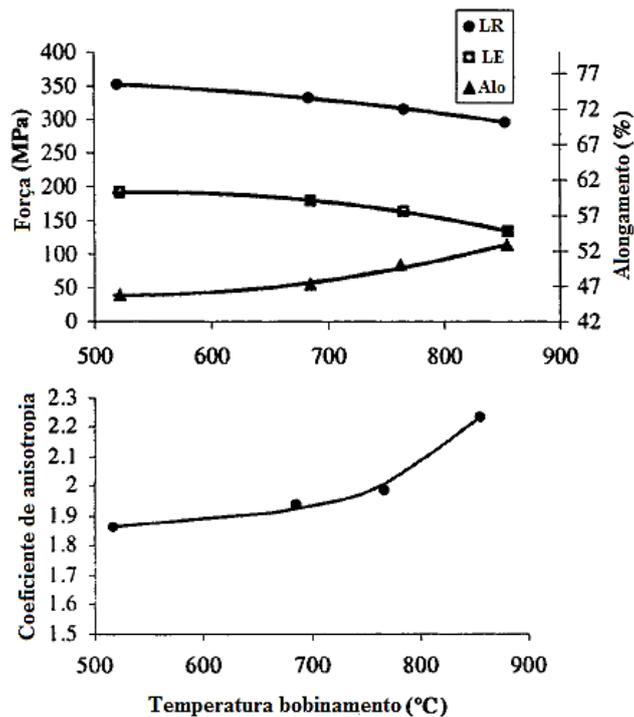


FIG 2.26: Efeito da temperatura de bobinamento no alongamento (Alo), tensão limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e coeficiente de anisotropia para um aço IF com 0,003 % C (HASHIMOTO, 1982, apud HOILE, 2000).

A influência da composição química, da temperatura de reaquecimento e dos processos de laminação a quente sobre os valores de \bar{r} , foi elucidada a fim de obter-se uma abrangência maior no conhecimento sobre a relação dos processos de fabricação dos aços IF com os valores finais do coeficiente de anisotropia normal. Como mencionado anteriormente, esses parâmetros não serão modificados neste trabalho, pois a placa em estudo já foi submetida a esses processos industrialmente. Esses valores estão expostos no item 3.1.

2.4.2.3 Laminação a frio

Na laminação a frio, as temperaturas de trabalho encontram-se, em geral, próximas à temperatura ambiente. Normalmente, as temperaturas de trabalho alcançam por volta de 1/3 da temperatura absoluta de fusão do material. Quando um material metálico é trabalhado dessa forma, diz-se que ele sofre um endurecimento por deformação, ou encruamento. A maioria dos materiais metálicos encrua à temperatura ambiente, inclusive os aços.

A laminação a frio é uma etapa fundamental na produção dos aços IF. Esse processo fornece algumas das mais importantes características do material, como, por exemplo, a

excelente qualidade superficial do produto final, além de um controle dimensional mais preciso da peça acabada. Além dessas vantagens, sabe-se que o encruamento pode otimizar os valores do coeficiente de anisotropia normal.

Pereira (1998) exemplifica o efeito da redução a frio sobre os valores do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}). Demonstra o autor que, em geral, há uma concordância entre a elevação dos valores de \bar{r} e o aumento do grau de redução a frio, até um máximo de 90 %, o que pode ser ilustrado pela FIG 2.27, que indica o efeito da redução a frio sobre os valores do coeficiente de anisotropia normal para um aço IF estabilizado por ambos, titânio e nióbio.

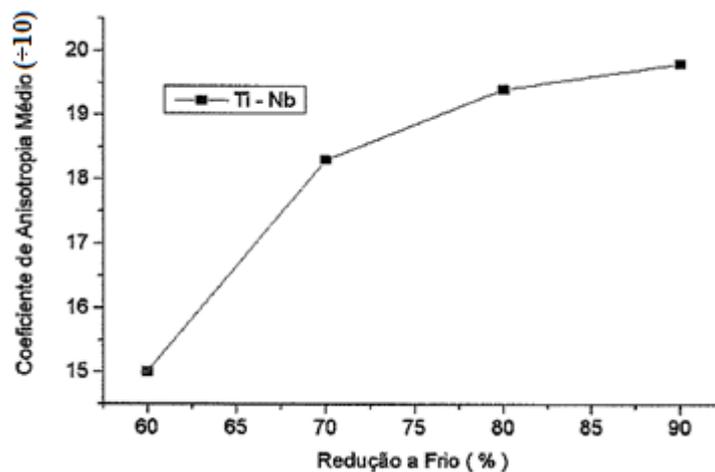


FIG 2.27: Efeito da redução a frio sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços IF (TOKUNAGA *et al.*, 1985, apud PEREIRA, 1998).

A laminação a frio acaba criando a já conhecida textura de deformação. Essa textura é primordial para a obtenção de uma textura de recristalização favorável. De acordo com Hutchinson (1984), para pequenas reduções, na ordem de 50 %, a textura final de deformação é fraca e composta, preferencialmente, pela componente Goss, $\{110\}\langle 001\rangle$. Com o aumento do grau de redução, a componente Goss vai se enfraquecendo, enquanto a intensidade de planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa aumenta. Para deformações ainda maiores, já na faixa de 80 a 90 % de redução, a componente $\{111\}$ //DN continua a crescer, porém acompanhada, agora, de componentes $\{100\}$ //DN, deletéria para a anisotropia normal do material. Como resultado desse tipo de desenvolvimento, há um grau de redução ótimo, que depende de alguns outros fatores como composição química e processamento do material. Considerando aços IF típicos, esse grau de redução encontra-se entre 80 e 90 %.

Jonas e Urabe (1994) mostraram essa tendência utilizando aços IF Ti-Nb, com 0,0018 %C, 0,0023 %N, 0,079 %Ti e 0,010 %Nb. A laminação a frio em aços IF produziu duas fibras principais e já esperadas: $\langle 110\rangle$ paralelas à direção de laminação (fibra α) e $\{111\}$ paralelas à

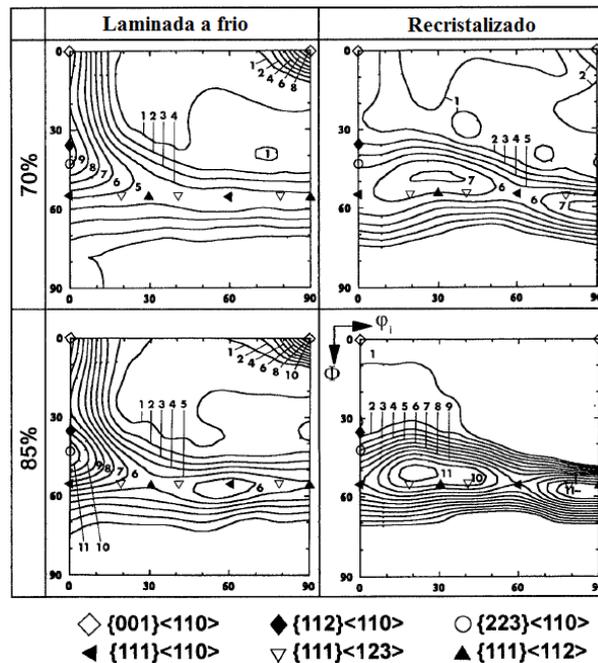


FIG 2.30: ODF's ilustrando as orientações preferenciais para amostras de aço IF Ti-Nb após laminação a frio com reduções de 70 e 85 %, que, depois, foram submetidas ao recozimento. Seções de $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge (JONAS e URABE, 1994).

Da FIG 2.30 se pode concluir que há um fortalecimento das fibras α e γ com o aumento da deformação. Pelo contrário, observa-se um enfraquecimento da fibra α e um aumento de intensidade da fibra γ após a recristalização. Nota-se, também, um maior fortalecimento das fibras quanto maior o grau de redução na laminação a frio.

2.4.2.4 Recozimento

Quando os metais são submetidos a tratamentos termomecânicos, como a laminação a quente e/ou a frio, uma fração da energia de deformação permanece no material, levando à formação de estruturas de deformação instáveis e a outra porção é disseminada sob a forma de calor. Sabe-se que esses processos, principalmente o encruamento, condicionam o metal a um estado de tensões bastante elevado, aumentando significativamente propriedades mecânicas, como a resistência, o limite de escoamento, a dureza, e, conseqüentemente, diminuindo a ductilidade. Essas não são as características esperadas para a aplicabilidade dos aços IF, devendo, assim, ser modificadas pelo processo conhecido como recozimento (VERLINDEN *et al.*, 2007).

O recozimento tem a função de restaurar essas propriedades que se fazem essenciais na aplicação dos aços IF, ao reduzir a energia armazenada no material. Essa restauração é resultado de dois diferentes processos, que ocorrem a elevadas temperaturas: a recuperação e a recristalização (VERLINDEN *et al.*, 2007).

A recuperação ocorre a temperaturas na faixa de 0,4-0,5 da temperatura absoluta de fusão do material. Durante esse processo, parte da energia acumulada é eliminada, em poucas palavras, pela redução e pelo rearranjo de discordâncias. É necessário dizer que a recuperação não afeta a textura cristalográfica do material, pois não envolve migração de contornos de alto ângulo (são aqueles contornos em que a desorientação/o desalinhamento entre os grãos vizinhos é maior que 10-15°), influenciando apenas propriedades como a dureza e a ductilidade (VERLINDEN *et al.*, 2007).

A recristalização acontece a temperaturas maiores do que 0,7 da temperatura absoluta de fusão do material. Pode-se definir esse processo como a formação de uma série de novos grãos equiaxiais. Resumidamente, a força motriz para esse processo é a diferença entre as energias armazenadas entre o material deformado e o não deformado, ou seja, a diferença de energia entre o núcleo potencial para nucleação e sua vizinhança. Nesse caso, há migração de contornos de alto ângulo que "varrem" a microestrutura eliminando e absorvendo defeitos cristalinos. A recristalização é um processo que depende tanto da temperatura como do tempo (VERLINDEN *et al.*, 2007).

Depois do processo de recristalização, há outro fenômeno conhecido: o crescimento de grão. Com o intuito de se produzir uma microestrutura com grãos finos ao final do processo, o recozimento deve ser paralisado antes do crescimento exagerado dos grãos.

A FIG 2.31 é uma forma de distinguir os dois mecanismos de recozimento em função da temperatura e porcentagem de "amolecimento" (queda de dureza do material).

Como visto no item anterior, a deformação a frio leva à formação de uma textura de deformação, preferencialmente situada sobre duas fibras: α e γ . De acordo com Lima *et al.* (2001), a ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial completamente diferente daquela gerada pela deformação, acarretando a completa ausência de textura ou o desenvolvimento de texturas extremamente intensas ou, simplesmente, não modificando as texturas de deformação.

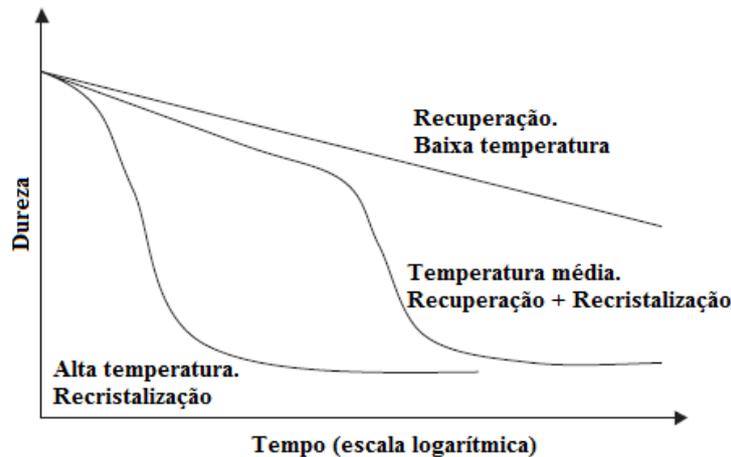


FIG 2.31: Representação esquemática da cinética de "amolecimento" para três diferentes combinações de temperatura (VERLINDEN *et al.*, 2007).

Há, ainda, controvérsia na literatura sobre a formação das texturas de recristalização. A discussão gira em torno de duas teorias rivais: a teoria da nucleação orientada e do crescimento orientado. Ainda segundo Lima *et al.* (2001), a primeira teoria assume que ocorre, com frequência, a formação de núcleos com a mesma orientação cristalográfica observada na textura de recristalização, o que indica que os núcleos iniciais determinam a textura final do material. Já a teoria do crescimento orientado assume que acontece a formação de núcleos com várias orientações, mas que somente alguns núcleos, com orientações específicas em relação à matriz, crescem mais rapidamente e, portanto, dominam a textura de recristalização.

O que se pode afirmar com segurança é que, para aços baixo carbono na recristalização, há um pequeno enfraquecimento da fibra α , $\{hkl\}\langle 110\rangle$ e um fortalecimento da fibra γ , $\{111\}\langle uvw\rangle$, o que é favorável para a aplicação em estampagem.

Hutchinson (1984) demonstra, por meio da FIG 2.32, um esquema do progresso da nucleação de vários tipos de novos grãos durante a recristalização de um aço baixo carbono.

Essa representação esquemática foi baseada em considerações de energia armazenada durante a laminação a frio, cuja sequência crescente de energia é $\{001\} < \{112\} < \{111\}$ e o maior valor foi encontrado em pequenas proporções de grãos orientados $\{011\}$. Hutchinson (1984) afirma que é de se esperar que a textura final seja dominada por aqueles núcleos que se formaram primeiro e que são mais numerosos, que é o caso das orientações $\{111\}$, levando em consideração a FIG 2.32. Analisando o trabalho de Hutchinson (1984), observa-se seu embasamento a partir da teoria da nucleação orientada.

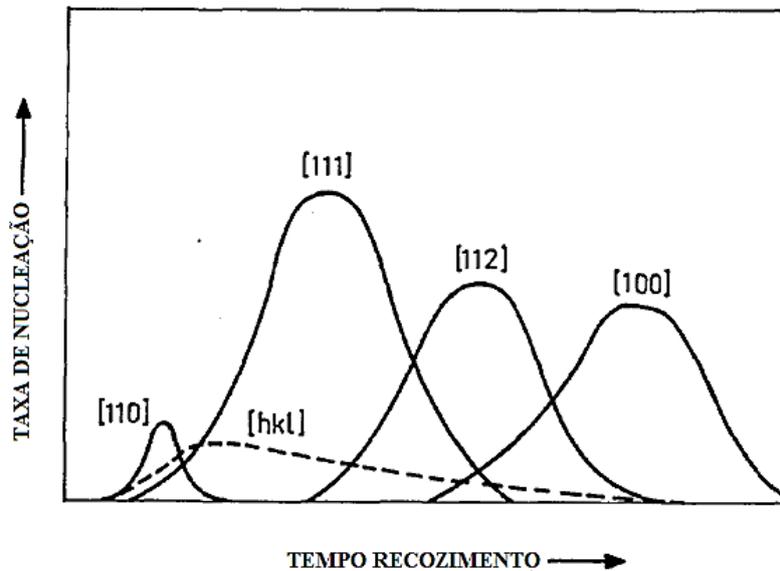


FIG 2.32: Representação esquemática da sequência de nucleação de grãos recristalizados durante o recozimento de um aço laminado a frio (HUTCHINSON, 1984).

Emren *et al.* (1989) analisaram o desenvolvimento da textura cristalográfica em aços para embutibilidade, sobre condições de recozimento contínuo. Um dos aços utilizados pelos autores foi um aço IF Ti com a seguinte composição química (em % peso): 0,009 %C, 0,004 %N, 0,220 %Ti e 0,031 %Al. As amostras recebidas foram laminadas a frio com redução de 80 % e recozidas em um forno a vácuo, simulando as condições de um recozimento contínuo.

A fim de examinar os efeitos da transformação da textura, os corpos de prova foram submetidos a diversas temperaturas, sendo assim denominadas, de acordo com os autores: subcrítica ($T < A_1$), intercrítica ($A_1 < T < A_3$) e supercrítica ($T > A_3$), durante um tempo de 150 s. É importante salientar que cada temperatura é dependente da composição química do material. Essas temperaturas estão discriminadas na FIG 2.33, na qual 700 °C corresponde à temperatura de recristalização primária (RX), 870, 950 e 970 °C correspondem, respectivamente, à temperatura subcrítica (α), intercrítica ($\alpha + \gamma$) e supercrítica (γ) para o aço IF Ti. Vale ressaltar nesse ponto, que as temperaturas aqui mencionadas como subcríticas, intercríticas e supercríticas referem-se ao diagrama binário Ferro-Titânio, que foi utilizada pelos autores como um indicativo inicial das temperaturas de transformações, devido à alta quantidade de titânio presente no material estudado.

Como era de se esperar, após laminação a frio, as orientações concentraram-se, principalmente, na fibra α e parte na fibra γ . Com o decorrer do processo de recozimento, o que pode ser aferido é que a fibra γ tende a se fortalecer em comparação com a fibra α . Em relação à temperatura de recozimento, observa-se que, para as temperaturas subcríticas e intercríticas a

uma queda na intensidade das componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$, pertencentes à fibra α e um fortalecimento da componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, pertencente a ambas as fibras α e γ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$, pertencente a fibra γ ; observou-se, também, um enorme desenvolvimento da textura $\{111\}$ para temperaturas intercríticas, de 950°C , para esse tipo de aço. Emren *et al.* (1989) também fizeram questão de ressaltar que a melhora da textura $\{111\}$ para a temperatura intercrítica, que pode ser prejudicada se esse material for submetido a um tratamento de recozimento na temperatura supercrítica, no qual ocorre a completa austenitização do material. Essa temperatura foi de 970°C para esse aço IF estabilizado ao titânio.

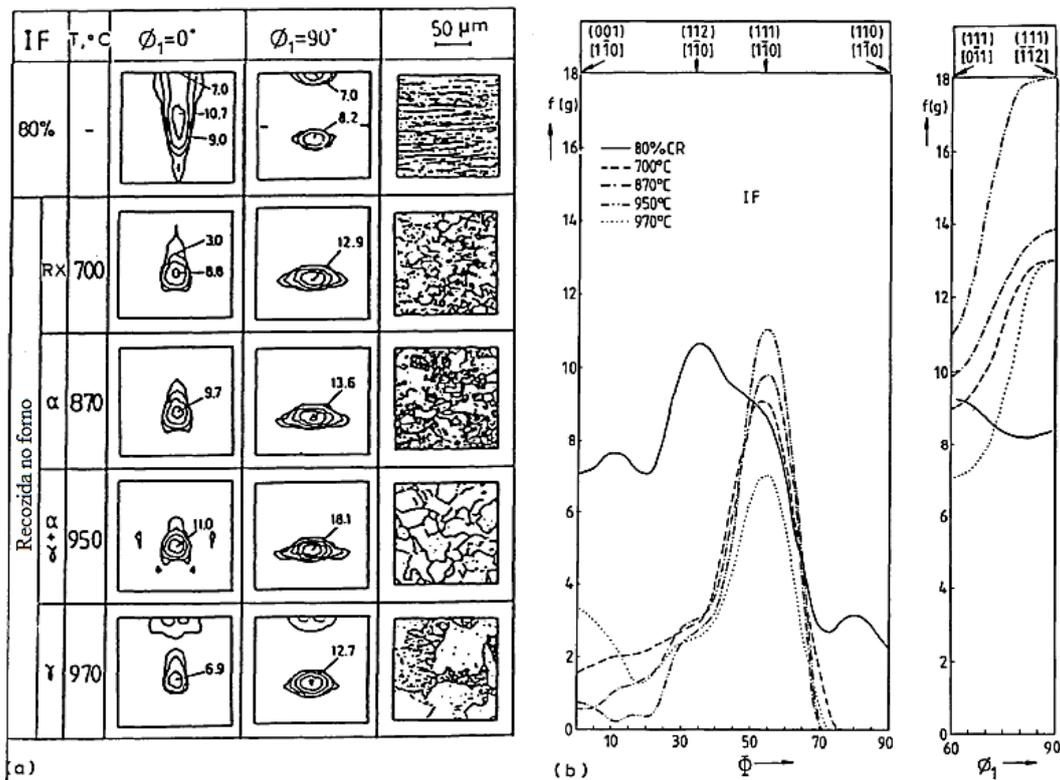


FIG 2.33: (a) Seção ODF a $\phi_1 = 0^\circ$ e $\phi_1 = 90^\circ$ para uma amostra de aço IF Ti laminada a frio, totalmente recristalizada (RX), recozida na temperatura subcrítica (α), intercrítica ($\alpha + \gamma$) e supercrítica (γ) e (b) principais componentes das fibras α e γ (EMREN *et al.*, 1989).

Jonas e Urabe (1994) investigaram a mudança de textura que se sucedeu em um aço IF Ti-Nb durante o recozimento. As amostras utilizadas continham 0,0018 %C, 0,0023 %N, 0,079 %Ti e 0,010 %Nb. Elas foram submetidas a deformações da ordem de 70 e 85 % a frio, e depois, recozidas a 720°C , em um banho de sal com uma variação de tempo entre 10 e 700 segundos (simulando condições de recozimento contínuo). O primeiro resultado obtido pelos autores neste trabalho é ilustrado na FIG 2.34, isto é, o efeito do grau de redução no comportamento da recristalização durante recozimento a 720°C . A fim de se estabelecer um parâmetro do comportamento da recristalização, a dureza Rockwell foi medida em cada amostra recozida.

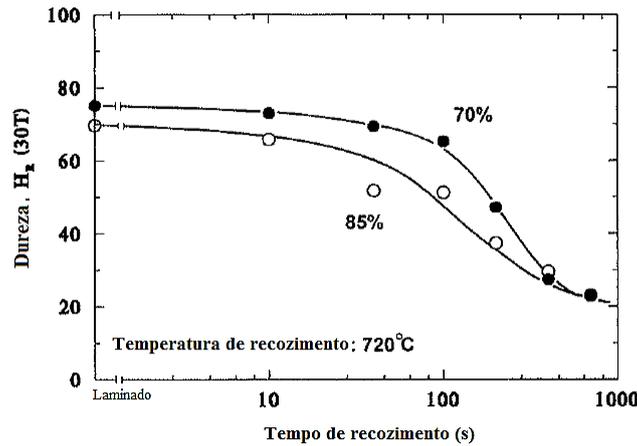


FIG 2.34: Comportamento da recristalização das amostras laminadas 70 e 85 % a frio e, depois, recozidas a 720 °C (JONAS E URABE, 1994).

A principal indicação da FIG 2.34 é que as amostras com maior grau de redução começaram a se recristalizar primeiro, por volta de 10 s, enquanto as amostras 70 % deformadas iniciaram a recristalização na casa dos 30 s.

Outro resultado deste mesmo trabalho de Jonas e Urabe (1994) diz respeito à variação dos componentes pertencentes às fibras α e γ durante o recozimento e, também, da amostra deformada 85 % a frio (a FIG 2.12 ilustra os principais componentes das fibras DL e DN).

Em regra, da FIG 2.35, percebe-se que os componentes no estado deformado apresentaram intensidades elevadas em ambas às fibras. Com o aumento do tempo de recozimento, ocorre um decaimento das intensidades da fibra α , enquanto a fibra γ se intensifica ainda mais. Ao final do recozimento, ainda nota-se que algumas componentes da fibra $\langle 110 \rangle // DL$ ainda são acentuadas, porém com intensidades menores do que o estado deformado. De forma adversa, acontece na fibra $\{111\} // DN$, na qual há uma atenuação de todas as suas componentes quando analisadas em relação ao estado previamente deformado.

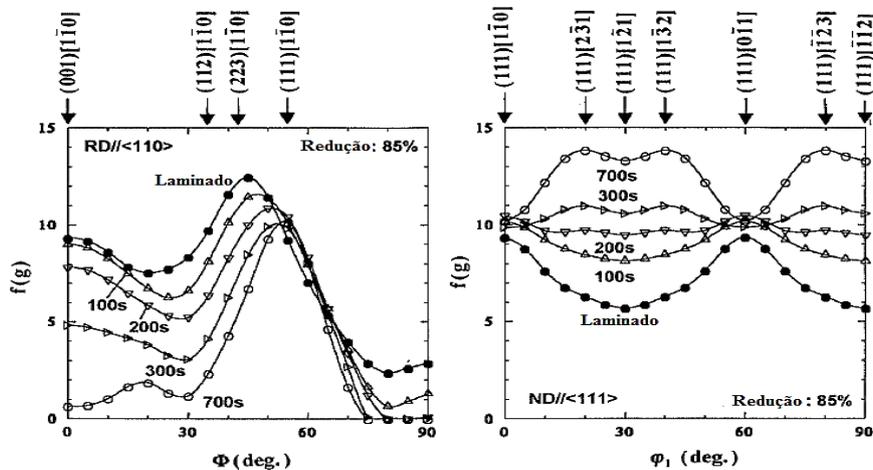


FIG 2.35: Mudança nas intensidades de textura, $f(g)$, das componentes pertencentes a $\langle 110 \rangle // DL$ e $\{111\} // DN$, durante recozimento em amostras de aço IF Ti Nb, laminadas 85 % a frio (JONAS E URABE, 1994).

A mudança de intensidades dos principais componentes, tanto da fibra DL quanto da DN, é ilustrada na FIG 2.36.

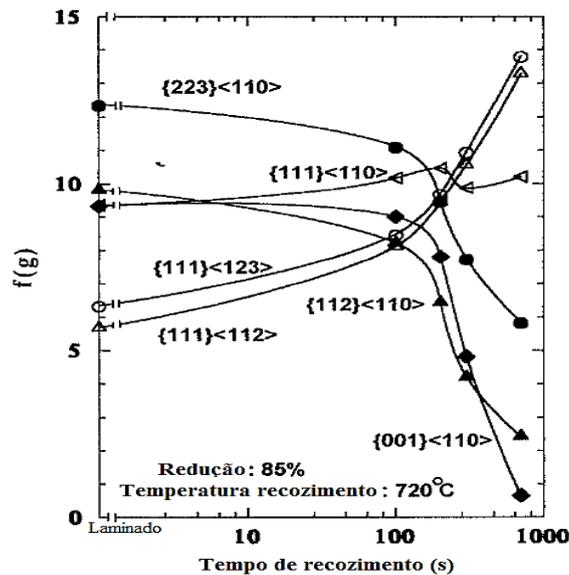


FIG 2.36: Mudanças nas intensidades, $f(g)$, das principais orientações durante o recozimento de um aço IF Ti Nb deformado 85 % a frio (JONAS E URABE, 1994).

Nesse caso, resta evidente que as componentes $\{223\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\{001\}\langle 110\rangle$ decrescem com o aumento do tempo de recristalização. Jonas e Urabe (1994) sugerem que essas componentes correspondem à matriz de grãos que é consumida pelo crescimento dos novos grãos. Ao contrário, $\{111\}\langle 123\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ crescem ao longo do tempo e isso significa que essas componentes correspondem à orientação dos novos grãos formados e em crescimento ao longo da matriz. A componente $\{111\}\langle 110\rangle$ permaneceu majoritariamente constante ao longo de todo o tratamento de recozimento, pois pertence mutualmente as fibras α e γ . Contrariamente a Hutchinson (1984), pode-se considerar que o trabalho de Jonas e Urabe (1994) fundamenta-se na teoria de crescimento orientado.

Jonas e Urabe (1994) finalizam seus resultados deste trabalho exibindo a FIG 2.30, que compara as intensidades das fibras α e γ , suas intensidades no estado recristalizado, tendo em vista o grau de redução na laminação a frio.

Diante do exposto, faz-se necessário, ainda, tratar sobre o trabalho de Dias *et al.* (2012), que apresenta uma análise sobre a textura cristalográfica e o comportamento mecânico de dois tipos de aços IF, micro ligados ao Ti e ao Ti-Nb, submetidos a diferentes ciclos térmicos de recozimento, sob temperaturas de 860 e 760 °C. Em razão da similaridade com os aços que serão aqui trabalhados, preferiu-se analisar somente os resultados referentes aos aços IF Ti-Nb, cuja composição química é exposta na TAB 2.4:

TAB 2.4: Composições químicas dos aços IF Ti-Nb utilizados no trabalho de Dias. (DIAS *et al.*, 2012).

Aço	Composição Química (%peso)								
	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	N
Ti Nb 1	0,0028	0,108	0,001	0,007	0,0096	0,034	0,0202	0,022	0,0023
Ti Nb 2	0,0027	0,089	0,005	0,005	0,0082	0,028	0,0193	0,022	0,0035

O aço Ti-Nb 1, apresentado na TAB 2.4, foi processado com temperatura de recozimento de 860 °C, enquanto o segundo foi processado à temperatura de 760 °C.

O primeiro resultado obtido por Dias *et al.* (2012) refere-se à caracterização microestrutural e análise do tamanho de grão, conforme comparação na FIG 2.37.

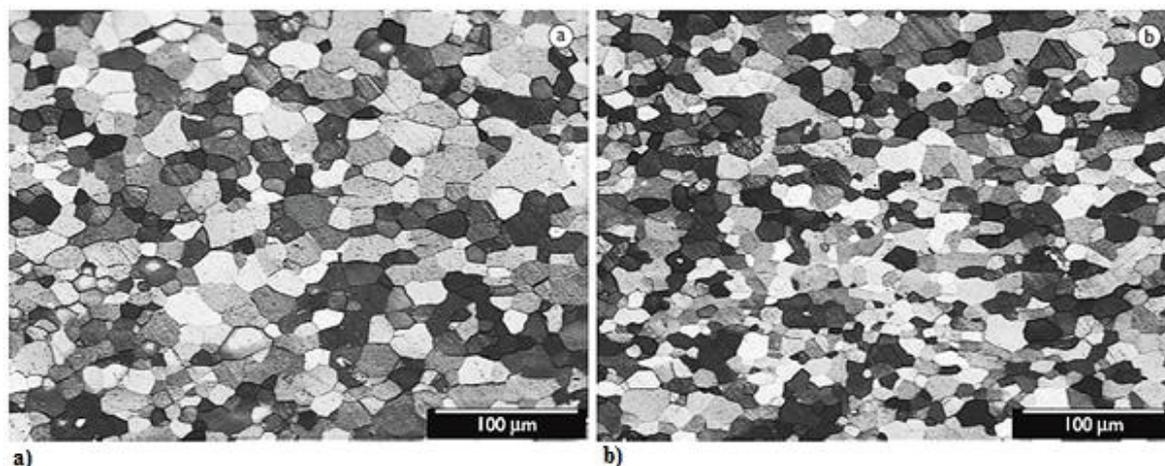


FIG 2.37: Microestrutura dos aços IF Ti-Nb, após recozimento contínuo, obtido por microscopia óptica. (a) Nb-Ti 1, com temperatura de 860 °C; e (b) Nb-Ti 2, com temperatura de 760 °C. Aumento de 200x, ataque Nital 3 % (DIAS *et al.*, 2012).

É facilmente observável que o maior tamanho de grão está presente no aço Ti-Nb cujo ciclo térmico de recozimento foi maior (860 °C), FIG 2.37a. Quando comparado com outros aços IF, como, por exemplo, um aço IF estabilizado somente ao titânio, também objeto de estudo por Dias *et al.* (2012), os aços IF Ti-Nb apresentam menores tamanhos de grão, para ambas as temperaturas de recozimento. Os autores defendem que esse fenômeno está relacionado, principalmente, ao fato de que os carbonetos nos aços IF Ti-Nb apresentam-se mais refinados do que nos aços estabilizados somente ao titânio. Esses carbonetos mais refinados e bem distribuídos sobre a matriz do material funcionam como barreiras à migração dos contornos de alto ângulo durante as etapas de recristalização e crescimento de grão durante o recozimento. O aço IF Ti-Nb 1 apresentou tamanho de grão aproximado de 16,8 µm (ASTM número 8,5), enquanto o aço com ciclo térmico de recozimento a 760 °C apresentou tamanho aproximado de 14,1 µm (ASTM número 9).

As FIG 2.38 e FIG 2.39 apresentam as texturas típicas de recristalização para o aço IF Ti-Nb 1 e Ti-Nb 2, respectivamente. Observa-se uma forte textura cristalográfica em {111}, fibra

γ . A única diferença notável é em relação à intensidade desta fibra. Nota-se que o ciclo térmico de recozimento (simulando recozimento contínuo) a 860 °C apresentou maior intensidade das componentes quando comparada com aquela no qual o ciclo térmico se deu a 760 °C. Mesmo assim, a variação de intensidade de textura entre os dois ciclos foi pequena.

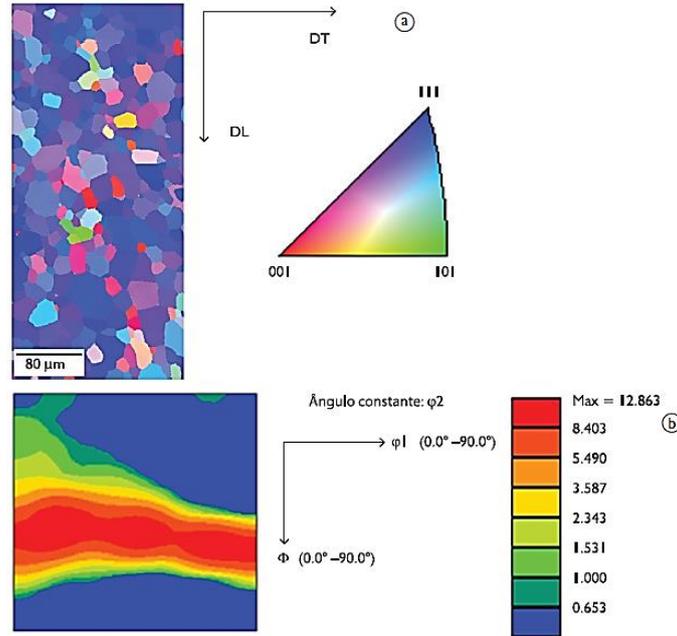


FIG 2.38: Textura cristalográfica do aço IF Ti-Nb, processado a uma temperatura de recozimento de 860 °C. (a) Mapa de orientação; e (b) ODF, segundo notação de Bunge com $\varphi_2 = 45^\circ$ (DIAS *et al.*, 2012).

Dias *et al.* (2012) também analisaram as propriedades mecânicas. As TAB 2.5 e TAB 2.6 ilustram o comportamento dos dois aços analisados:

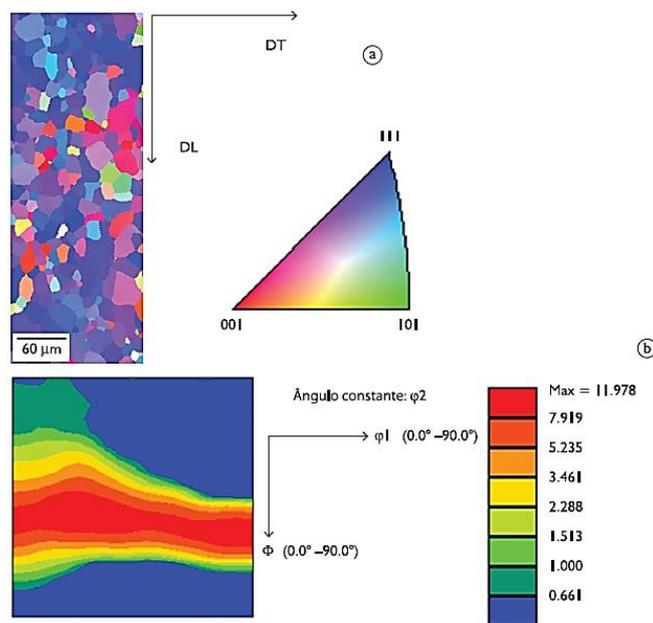


FIG 2.39: Textura cristalográfica do aço IF Ti-Nb, processado a uma temperatura de recozimento de 760 °C. (a) Mapa de orientação; e (b) ODF, segundo notação de Bunge com $\varphi_2 = 45^\circ$ (DIAS *et al.*, 2012).

TAB 2.5: Propriedades mecânicas obtidas por meio de ensaio de tração uniaxial. DP = Desvio Padrão (DIAS *et al.*, 2012).

Aço	Propriedades Mecânicas					
	LE (MPa)		LR (MPa)		AL (%)	
	Média	DP	Média	DP	Média	DP
Ti Nb (860 °C)	162	0,6	285	0,4	48	0,6
Ti Nb (760 °C)	167	0,9	289	0,9	49	0,9

TAB 2.6: Resultados para os coeficientes de anisotropia plástica dos aços Ti-Nb (DIAS *et al.*, 2012).

Aço	Propriedades Mecânicas				
	r_0	r_{45}	r_{90}	r_m	Δr
Ti Nb (860 °C)	2,19	2,13	3,04	2,37	0,48
Ti Nb (760 °C)	2,05	1,86	2,63	2,1	0,48

Os valores do limite de escoamento, de resistência e alongamento total para ambos os aços foram muito semelhantes. O aço com ciclo térmico de recozimento contínuo com temperatura de 760 °C apresentou um comportamento ligeiramente superior quando comparado com o de temperatura de 860 °C, pois a recuperação deve ter sido menor e, por isso, a presença de valores mais elevados de LE e LR. Além disso, o menor tamanho de grão a 760 °C é também responsável pela melhora dos valores das propriedades mecânicas. Em relação à TAB 2.6, pode-se afirmar que os dois aços apresentaram boa conformabilidade, pelos altos valores de \bar{r} encontrados. Os resultados apontam que, de uma forma geral, não há diferença significativa nas características dos aços IF Ti-Nb quando se trabalha com uma variação de 100 °C no ciclo térmico de recozimento do material.

É importante mencionar, ainda, que as operações de recozimento em escala industrial podem ser realizadas sob duas maneiras distintas, o recozimento em caixa ou contínuo. O recozimento em caixa é caracterizado por apresentar longos períodos de encharque (da ordem de horas), baixas taxas de aquecimento e resfriamento, e uma temperatura de encharque relativamente baixa. O contrário acontece no recozimento contínuo, no qual são observadas altas taxas de aquecimento, altas temperaturas de encharque e um pequeno tempo de recozimento (da ordem de minutos) (OLIVEIRA, 2010). Os ciclos térmicos esquemáticos e o esquema de fornos para o recozimento em caixa e o recozimento contínuo são ilustrados nas FIG 2.40 e FIG 2.41, respectivamente.

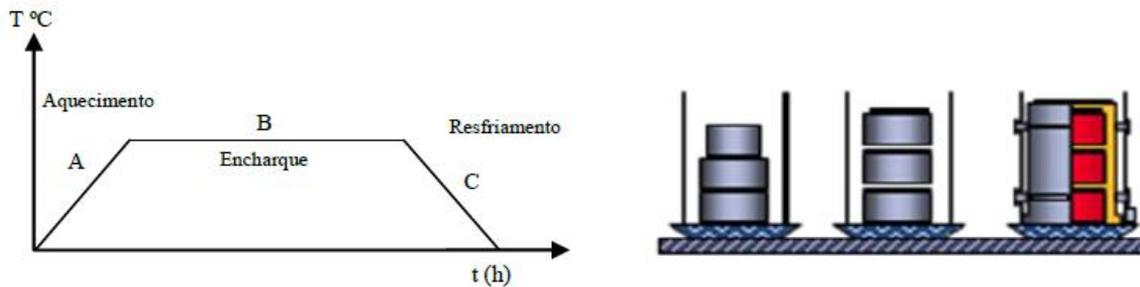


FIG 2.40: Representações esquemáticas de ciclos térmicos e fornos para o recozimento em caixa (OLIVEIRA, 2010).

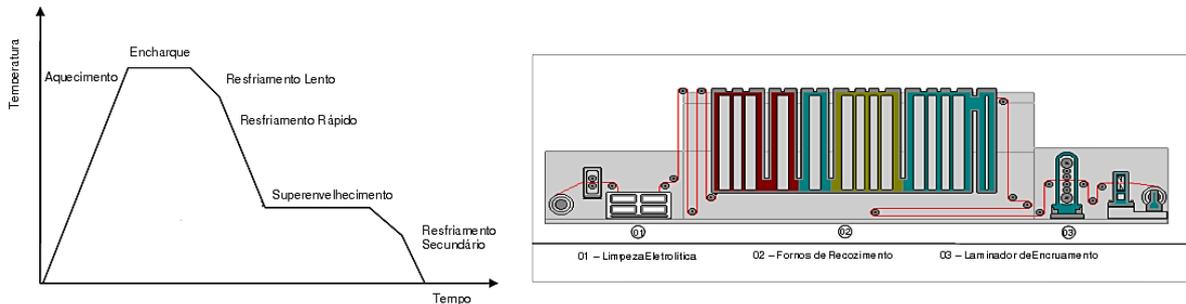


FIG 2.41: Representações esquemáticas de ciclos térmicos e da linha de recozimento contínuo (MEIRA, 2006).

Ray *et al.* (2007) estudaram dois aços de composição química idênticas e variaram a forma como esses foram trabalhados no recozimento. O aço 1 com 0,0037 %C, 0,0034 %N, 0,035 %Ti e 0,005 %Nb foi recozido em caixa durante 25 horas, enquanto o aço 2 com 0,0040 %C, 0,0028 %N, 0,035 %Ti e 0,001 %Nb sofreu recozimento contínuo durante 2 minutos. As FDOC's a $\phi_2 = 45^\circ$, para os dois aços após o tratamento, são apresentadas na FIG 2.42.

Em exame na FIG 2.42 conclui-se, que a intensidade da fibra γ para o tratamento contínuo é muito superior à do tratamento em caixa, conduzindo a melhores propriedades no que tange o estudo da estampabilidade. De fato, como mostraram Ray *et al.* (2007), o alongamento percentual é 1 % maior para o aço 2 e o valor de \bar{r} , nesse caso, é de 2,23, muito superior aos 1,71 obtidos no tratamento em caixa.

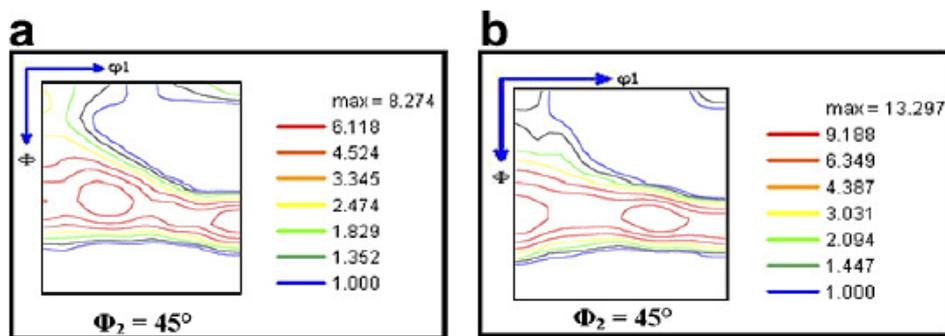


FIG 2.42: Funções de Distribuição para o (a) aço 1, recozido em caixa e (b) aço 2, produzido por recozimento contínuo. Notação de Bunge (RAY *et al.*, 2007).

Finalmente, observa-se que o aumento da temperatura de recozimento melhora a estampabilidade dos aços IF por meio do aumento do coeficiente de anisotropia normal. O aumento do valor de \bar{r} com a temperatura de recozimento contínuo deve-se ao rápido crescimento de grãos com orientação $\{111\}$ //DN. Contudo, a partir de 900 °C e com o processo de crescimento de grão, o valor de \bar{r} pode decrescer. A influência da temperatura de recozimento sobre diversas propriedades mecânicas do aço IF-Ti pode ser ilustrada na FIG 2.43.

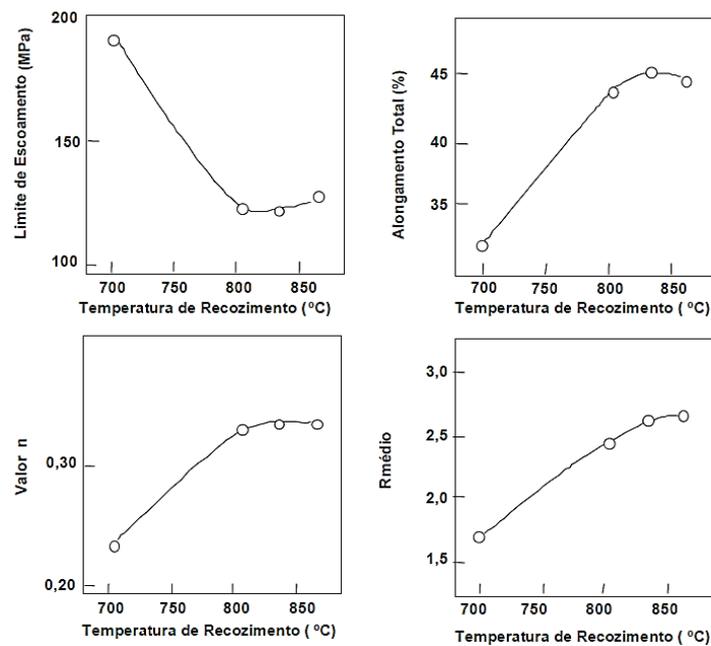


FIG 2.43: Influência da temperatura de recozimento sobre o limite de escoamento, alongamento total, coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de anisotropia normal (STRUGLA, 1992, apud OLIVEIRA, 2010).

Oliveira (2010) ainda aduz que a estampabilidade de aços baixo carbono pode ser afetada pela velocidade de aquecimento no recozimento, em que pese não haver comprovação da influência efetiva desse parâmetro para aços IF.

2.4.3 Comentários Finais das Influências dos Processamentos Termomecânicos sobre os valores de \bar{r}

Tendo em vista a revisão da literatura apresentada, faz-se necessário um resumo sobre as variáveis de processo que otimizam as propriedades do material em questão, principalmente aquelas que dizem respeito à obtenção dos maiores valores para o coeficiente de anisotropia normal.

Em relação à composição química, tem-se que:

- Quanto menor a quantidade de Carbono, Nitrogênio, Enxofre, Fósforo, Manganês, Silício, Cobre, Níquel, Cromo e Estanho, maiores serão os valores de \bar{r} . Em relação ao Titânio e Nióbio, quantidades entre 0,005 e 0,1 % em peso desses elementos, somadas a baixas quantidades dos elementos citados anteriormente, tendem a aumentar os valores do coeficiente de anisotropia normal.

No que diz respeito aos processamentos termomecânicos, tem-se que:

- Existe uma temperatura ótima de reaquecimento da placa, na faixa de 1000 a 1050 °C, em que os valores de \bar{r} são maiores, pois se avaliou que a diminuição da temperatura de reaquecimento contribui para o fortalecimento da textura {111}.

Na laminação a quente, espera-se que:

- Ao combinar uma maior velocidade de laminação com um maior grau de redução, há uma tendência em se alcançar altos valores do coeficiente de anisotropia normal, além de maiores valores para o alongamento percentual;
- No que diz respeito à temperatura de acabamento, encontrou-se que existe uma faixa de temperatura, por volta de 890 a 930 °C, adjacente à linha A₃ do diagrama Ferro-Carbono, cujo valor do coeficiente de anisotropia normal é maior;
- Para a temperatura de bobinamento, mostrou-se que o aumento dessa temperatura diminui a temperatura de recristalização, o que leva à formação de precipitados maiores e mais dispersos, pressuposto favorável ao aumento dos valores de \bar{r} .

Com relação à laminação a frio:

- Verificou-se que, em geral, há uma concordância entre a elevação dos valores de \bar{r} com o aumento da redução a frio, até um máximo de 90 %.

No recozimento, assim como nas outras variáveis, os valores ótimos dependem de outros fatores como composição química e porcentagem de redução a frio. De um modo geral, verificou-se que:

- O aumento da temperatura de recozimento melhorou a estampabilidade dos aços IF por meio do aumento do coeficiente de anisotropia normal, devido ao rápido crescimento de grãos com orientação {111}//DN. Contudo, é importante ressaltar que, a partir de 900 °C e com o processo de crescimento de grão, o valor de \bar{r} pode decrescer;
- Os tempos de recozimento contínuo dependem da temperatura a qual está sendo submetida a amostra. No geral, temperaturas na faixa de 850 a 950 °C demandaram

tempos por volta de 120 a 150 s, enquanto, para temperaturas da ordem de 700 °C, os tempos de recozimento podem ultrapassar os 650 segundos.

2.5 ENERGIA DE ANISOTROPIA

Normalmente, a energia de anisotropia (E_a) é intensamente explorada em aços elétricos para a obtenção de parâmetros que relacionam a textura cristalográfica com as propriedades magnéticas do material. Porém, essa será utilizada no presente trabalho, como um parâmetro global de comparação em relação aos valores de \bar{r} .

De acordo com Bunge (1982), a energia de anisotropia é definida como sendo a energia necessária para magnetizar um cristal em uma direção diferente da direção de mais fácil magnetização, sendo essa a direção [100] para os aços siliciosos. A EQ 2.27 nos fornece a fórmula para o cálculo da energia de anisotropia:

$$E_a (J/m^3) = K_1(\alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_1^2\alpha_3^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2) + K_2(\alpha_1^2 \cdot \alpha_2^2 \cdot \alpha_3^2) \quad \text{EQ 2.27}$$

K_1 e K_2 são os coeficientes de anisotropia do material e α_1 , α_2 e α_3 , os cossenos diretores entre a direção de mais fácil magnetização do material e a direção de magnetização almejada. Como a segunda fração da equação EQ 2.27 é muito pequena em relação à primeira, a função energia de anisotropia (fE_a) é dada por:

$$fE_a = \alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_1^2\alpha_3^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2 \quad \text{EQ 2.28}$$

Portanto, a energia de anisotropia pode assim ser resumida:

$$E_a (J/m^3) = K_1 \times fE_a \quad \text{EQ 2.29}$$

Analisando a definição de energia de anisotropia, conclui-se, então, que, quanto maior é o valor de E_a , pior serão as propriedades magnéticas dos aços siliciosos, pois mais difícil será magnetizar o material em questão.

Como já exposto, a embutibilidade em aços IF é incrementada quando há um fortalecimento da textura {111}, juntamente com um decréscimo das componentes <100>. Como sabido, a textura {111} é a de pior magnetização. Visto isso, espera-se, portanto, que, ao se obter altos valores de E_a , a embutibilidade possa, então, ser melhorada, contrariamente ao que é esperado para os aços elétricos.

2.6 PARÂMETRO A

De acordo com Kestens (2008), a fim de quantificar a qualidade magnética de um aço qualquer não texturado deve ser definido um parâmetro global que pode ser obtido a partir de uma ODF. Esse parâmetro é conhecido como parâmetro A (FIG 2.44).

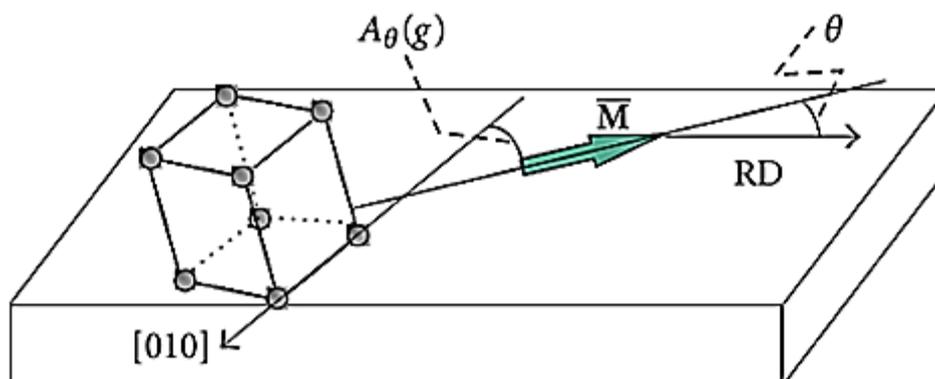


FIG 2.44: Definição do parâmetro A_θ : ângulo mínimo entre o vetor da direção de magnetização \vec{M} e a direção $\langle 100 \rangle$ do cristal mais próxima (KESTENS, 2008).

Para cada orientação g , o ângulo $A(g)$ é o ângulo mínimo entre a direção de magnetização e a direção $\langle 100 \rangle$ mais próxima. O parâmetro de textura A_θ é definido como o valor de orientação médio de $A(g)$, considerando a fração de volume de cada componente da textura, para um campo magnético arbitrário de direção θ . Essa orientação média ponderada do valor pode ser expressa pela integral de convolução (um operador que, a partir de duas funções, produz uma terceira) de $A_\theta(g)$ e a ODF, $f(g)$ (KESTENS, 2008):

$$A_\theta = \int f(g) A_\theta(g) dg \quad \text{EQ 2.30}$$

Kestens (2008) ainda afirma que o valor de A_θ deve estar compreendido entre 0 e $54,7^\circ$. $A_\theta = 0^\circ$ indica que as direções $\langle 100 \rangle$ da componente de textura analisada encontram-se alinhadas com a direção de magnetização (\vec{M}), enquanto para $A_\theta = 54,7^\circ$ há uma indicação que a direção de magnetização está alinhada com as direções $\langle 111 \rangle$. O autor ainda demonstrou que o menor valor de A obtido foi de $22,5^\circ$. Esses valores foram encontrados para todas as componentes da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DN}$), que é a textura ideal para aplicações em aços elétricos.

Para fins de simplificação, Kestens (2008) afirma que, em aplicações de máquinas elétricas, as direções do campo de magnetização serão distribuídas igualmente no plano lamelar de chapas laminadas. Conseqüentemente, a direção média A (parâmetro A) deve ser considerada como:

$$A_{\theta} = \int A_{\theta} d\theta \quad \text{EQ 2.31}$$

E que, para alguns casos, como é o caso dos aços elétricos, pode-se utilizar, com uma ótima aproximação, a seguinte expressão:

$$A = \frac{A_0 + 2A_{45} + A_{90}}{4} \quad \text{EQ 2.32}$$

Nesse caso, A_0 , A_{45} e A_{90} representam os valores de A para um campo aplicado formando um ângulo de 0, 45 e 90 graus, respectivamente, com a direção de laminação.

Do trabalho de Kestens (2008), conclui-se que baixos valores do parâmetro A correspondem a uma alta qualidade magnética de textura, porque isso implica que, em média, as direções $\langle 100 \rangle$ estão alinhadas com a linha de fluxo que são distribuídas aleatoriamente no plano da chapa. Analogamente à conclusão obtida na energia de anisotropia, espera-se, então, uma melhora dos valores de embutibilidade com o aumento nos valores do parâmetro A .

2.7 MODELOS DE PREVISÃO DE EMBUTIBILIDADE

Os modelos de previsão de embutibilidade surgiram com a criação do próprio coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}), proposto por Lankford *et al.* (1950). Devido a esse pioneirismo, até hoje, o coeficiente de anisotropia também é conhecido como coeficiente de Lankford. De lá para cá, alguns trabalhos têm sido publicados com o objetivo de aperfeiçoar a melhor técnica para obtenção dos valores de \bar{r} .

Depois do surgimento do coeficiente de Lankford até final da década de 80, diversos modelos teóricos foram propostos para o cálculo do valor de \bar{r} . Esses modelos levam em consideração as teorias de plasticidade desenvolvidas por Sachs, Taylor e Bishop-Hill, e buscam validar os valores obtidos analiticamente com aqueles previstos na prática, por meio de ensaios de tração convencionais. Dentre esses trabalhos, vale citar Whiteley (1960), Wilson (1969), Kallend *et al.* (1973), Davies (1976), Viana *et al.* (1978), Vostrikov (1982), Daniel e Jonas (1990), Schouwenaars *et al.* (1994), Liu e Van Houtte (2004), Hamada *et al.* (2009) e Morimoto e Yanagimoto (2011).

Com o passar dos anos e com o crescimento da tecnologia computacional, alguns modelos foram propostos com a finalidade de se obter valores do coeficiente de Lankford de forma rápida e automatizada. Esse avanço é industrialmente muito importante, pois é capaz de prever

os valores de \bar{r} sem a utilização do método tradicional, por meio dos ensaios de tração, o que diminui os custos com corpos de prova e, é claro, agiliza a análise da capacidade do material em sofrer conformação plástica. Destacam-se: Daniel *et al.* (1991), Cai e Lee (1995), Delannay *et al.* (2000) e Winning and Raabe (2010).

O estudo que mais se aproxima do proposto neste trabalho é o apresentado por Cai e Lee (1995). Os autores desenvolveram um software capaz de prever alguns dos mais importantes parâmetros relacionados à estampabilidade, como o Fator de Taylor e o coeficiente de anisotropia normal, a partir de dados da difração de raios-x. O software é composto por diversos programas, como pode ser visualizado por meio da FIG 2.45.

Trata-se de um pacote de softwares em que cada programa pode trabalhar independentemente. Nessa pesquisa, a Análise Automática de Textura é realizada por um programa que, em comparação, se comporta como o popLa. Cai e Lee (1995) afirmam que a determinação experimental do coeficiente de anisotropia normal nunca é preciso. Isso se deve à sensibilidade de se medir às pequenas variações da geometria e largura dos corpos de prova. Portanto, esse programa é uma oportunidade de se medir os valores de \bar{r} , sem a utilização de nenhum ensaio mecânico. Cai e Lee (1995) realizaram alguns ensaios em uma amostra de uma liga Al-Cu e concluíram que os valores encontrados pelo software para o coeficiente de anisotropia normal concordam com os valores encontrados experimentalmente. Afirmou-se que esse método é apropriado para análises de propriedades mecânicas num ambiente industrial.

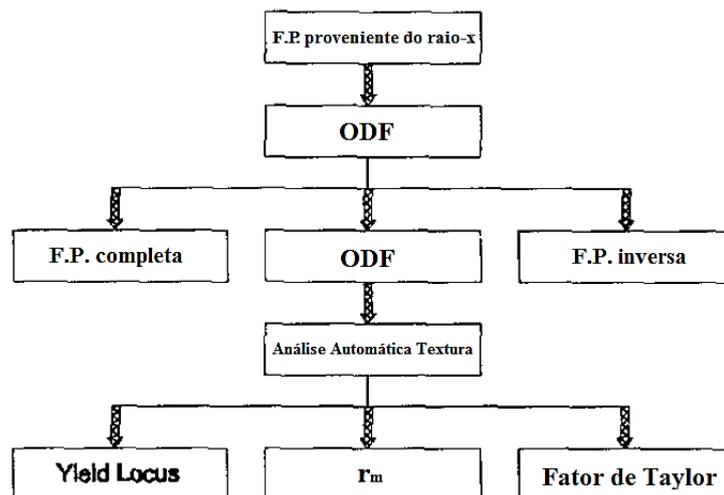


FIG 2.45: Os vários componentes do software para predição dos parâmetros de embutibilidade. (F.P = Figuras de Polo) (CAI; LEE, 1995).

O presente trabalho difere da proposta concebida pelos estudos anteriores, uma vez que busca a criação de um novo parâmetro global e, além disso, dar-se-á ênfase aos aços IF, que são amplamente empregados em processos de estampagem no Brasil.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo evidencia o trabalho prático que foi realizado com a finalidade de se atingir os objetivos propostos na seção 1.2. Num primeiro momento, foi apresentada a composição química do material. Posteriormente, todo o processo para a prática do processamento termomecânico, que inclui a laminação e o recozimento, foi abordado. Também foram discutidas as técnicas, os equipamentos e os devidos laboratórios de estudo. Por fim, foram abordadas todas as caracterizações necessárias para a obtenção dos resultados, isso inclui: a análise da obtenção da microestrutura, das propriedades mecânicas, da textura, bem como os valores da energia de anisotropia, do Parâmetro A, B, e dos ensaios de tração para cálculo do coeficiente de anisotropia normal. Todas as técnicas e todos os equipamentos utilizados foram descritos, de modo que o leitor possa reproduzir a experiência no futuro, se assim desejar.

3.1 MATERIAL

Foram utilizadas amostras de um aço IF Ti-Nb fornecidas pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) na forma de tira resultante da laminação a quente, com 3,80 mm de espessura média inicial. A temperatura média de acabamento e bobinamento foram de 933 e 630 °C, respectivamente. A composição química do aço é apresentada na TAB 3.1, enquanto a fotografia das amostras como recebidas pode ser visualizada na FIG 3.1.

TAB 3.1: Composição química do aço em estudo

Composição Química (% em peso)								
C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ti	Nb
0,003	0,125	0,011	0,006	0,067	0,033	0,003	0,042	0,034

Comparando o presente material com os dados fornecidos pelas TAB 2.1 e TAB 2.2, observa-se uma aproximação com os valores típicos de composição química para aços IF. Além dessa comparação, faz-se necessário conferir a TAB 3.2 com as normas utilizadas pela empresa fornecedora do material. A CSN denomina essa família de aços como: "Aços com qualidade - Estampagem". De acordo com o Catálogo (2014) da empresa, algumas das normas que são

seguidas são a ASTM A1011/1011M (2014) e a brasileira NBR 5906 (2008). Em conformidade com essas, pode-se concluir que a TAB 3.1 encontra-se em consonância com os padrões normativos. Para confirmar, a TAB 3.2 apresenta os requisitos máximos de composição química para 3 diferentes graus de aço para estampagem.

TAB 3.2: Requisitos máximo de composição química para 3 diferentes graus de aço usados em operações de estampagem: EM (Estampagem Média), EP (Estampagem Profunda) e EPA (Estampagem Extraprofunda).
Unidade: % em peso (NBR 5906, 2008).

Especificação	% C	% Mn	% P	% S
EM	0,10	0,45	0,040	0,040
EP	0,08	0,40	0,030	0,030
EPA	0,08	0,35	0,025	0,025



FIG 3.1: Amostra de aço IF como recebida da CSN.

3.2 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

Nesta seção, serão apresentadas as técnicas e os equipamentos que foram utilizados na prática do processamento termomecânico em escala laboratorial, diga-se: laminação a frio e recozimento. A FIG 3.2 mostra um fluxograma das etapas e métodos utilizados neste trabalho.

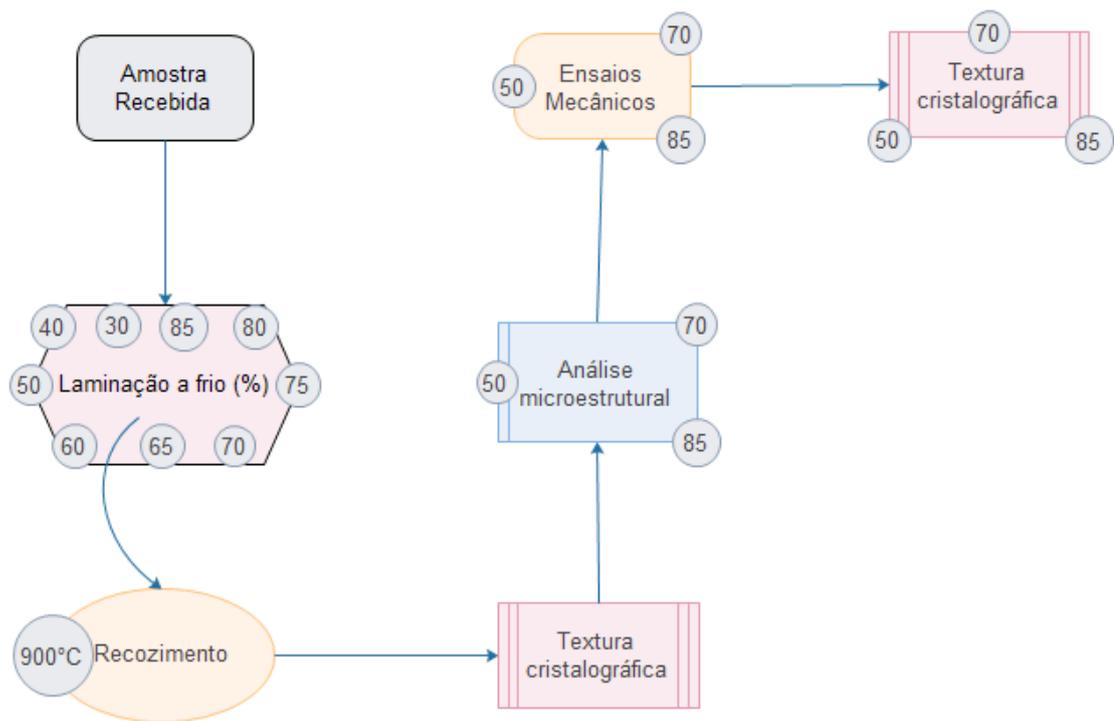


FIG 3.2: Fluxograma representando as etapas e métodos experimentais utilizados no trabalho.

3.2.1 Laminação a frio

As laminações foram executadas no laboratório de Processamento Termomecânico do IME, com o auxílio do Laminador FENN MFG. Co., modelo D 51710 de 1973 (FIG 3.4), com cilindros de trabalho de 133,70 mm de diâmetro. Foram realizadas laminações convencionais, ou seja, os cilindros de trabalho do laminador possuem o mesmo diâmetro, como pode ser exemplificado pela FIG 3.3.

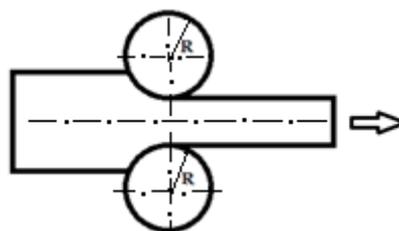


FIG 3.3: Figura esquemática do processo de laminação convencional (BOTELHO, 2012).

Fez-se necessário realizar uma decapagem no material antes da laminação a frio, para a remoção de óxidos e impurezas superficiais. Para isso, a Norma ASTM E340 (2006) foi

utilizada, na qual determina a imersão do material durante 10 a 15 min em uma solução química com razão HCl:HNO₃ de 2:1, na qual, em seguida, o aço deve ser lavado com água e secado.



FIG 3.4: Laminador FENN MFG. Co., modelo D 51710 de 1973. Laboratório de Processamento Termomecânico do IME.

3.2.2 Recozimento

O recozimento realizado buscou simular as condições aplicadas no recozimento contínuo das indústrias. O tratamento foi efetuado em um forno tipo mufla microprocessado, modelo Quimis Q318M (FIG 3.5).



FIG 3.5: Forno mufla microprocessado do IME, modelo Quimis Q318M.

Sabe-se que, no recozimento contínuo, são observadas altas taxas de aquecimento/resfriamento, altas temperaturas de encharque e um rápido tempo de trabalho. O forno tipo mufla é capaz de simular essa operação, pois apresenta dimensões reduzidas, tornando possíveis as condições acima estipuladas. O forno foi aquecido até a temperatura desejada (900 °C), e após, essa ter sido atingida, as amostras foram postas dentro da mufla e contados 150 s, essas foram retiradas para o resfriamento ao ar.

O recozimento foi realizado no Laboratório de Processamento Termomecânico do IME.

3.3 CARACTERIZAÇÃO

Nesta seção, abordam-se todos os procedimentos necessários para a obtenção de importantes resultados, como a análise microestrutural, a análise das propriedades mecânicas e de textura, além de ilustrar o programa que foi utilizado para o cálculo da energia de anisotropia, e dos Parâmetros A e B.

3.3.1 Análise microestrutural

Após o corte do material em dimensões de 20x20 mm, por meio de uma cortadora metalográfica com refrigeração Teclago, modelo CM40, foram utilizadas lixas de 80, 120, 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 # (mesh).

O polimento foi realizado com solução aquosa de alumina, com a seguinte sequência granulométrica: 1, 0,3 e 0,05 μm . Essa sequência de polimento foi repetida durante 6 vezes. Durante o término de cada ciclo, o material foi submetido a um leve ataque com Nital 3 %, por aproximados 30 seg, o que reduziu ainda mais as deformações superficiais, otimizando a preparação metalográfica.

Por fim, realizou-se um ataque químico com Klemms. A amostra foi submersa nessa solução durante 150 s.

Depois de devidamente preparada, a microestrutura foi analisada no Microscópio Ótico Olympus, modelo BX60M do Laboratório de Microscopia do CEFET/RJ (Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca) (FIG 3.6).

A preparação foi realizada no Laboratório de Metalografia do IME e a análise no Laboratório de Metalografia do CEFET/RJ.

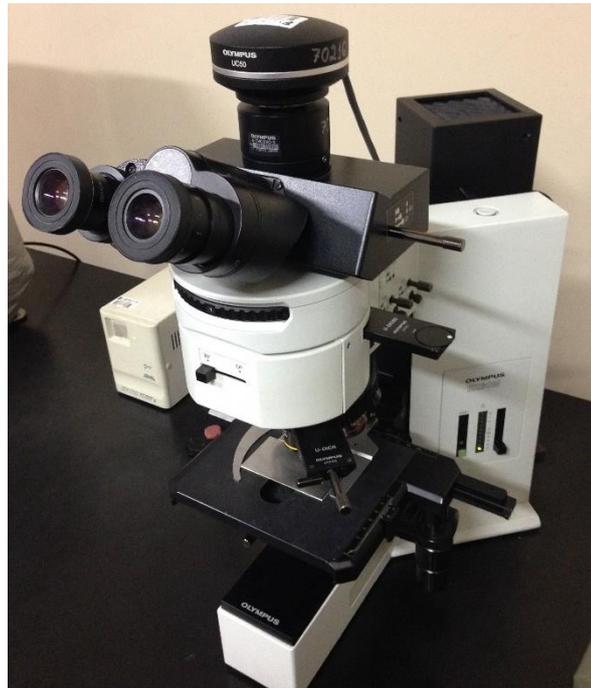


FIG 3.6: Microscópio Óptico Olympus, modelo BX60M do Laboratório de Metalografia do CEFET/RJ.

3.3.2 Análise de propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas avaliadas neste trabalho foram a tensão limite de escoamento (σ_e), tensão limite de resistência à tração (σ_r), o alongamento total (AL), além dos valores do coeficiente de anisotropia (r), coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) e anisotropia planar (Δr).

Para o ensaio de tração, foi utilizada a Norma ASTM E8/E8M (2013). No que diz respeito aos corpos de prova (CP), a FIG 3.7 e a TAB 3.3 apresentam o esboço desse e as dimensões em que foram confeccionados, respectivamente. A preparação dos corpos de prova foi deixada aos cuidados da empresa Tork Controle Tecnológico de Materiais.

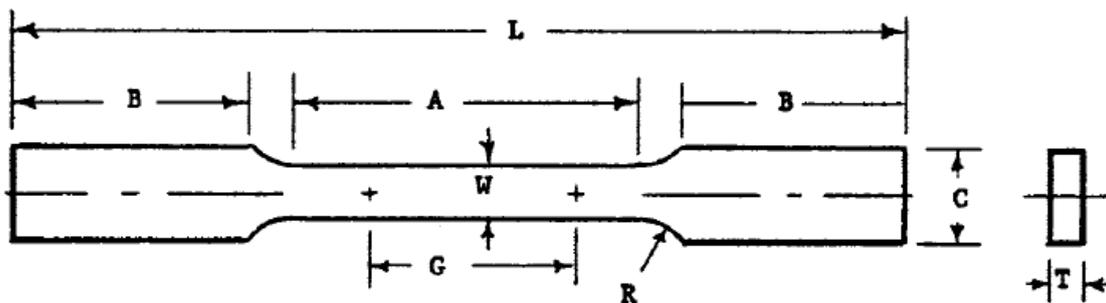


FIG 3.7: Corpo de prova retangular utilizado para o ensaio de tração (ASTM E8/E8M, 2013).

TAB 3.3: Valores das dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração (ASTM E8/E8M, 2013).

<i>Dimensões (mm)</i>	
<i>G - comprimento da seção útil</i>	25,0 ± 0,1
<i>W - largura</i>	6 ± 0,1
<i>T - espessura</i>	do material
<i>R - raio do ângulo de adoçamento (mínimo)</i>	6
<i>L - comprimento total</i>	100
<i>A - comprimento da seção reduzida (mínimo)</i>	32
<i>B - comprimento da seção da garra (mínimo)</i>	30
<i>C - largura da seção da garra (aproximada)</i>	10

O ensaio de tração foi realizado no Instituto Federal do Espírito Santo (IFES). A máquina utilizada foi uma máquina universal de ensaios, eletromecânica e microprocessada, modelo EMIC DL 60000, como mostrado na FIG 3.8:



FIG 3.8: Máquina universal de ensaios, eletromecânica e microprocessada, modelo EMIC DL 60000. (EMIC, 2015)

Devido a limitações das chapas em relação a sua largura, os mesmos corpos de prova confeccionados para os ensaios de tração foram utilizados para realizar os ensaios do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}). Como os valores de \bar{r} dependem da direção em que os corpos de prova são retirados em relação à direção de laminação, os CP's foram retirados em três direções, para que o cálculo da média final obtida fosse representativo. Um desenho esquemático da retirada dos corpos de prova é evidenciado na FIG 3.9.

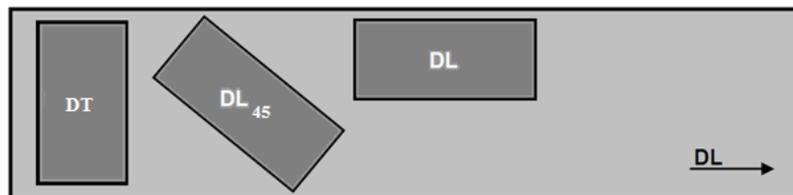


FIG 3.9: Desenho esquemático das posições de retirada dos corpos de prova utilizados para a realização dos ensaios de tração uniaxial (SARDINHA, 2012).

Como o ensaio para o cálculo de anisotropia é delicado e minucioso, qualquer imprecisão pode levar a erros de cálculo. Por isso, decidiu-se por escolher, no mínimo, 8 amostras de cada lote para realizar os ensaios de anisotropia, e os outros 2 restantes para o ensaio mecânico de tração até a ruptura (90 CP's no total, como mostrado na FIG 3.10).

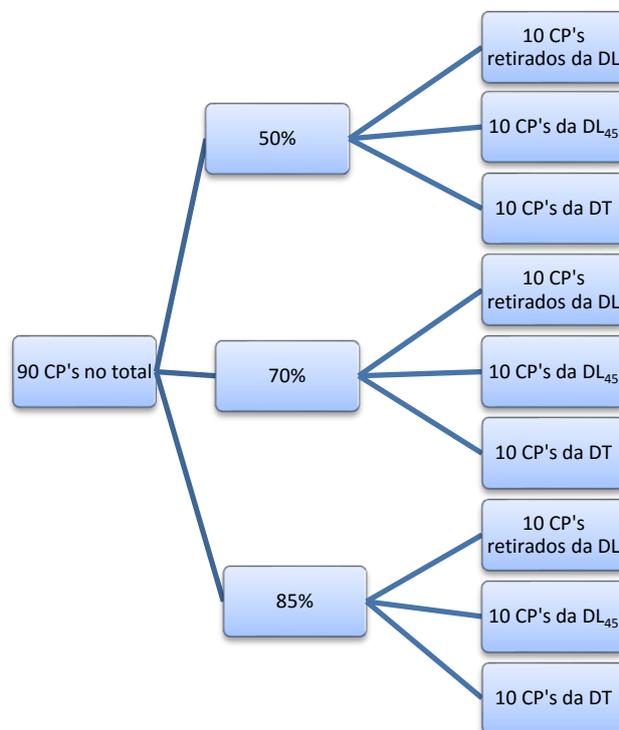


FIG 3.10: Fluxograma representando a quantidade de corpos de prova que foram confeccionados para obtenção das propriedades mecânicas do aço IF.

O ensaio para obtenção dos valores do coeficiente de anisotropia (r), coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) e anisotropia planar (Δr) também é um ensaio de tração uniaxial. Ao contrário do ensaio de tração tradicional, os corpos de prova não são levados à fratura. Mede-se inicialmente, a largura e o comprimento da região útil do corpo de prova. O ensaio é, então, iniciado, com uma velocidade de deformação relativamente baixa, na ordem de 5 mm/min, para garantir que o material se deforme homoganeamente, até uma deformação total na ordem de 18 %, em que o ensaio é, então, interrompido. Ao final, medem-se as larguras e comprimentos finais. Calcula-se uma média aritmética dos valores de anisotropia (r) oriundos da equação 2.26 de cada uma das três direções. Δr e \bar{r} são, então, obtidos de acordo com as EQ 2.25 e EQ 2.26. (ASTM E517, 2010).

Os ensaios de tração e os ensaios para obtenção da anisotropia da chapa foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do IFES.

3.3.3 Análise de textura cristalográfica

Amostras com dimensões 20 x 20 mm foram retiradas da porção central das placas previamente laminadas e recozidas. As análises de textura foram realizadas a meia espessura dessas amostras. Para isso, todas elas foram previamente desbastadas com a seguinte sequência de lixas granulométricas: 80, 120, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200 #. Para eliminar as tensões residuais e os riscos do lixamento, as amostras foram polidas quimicamente por uma solução composta por 5 % de ácido fluorídrico (HF) e 95 % de peróxido de hidrogênio (H₂O₂).

As medições da textura cristalográfica foram realizadas por Difração de Raios-X. O equipamento utilizado foi um Difractômetro, modelo X'Pert PRO MRD fabricado pela empresa holandesa PANalytical (FIG 3.11). Esse equipamento é capaz de movimentar o porta-amostras nos eixos x, y e z, além dos ângulos psi, teta e phi (Notação Roe), graças a seu goniômetro modelo PW3050/60 (Teta/2Teta).



FIG 3.11: PANalytical X'Pert PRO MRD do laboratório de difração de raios-x do IME (BOTELHO, 2012).

Antes do equipamento fornecer as análises das texturas cristalográficas propriamente ditas, foi necessário obter os ângulos dos planos de difração da amostra, que obedecem à lei de Bragg, por uma técnica conhecida como Absolute Scan. Esses ângulos são importantes porque fornecem a exata localização dos planos cristalográficos que serão medidos. Além disso, os valores destes ângulos também foram utilizados em um software para correção de desfocalização. O resultado do Absolute Scan é exibido na FIG 3.12.

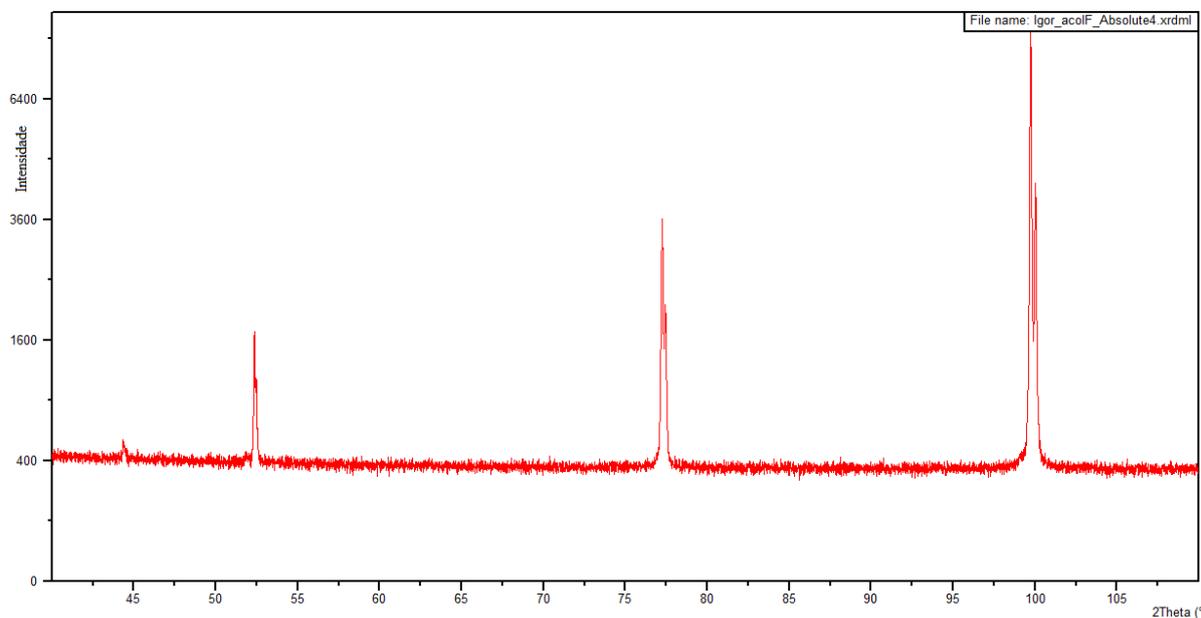


FIG 3.12: Absolute Scan: planos de difração das amostras obtidas por meio da lei de Bragg.

Os aços livres de intersticiais apresentam estrutura cristalina CCC e, por isso, três planos cristalográficos já são suficientes para representar o material como um todo. Os planos medidos foram: (110), (200) e (211), com os respectivos ângulos 2θ de 52,362; 77,446 e 100,025.

Depois de serem obtidos os ângulos dos planos cristalográficos, o ensaio de medição de textura foi inicializado e as figuras de polo referentes aos planos cristalográficos definidos anteriormente foram, então, obtidas. A obtenção das figuras de polo foi realizada pelo próprio software do aparelho, X'Pert Data Collector.

Como comentado na seção 2.2, as figuras de polo devem ser corrigidas por meio de um software, o popLA. Botelho (2012) explica detalhadamente como preparar os dados para a correta utilização do popLA:

"Antes de se utilizar o popLA é necessário preparar os arquivos. Os dados gerados pelo equipamento X Pert PRO MRD são gravados em arquivos com a extensão .rxdml, sendo gerado um arquivo para cada plano de difração analisado, ou seja, três arquivos para cada amostra. Esses são transformados em arquivos com extensão .rwl, entrada do *software* Philips Conversion. Nesse programa, os arquivos .rwl são compilados em um novo arquivo, com extensão .rwd, que é então transformado em um novo arquivo com extensão .raw, que é a entrada do popLA. Após correções, esse último arquivo está pronto para ser trabalho no *preferred orientation package – Los Alamos*. Outro arquivo de entrada para as análises é o de correção de desfocalização, com extensão .dfb, que é gerado pelo próprio popLA. Para tal, são necessários os ângulos dos planos de difração das amostras, medidos através de um ensaio de difração de raios-x. A sequência de correções dentro do programa incluem desfocalização, rotação, por harmônicos esféricos e simetrização das figuras de pólo."

Porém, como citado anteriormente, as figuras de polo não são a melhor ferramenta para uma análise completa da textura cristalográfica dos materiais, sendo utilizadas as Funções de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC's). Essa função pode ser calculada a partir das figuras de polo direta com a ajuda de dois softwares: popLA e Philconv.

A obtenção de planos e direções preferenciais ocorre pelo auxílio dos ábacos ou, então, a partir dos arquivos de coeficientes harmônicos (.chd). Neste trabalho, a obtenção dos componentes de textura foi realizada a partir dos arquivos de coeficientes harmônicos, como representado na FIG 3.13:

CD85	11/27/13		ODF by harmonics										28-NOV-**		θ		ψ	
CHDR	5.0	90.0	5.0	90.0	1	1	2	1	3	100	Phi= 0.0							
94	108	136	148	125	70	9	1	1	1	1	1	9	70	125	148	136	108	94
123	123	119	102	73	45	26	13	1	1	1	1	3	62	113	137	134	122	115
157	140	90	29	1	3	50	86	81	38	1	1	4	51	90	112	127	144	152
124	114	77	20	1	1	46	94	103	80	49	32	36	53	68	84	115	156	176
48	61	75	57	22	11	30	51	62	73	86	88	78	61	49	58	103	164	194
12	33	66	66	44	35	37	31	25	48	91	117	106	73	47	52	100	167	199
23	35	48	39	29	45	61	47	28	55	118	162	156	121	90	85	109	149	168
7	17	26	15	12	39	64	58	57	115	215	281	274	224	173	139	125	128	132
1	1	1	10	8	25	45	52	86	196	344	436	421	337	244	176	139	129	130
1	1	1	9	8	19	37	50	99	232	407	513	491	383	267	187	147	135	133
1	1	1	4	3	26	54	61	88	194	349	446	424	328	236	178	144	123	116
6	16	24	12	8	37	70	67	61	115	220	291	279	217	163	140	131	126	124
26	38	53	46	35	44	56	48	36	61	122	167	162	122	85	81	113	159	181
13	33	67	77	59	38	25	21	30	61	100	122	114	81	46	46	100	180	218
49	59	70	60	34	17	21	39	62	85	99	99	87	68	51	57	103	166	197
126	112	70	14	1	1	49	95	104	84	56	40	39	50	69	93	122	150	162
155	138	89	26	1	3	57	98	88	39	1	1	1	41	88	123	139	140	138
114	122	128	111	71	33	19	18	7	1	1	1	1	57	112	142	140	119	108
83	106	150	165	124	51	1	1	1	1	1	1	9	71	126	149	136	104	88

FIG 3.13: Arquivo .chd para amostra de cobre deformada 85 %, para um ângulo Roe de $\phi = 0^\circ$ (Notação de Roe).

Os arquivos *.chd* têm o formato de uma tabela 19x19, cujos ângulos Roe crescem ψ da esquerda para a direita e θ de cima para baixo, em intervalos de 5° . Como os componentes cristalográficos têm ângulos bem definidos para cada situação, é possível identificar qualquer componente do material, vide FIG 2.12. A título de ilustração, a intensidade da componente $\{011\}\langle 100\rangle$, também conhecida como componente Goss (G), foi demarcada na FIG 3.13.

As análises de textura cristalográfica foram conduzidas no laboratório de Difração de Raios – X do IME.

3.3.4 Cálculo da Energia de Anisotropia e do Parâmetro A

Como explicado anteriormente, a energia de anisotropia (E_a) é definida como sendo a energia necessária para magnetização de um cristal em uma direção diferente da direção de mais fácil magnetização, sendo essa direção a $[100]$ para os aços elétricos. Para aços IF, espera-se obter melhores valores de embutibilidade de acordo com o aumento da E_a , pois sabe-se que, para este material, a direção $[100]$ está relacionada aos piores valores de embutibilidade.

Felix *et al.* (2012) desenvolveram um programa em linguagem C para calcular a função energia de anisotropia (fE_a) a partir dos arquivos fornecidos pelo popLa (*.chd*). O programa é capaz de ler todos os caracteres do arquivo, identificar as tabelas e calcular os valores da fE_a com base nas EQ 2.27 a EQ 2.29, ou seja, os valores da energia de anisotropia podem ser obtidos automaticamente. Visto que os aços IF possuem textura predominante de planos $\{111\}/\text{DN}$, que é a componente de pior magnetização, espera-se encontrar uma relação crescente entre a fE_a e o coeficiente de anisotropia normal, contrária com a relação obtida para aços elétricos.

Uma relação entre os valores de \bar{r} e A também foi estabelecida por meio de outro programa em linguagem C. De forma semelhante à energia de anisotropia, porém usando outras bases matemáticas (EQ 2.30 a EQ 2.32), também é possível obter os valores de A automaticamente, a partir dos dados fornecidos pelo popLa. Kestens (2008) afirma que baixos valores do parâmetro A correspondem a uma alta qualidade magnética de textura. Espera-se, portanto, que o aumento nos valores do coeficiente de anisotropia normal também aumente os valores do parâmetro A, contrariamente ao que foi obtido para os aços siliciosos.

A FIG 3.14 ilustra o prompt de comando e os valores de saída do programa utilizados para o cálculo da f_{Ea} e do Parâmetro A, para a amostra deformada a 50 %.

```
D:\Google Drive\Mestrado IME\Trabalhos bases para proposta\feA\Arquivos para resultados PICM...
Calculador: s
Sair: outra tecla
s
          INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
<Real Academia de Artilharia, Fortificacao e Desenho - 1792>

          PICM - 2012

Programa para o calculo da Energia de Anisotropia de uma amostra de aco eletrico

Eh valido para arquivos do software popLA salvos na mesma pasta do programa
Eh necessario que haja simetria cubica e ortotropica na amostra

Entre com o nome do arquivo gerado pelo popLA <sem a extensao>:
50

A0      A45      A90
27.3908 29.5056 31.7235

Parametro A (MEDIA) = 29.5314

Para alfa igual a 0 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1658
Para alfa igual a 10 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1563
Para alfa igual a 20 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1480
Para alfa igual a 30 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1427
Para alfa igual a 40 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1417
Para alfa igual a 50 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1448
Para alfa igual a 60 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1513
Para alfa igual a 70 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1595
Para alfa igual a 80 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1683
Para alfa igual a 90 graus, a Energia de Anisotropia vale 0.1764
```

FIG 3.14: Prompt de comando e valores de saída do programa utilizado para o cálculo da f_{Ea} e do Parâmetro A para a amostra deformada a 50 %.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, serão apresentados todos os resultados práticos, como as análises de textura na laminação e no recozimento, as análises microestruturais, as propriedades mecânicas, os valores do coeficiente de anisotropia, além dos parâmetros globais que foram calculados pelo programa computacional (fEa e Parâmetros A e B). Também inclusas neste capítulo estão todas as discussões necessárias referentes a cada resultado obtido.

4.1 SELEÇÃO DOS PARÂMETROS FINAIS POR MEIO DE PROCESSAMENTOS TERMOMECÂNICOS – ANÁLISE DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

A fim de avaliar qual processamento termomecânico poderia fornecer as maiores intensidades das famílias $\{111\}$ //DN, conseqüentemente, maiores valores do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) foram testados algumas combinações de laminações a frio e recozimento. Além disso, a obtenção de diversas texturas cristalográficas nessa fase permitiu a escolha de três diferentes tratamentos termomecânicos que foram utilizados como base para a preparação dos corpos de prova que foram utilizados para o cálculo dos valores do coeficiente de anisotropia normal. Os diferentes pontos obtidos foram fundamentais para o traçado da curva que comparou os valores de \bar{r} obtidos pelos ensaios de tração e os obtidos pelo novo Parâmetro B.

As análises de textura foram conduzidas nas amostras deformadas e recozidas. Dessas análises, pôde-se ter uma ideia de qual combinação entre deformações e temperatura de recozimento forneceu as maiores intensidades dos planos $\{111\}$ //DN. Também foram obtidas as texturas para o mesmo lote de amostras usados para confecção dos corpos de prova utilizados nos ensaios de anisotropia. Desses resultados foram obtidos os arquivos *.chd* utilizados para o cálculo da Energia de Anisotropia, Parâmetro A e Parâmetro B, que, depois, foram relacionados com os valores de \bar{r} obtidos pelo ensaio de tração uniaxial.

4.1.1 Laminação a frio

Como explicado, os valores de coeficiente de anisotropia normal se elevam até uma redução máxima de 90 % na deformação. Emren *et al.* (1986) e Jonas e Urabe (1994) realizaram reduções de 80 e 85%, respectivamente, obtendo valores de \bar{r} da ordem de 2,0, após o trabalho final de recozimento realizado nos seus respectivos materiais. No geral, percebe-se que a faixa entre 80 a 90 % de laminação resulta nos maiores valores do coeficiente de Lankford ao final do recozimento (deve-se lembrar que os valores de \bar{r} dependem do processo posterior de recozimento, no qual a laminação a frio tem forte influência na textura de recristalização). É válido destacar, nesse ponto, que a redução ótima que conduz ao maior valor do coeficiente de anisotropia normal pode sofrer variações de acordo com a composição química do material.

Tendo em vista que, paralelamente, um dos objetivos do trabalho foi também avaliar o processamento termomecânico que fornece as maiores intensidades das componentes $\{111\}$ //DN, decidiu-se por realizar laminações, com reduções de 30, 40, 50, 60, 65, 70, 75, 80 e 85 %. Essas laminações foram acompanhadas por um tratamento térmico de recozimento a uma temperatura constante de 900 °C por 150 segundos. Como comentado anteriormente, a decisão de escolher diversas laminações também foi impulsionada pelo fato de se almejar diferentes intensidades da fibra γ , o que proporcionaria, conseqüentemente, diferentes valores para o coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}), sendo, assim, possível o traçado da curva de linearidade entre \bar{r} e o Parâmetro B.

Para a análise da textura cristalográfica, utilizaram-se as Funções de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC's), seguindo a notação de Bunge, com análise para os ângulos constantes de $\varphi_2 = 45^\circ$. As FDOC's para as respectivas laminações são apresentadas nas FIG 4.1 a FIG 4.9.

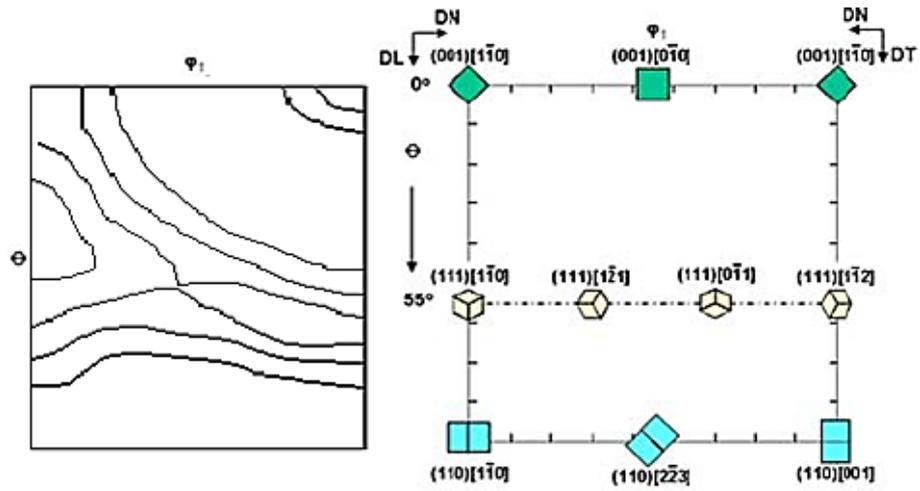


FIG 4.1: FDOC's para uma amostra deformada em 30 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4.

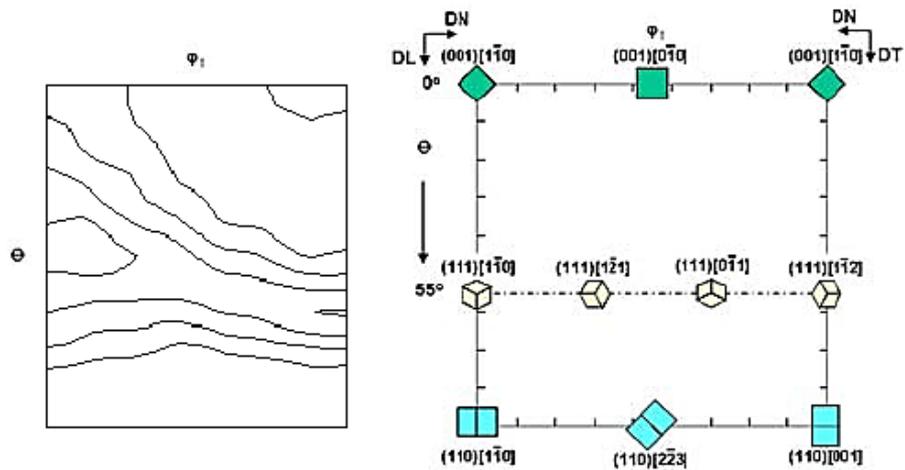


FIG 4.2: FDOC's para uma amostra deformada em 40 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4.

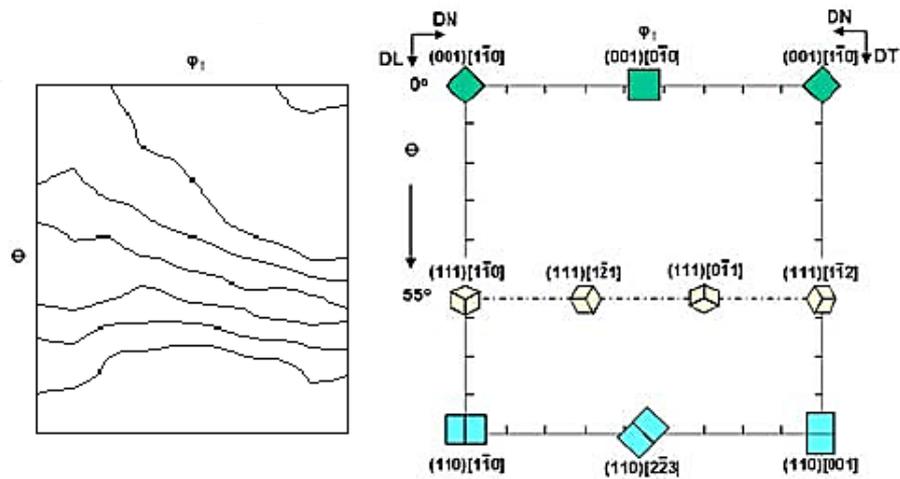


FIG 4.3: FDOC's para uma amostra deformada em 50 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3.

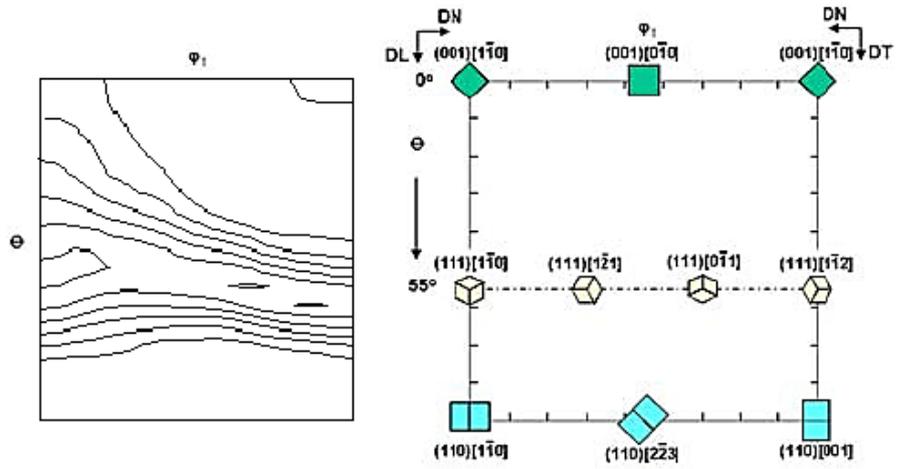


FIG 4.4: FDOC's para uma amostra deformada em 60 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6.

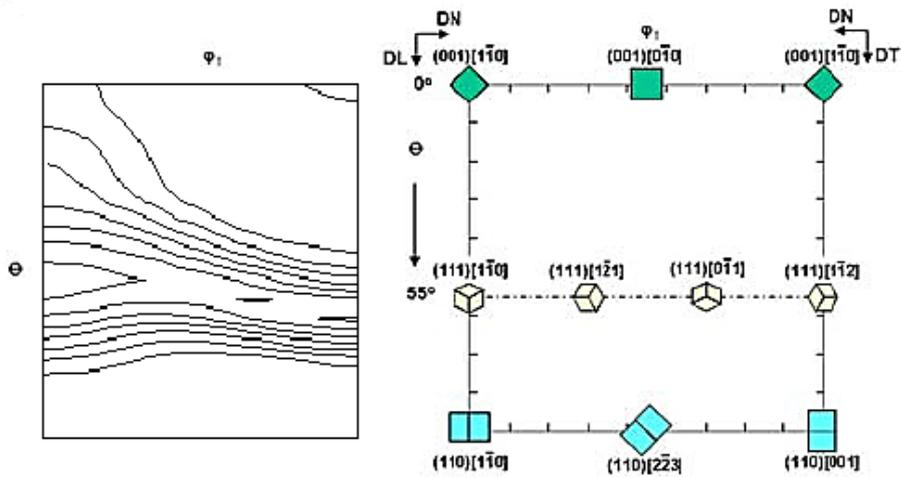


FIG 4.5: FDOC's para uma amostra deformada em 65 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6 7.

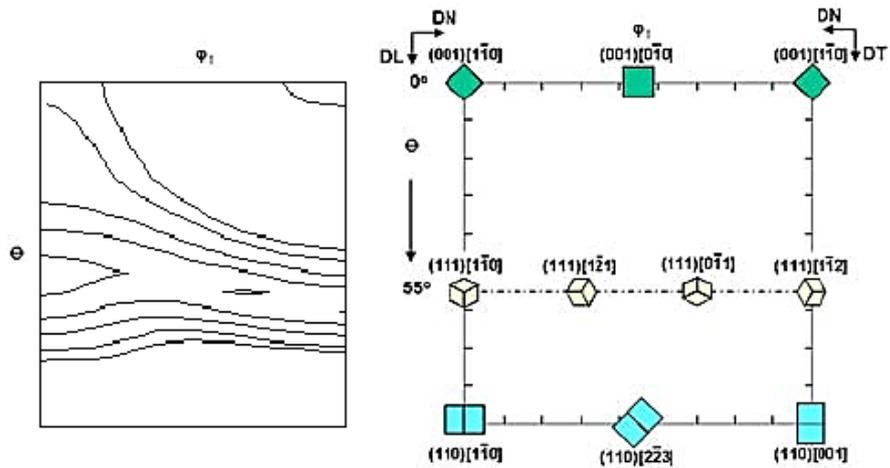


FIG 4.6: FDOC's para uma amostra deformada em 70 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.

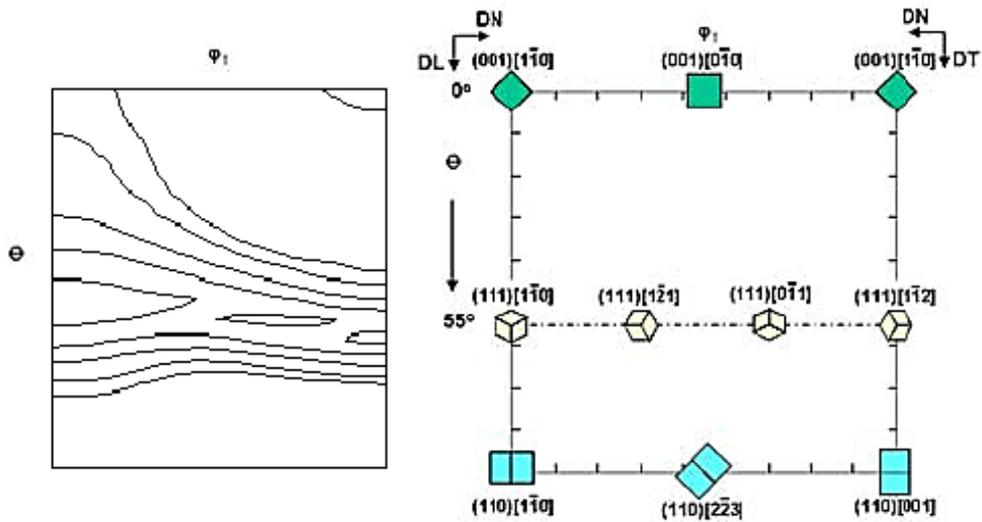


FIG 4.7: FDOC's para uma amostra deformada em 75 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.

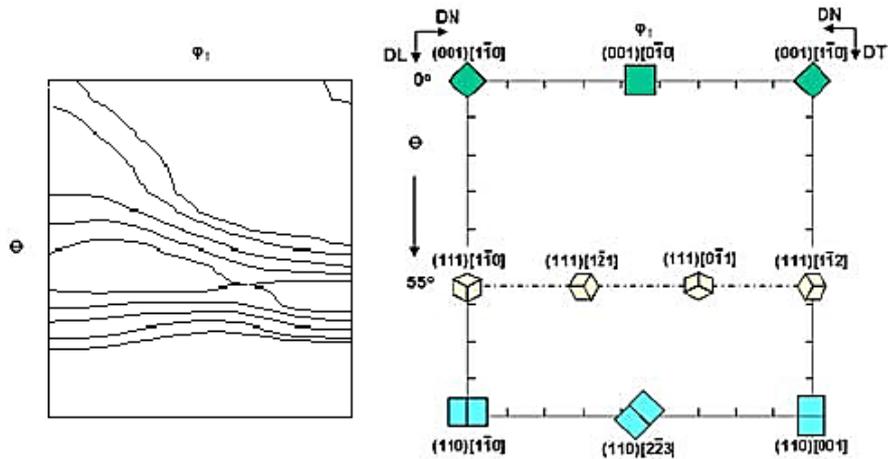


FIG 4.8: FDOC's para uma amostra deformada em 80 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.

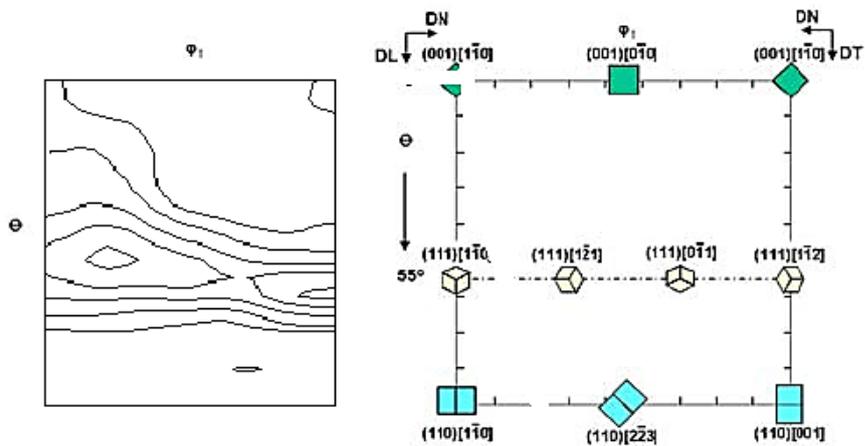


FIG 4.9: FDOC's para uma amostra deformada em 85 % e recozida a 900 °C por 150 segundos. $\phi_2 = 45^\circ$.
Notação de Bunge. Níveis: 1 3 6 9 12.

As análises foram conduzidas na seção $\varphi_2 = 45^\circ$ (Notação de Bunge), por conter todas as orientações de interesse, de acordo com a FIG 2.12. Desse modo, analisando todas as FDOC's, percebe-se um aumento da fibra γ na textura de recristalização e uma diminuição da α com o aumento do grau de deformação a frio. Estes resultados estão consistentes com outros observados na literatura. Hutchinson (1984) afirma que, para pequenas reduções, a textura final de recristalização é fraca e composta, preferencialmente, por componentes pertencentes à fibra α , ou seja, $\langle 001 \rangle // DL$. Porém, com o aumento do grau de redução, observa-se um decaimento dessa família, enquanto a intensidade de planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa se intensificam. Outros estudos, como o de Jonas e Urabe (1994), Bacaltchuk (1997), Pereira (1998) e Humane *et al.* (2010), também comprovam esta tendência.

Para confirmar esse comportamento, foram construídos 2 gráficos que mostram a variação das intensidades das fibras α e γ com o aumento do grau de deformação a frio (FIG 4.10 e FIG 4.11). Em relação às componentes pertencentes à fibra α , percebe-se que seus principais componentes são fracos e quase não se alteram com o aumento da redução a frio, como pode ser observado pelas componentes $\{110\}\langle 110 \rangle$ e $\{001\}\langle 110 \rangle$. Ainda vale observar nesse gráfico que a componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ não se comporta como as demais, aumentando a intensidade com o aumento do grau de redução. Isso acontece porque essa é uma componente mista, ou seja, ela pertence tanto à fibra α quanto à fibra γ . O componente $\{112\}\langle 110 \rangle$ também tem uma intensidade um tanto quanto alta devido à sua proximidade com a fibra γ (a diferença entre os planos $\{112\}$ e $\{111\}$ é menor que 20°).

Diferentemente dos componentes da fibra α , em que as intensidades permanecem constantes e fracas, os componentes da fibra γ , com planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa, aumentam diretamente sua intensidade com o aumento do grau de deformação a frio, como pode ser observado na FIG 4.11.

Destes resultados, pode-se concluir que o aumento do grau de deformação a frio foi benéfico para a textura de recristalização do aço IF Ti Nb em estudo, visto que, com o aumento do grau de deformação, os componentes dos planos $\{111\} // DN$, tornaram-se cada vez mais intensos. Em contrapartida, as fibras α , deletérias, se enfraquecem. Esse conjunto de situações é extremamente favorável na aplicação desse material em processos de estampagem.

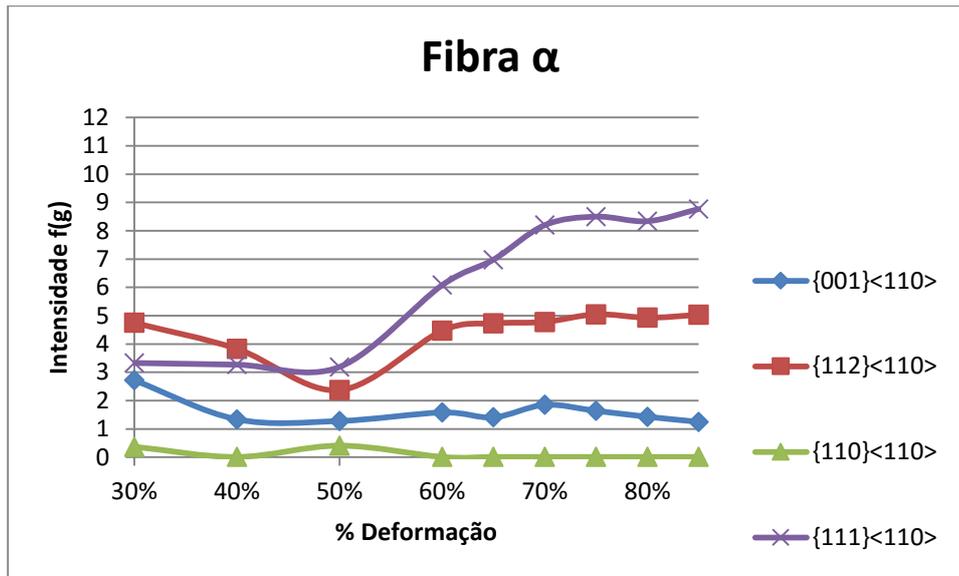


FIG 4.10: Intensidade dos principais componentes da Fibra α , de acordo com o aumento do grau de deformação a frio.

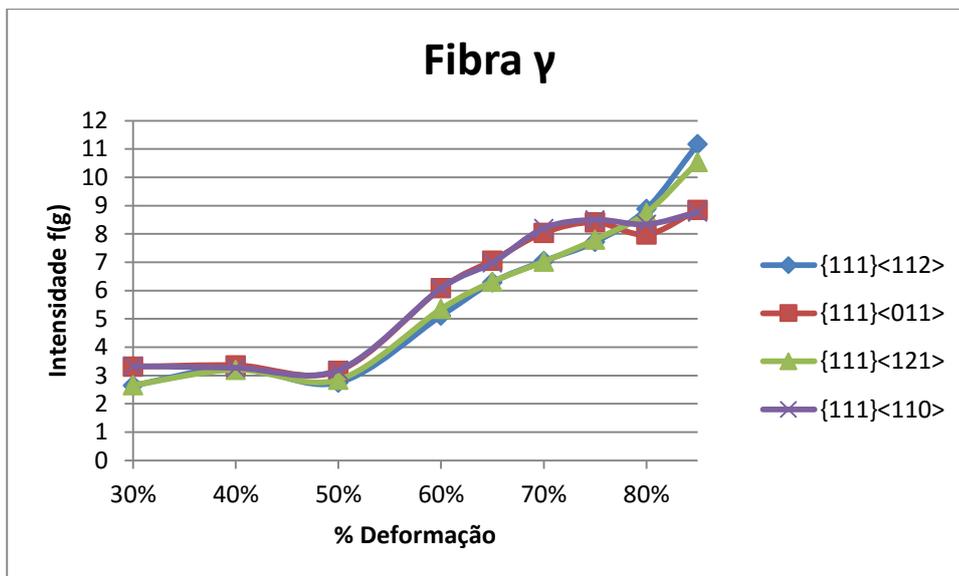


FIG 4.11: Intensidade dos principais componentes da Fibra γ , de acordo com o aumento do grau de deformação a frio.

4.1.2 Recozimento

Com relação às temperaturas, buscou-se variá-las, para que fosse possível a obtenção da maior intensidade possível da fibra γ , pois, assim, estaríamos garantindo elevados valores de \bar{r} , por volta de 2,0 a 3,0. Para esclarecer a escolha das temperaturas utilizadas, é importante citar os trabalhos de Emren *et al.* (1989), Jonas e Urabe (1994) e Dias *et al.* (2012). Por exemplo,

Emren *et al.* (1989) concluíram que uma temperatura de 950 °C e tempo de encharque de 150 s desenvolvia a maior textura $\{111\}$ //DN para um aço IF Ti. Já Jonas e Urabe (1994) realizaram o recozimento a uma temperatura de 720 °C durante 700 s em aços IF Ti-Nb, depois desses serem submetidos a uma laminação a frio com grau de redução de 85 %, também resultando em forte textura da fibra γ . Dias *et al.* (2012) submeteram aços IF Ti Nb a dois ciclos de recozimentos distintos, um a 860 °C e outro a 760 °C. As duas temperaturas apresentaram grande intensidade de planos $\{111\}$ paralelos ao plano da chapa, com uma intensidade um pouco maior para a temperatura de 860 °C. Sardinha (2012), utilizando o aço com composição próxima à do presente trabalho, usou temperaturas de 850 °C durante 120 s.

Com base no exposto, decidiu-se analisar a influência de diferentes temperaturas sobre a deformação de 85 %, visto que apresentou a maior intensidade dos componentes $\{111\}$ //DN dentre as reduções avaliadas. Assim sendo, os resultados abaixo apresentam as FDOC's das amostras deformadas a 85 % e recozidas a 800, 850, 900 e 950 °C por um tempo constante de 150 segundos.

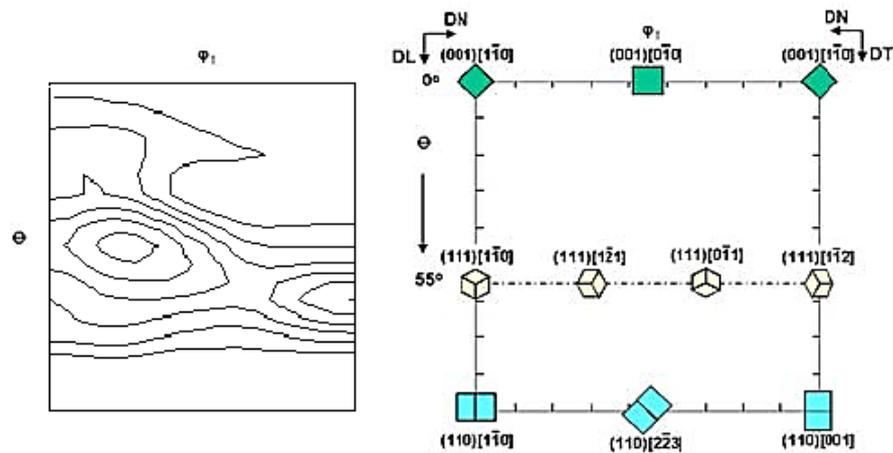


FIG 4.12: FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 800 °C durante 150 s. $\phi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6.

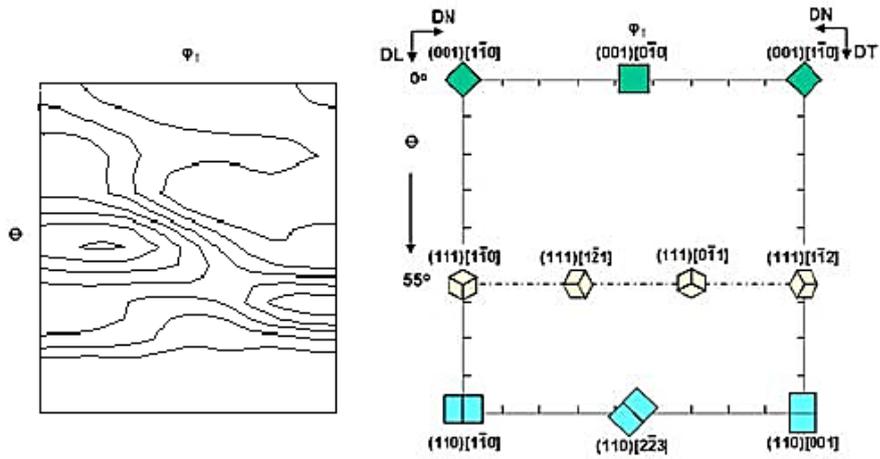


FIG 4.13: FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 850 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5 6 7.

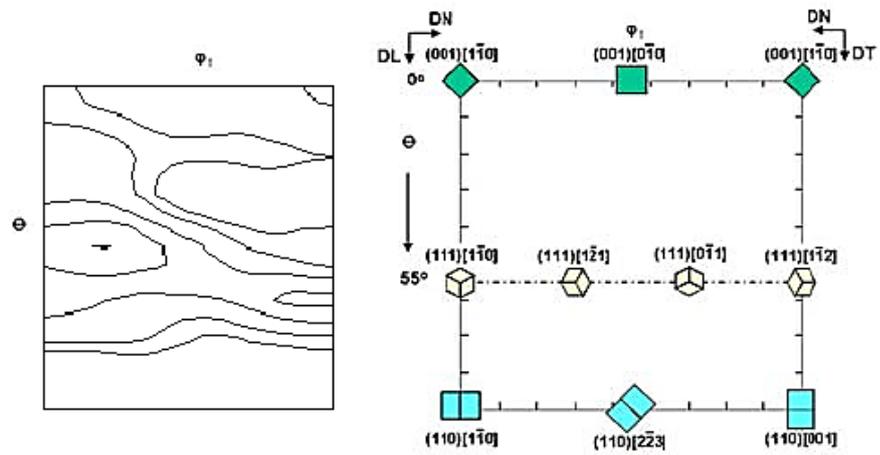


FIG 4.14: FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 900 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 4 6 8.

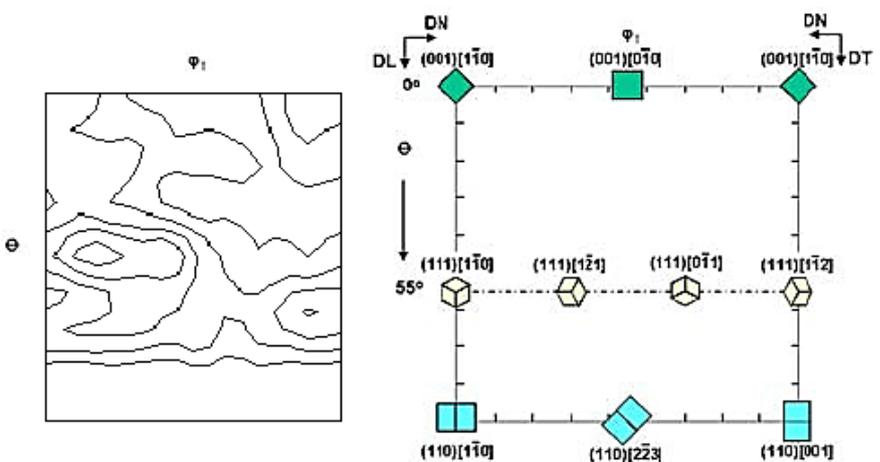


FIG 4.15: FDOC da amostra de aço IF laminada a 85 % a frio e submetida a uma temperatura de recozimento de 950 °C durante 150 s. $\varphi_2 = 45^\circ$. Notação de Bunge. Níveis: 1 2 3 4 5.

A partir das análises das FDOC's das FIG 4.12 a FIG 4.15, observa-se uma maior intensidade da fibra γ para a temperatura de 900 °C. De acordo com os gráficos das FIG 4.16 e FIG 4.17, pode ser observado que existe uma faixa de temperatura ideal, entre 800 a 900 °C em que as intensidades dos componentes da fibra γ são maiores, o que é benéfico para aplicação dos aços livres de intersticiais. Como observado na FIG 2.33, Emren *et al.* (1989) observaram essa mesma tendência de crescimento dos componentes pertencentes à fibra γ até uma temperatura aproximada de 900 °C e um possível dismantelamento desses componentes a uma temperatura na faixa de 970 °C, em que há completa austenitização do material. Outros autores, como Dias *et al.* (2012) e Ray *et al.* (2009), notaram essa mesma tendência.

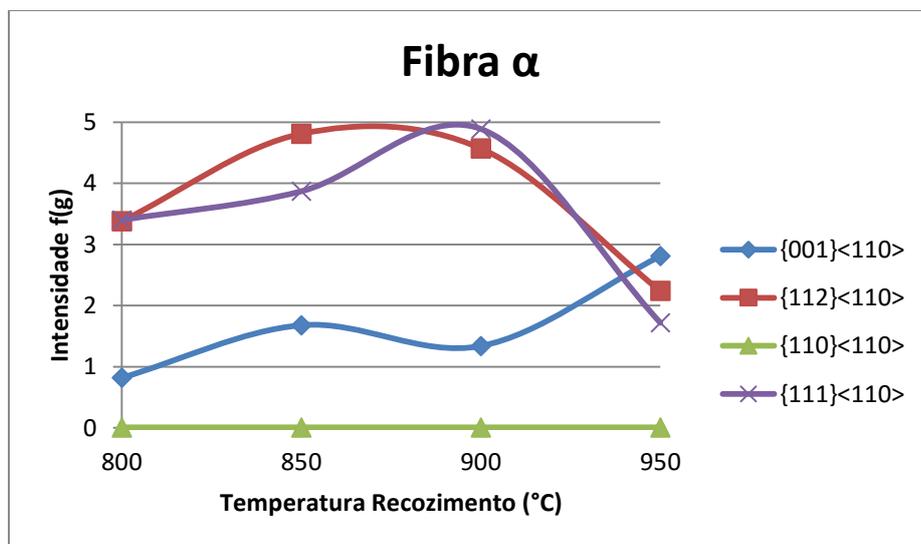


FIG 4.16: Intensidade das principais componentes da Fibra α , de acordo com o aumento da temperatura de recozimento.

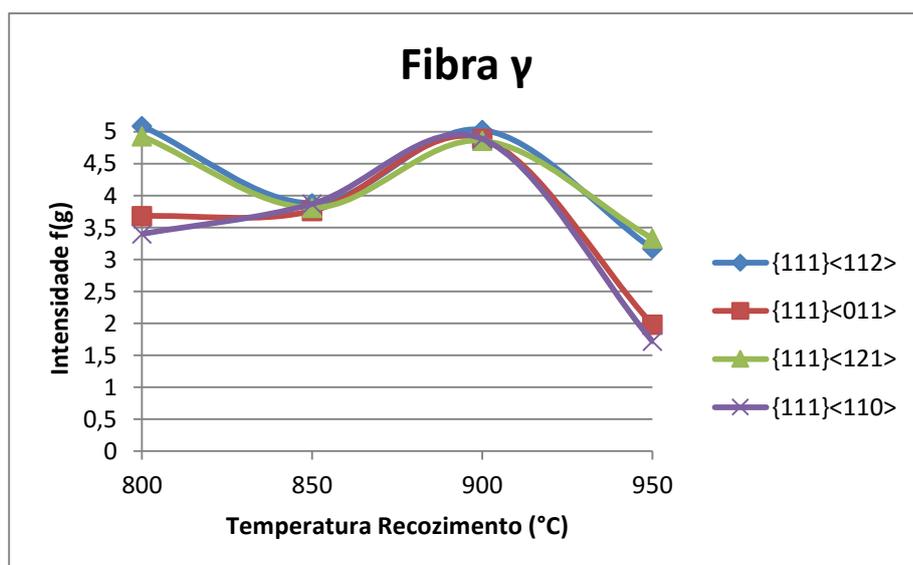


FIG 4.17: Intensidade das principais componentes da Fibra γ , de acordo com o aumento da temperatura de recozimento.

Ao final dos resultados de textura do processamento termomecânico, pôde ser concluído que a melhor combinação possível, buscando a obtenção dos maiores valores de \bar{r} , encontra-se na deformação a frio de 85 % acompanhada do tratamento de recozimento a uma temperatura de 900 °C durante 150 s. Além disso, para que fosse possível a obtenção de diferentes valores de \bar{r} , visando ao traçado da curva de linearidade com o Parâmetro B, decidiu-se por escolher três condições de processamento termomecânico: 50, 70 e 85 % deformado a frio, seguido de um recozimento a 900 °C durante 150 segundos. Essas três condições foram escolhidas para a análise de propriedades mecânicas, microestrutural e relação com os valores dos parâmetros globais (fEa, Parâmetro A e B).

4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural foi realizada nas amostras como recebidas e após os três tratamentos termomecânicos escolhidos para análise. Após o ataque com Klemms, as amostras de aço IF foram levadas ao Microscópio Ótico Olympus BX60M do CEFET/RJ. As FIG 4.18, FIG 4.19, FIG 4.20 e FIG 4.21 mostram as microestruturas dos materiais.

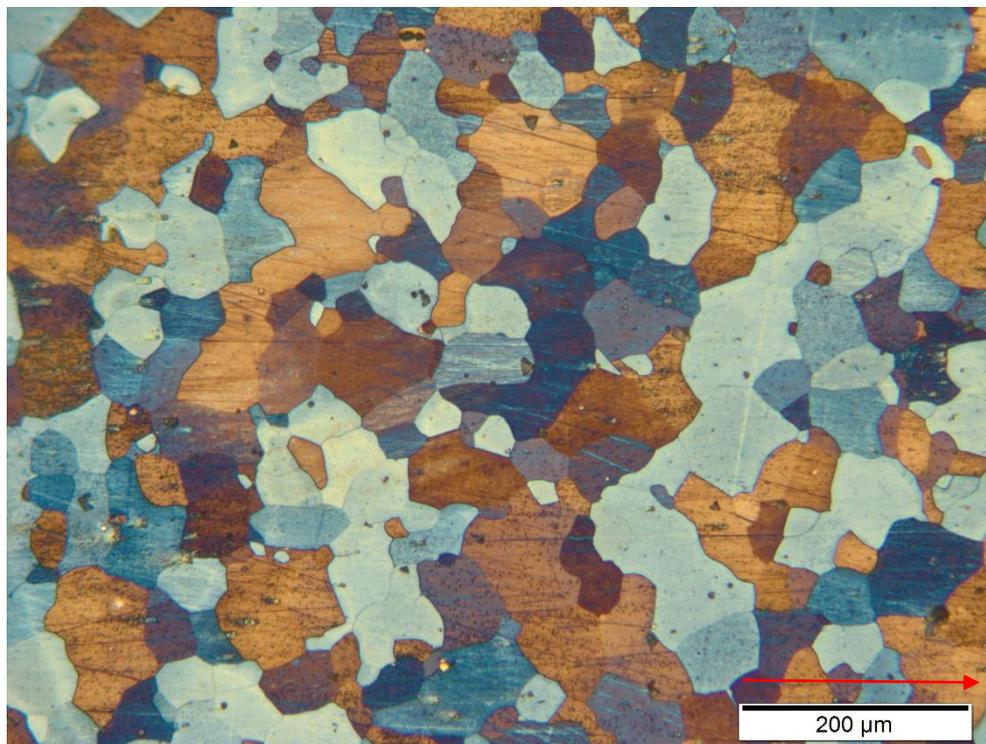


FIG 4.18: Microestrutura do aço IF Ti-Nb como recebido. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.

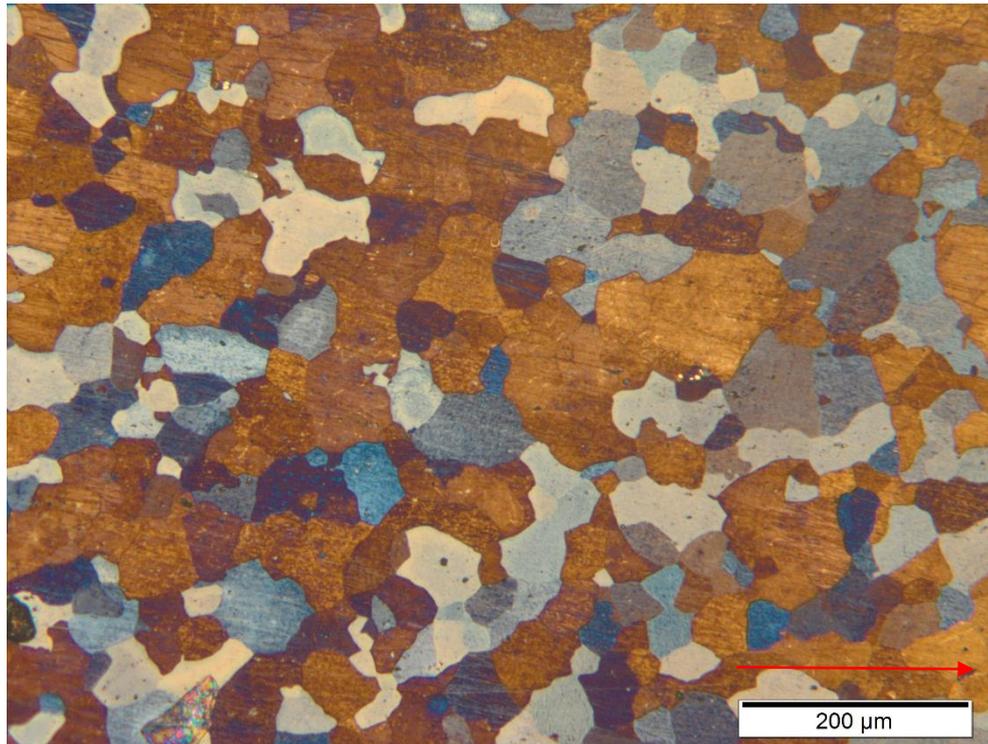


FIG 4.19: Microestrutura do aço IF Ti-Nb 50% deformado e recozido a 900 °C. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.

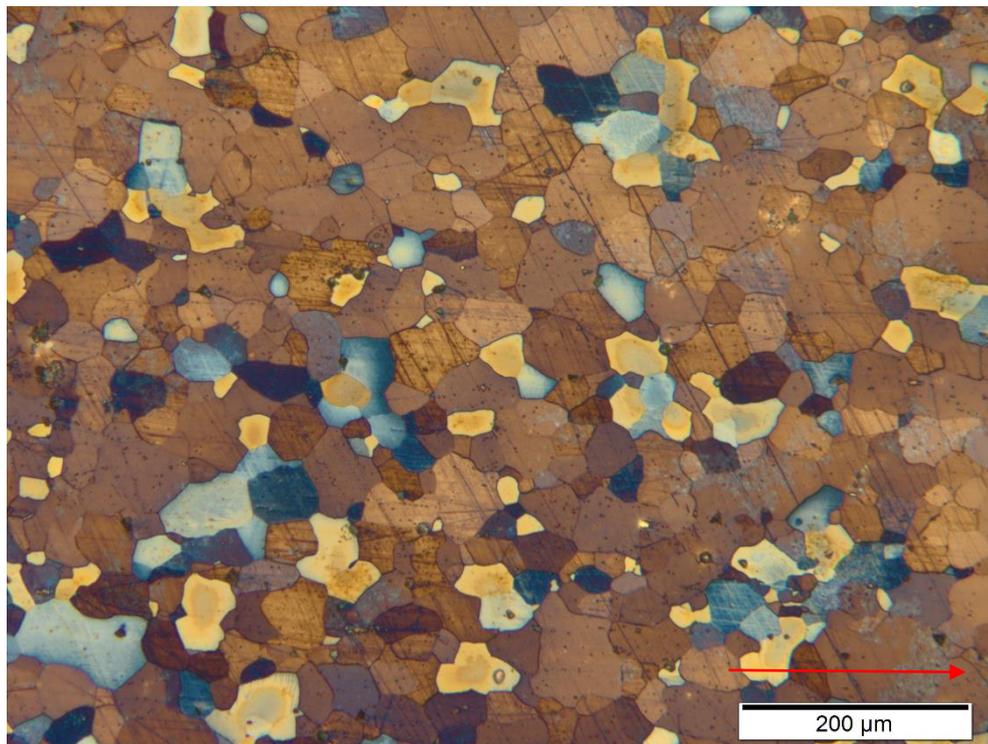


FIG 4.20: Microestrutura do aço IF Ti-Nb 70% deformado e recozido a 900 °C. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.

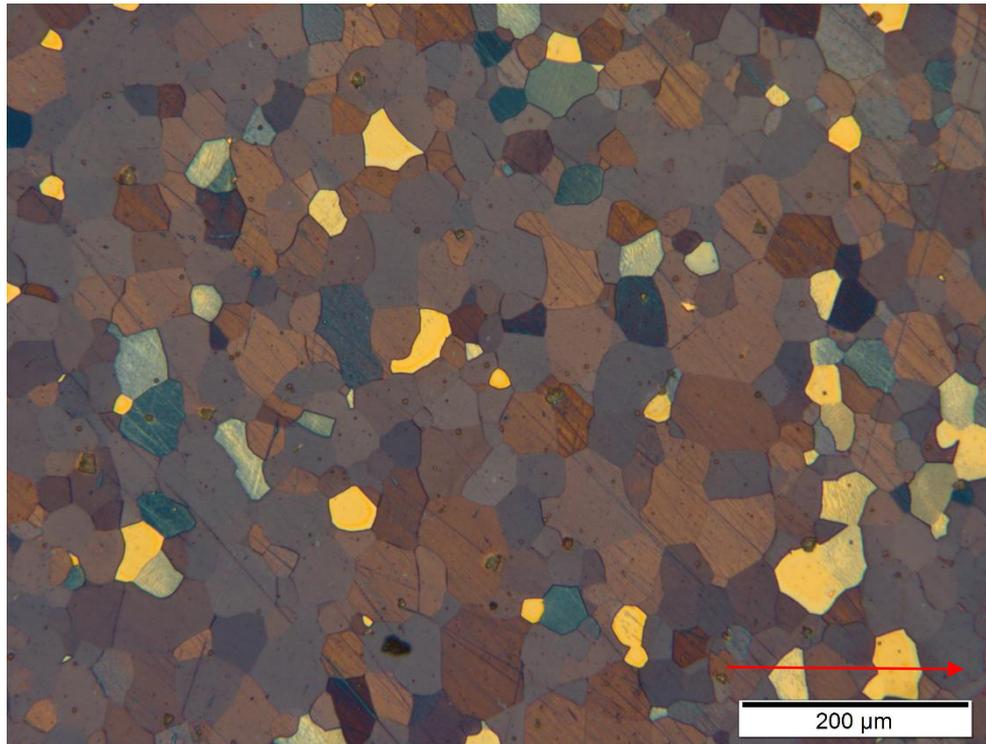


FIG 4.21: Microestrutura do aço IF Ti-Nb 85% deformado e recozido a 900 °C. A seta vermelha indica a Direção de Laminação (DL). Ataque Klemms. Aumento 200X. Microscopia Óptica.

Por apresentar pequenas porcentagens de carbono e nitrogênio na sua composição química, os aços IF tendem a apresentar uma matriz ferrítica sem evidência de precipitados, o que pode ser observado nas figuras citadas.

De acordo com a Norma ASTM E112 (1996), calculou-se o tamanho de grão por meio do método da interseção, obtendo-se os seguintes valores:

TAB 4.1: Diâmetro médio do tamanho de grão para as quatro amostras analisadas, após recozimento a 900 °C por 150 s. CR = Como recebida.

	CR	50%	70%	85%
Diâmetro médio grãos (μm)	64,26	54,93	49,39	52,73

Não há imposições quanto ao tamanho de grão ideal referente a esse tipo de material nas normas analisadas. A NBR5906 (2008) diz que "Microestrutura, inclusões não metálicas ou outros defeitos internos não devem afetar as características mecânicas ou a aptidão à conformação [...]", já a ASTM 1011/1011M (2014) não apresenta qualquer exigência a respeito do tamanho de grão.

Do trabalho de Jonas e Urabe (1994) é exposto que as amostras com maior grau de redução tendem a começarem primeiro a recristalização, pelo fato da força motriz desse fenômeno ser

a energia de deformação armazenada no material. Portanto, era de se esperar que o tamanho de grão aumentasse com o aumento da deformação a frio. Dos resultados da TAB 4.1, vê-se que a amostra com grau de redução de 50 % a frio apresentou um tamanho de grão elevado. Justifica-se esse fato por meio de erros experimentais ao longo do trabalho prático. O ataque realizado nessa amostra não foi suficiente para revelar todos os contornos de grão, o que induziu a erros de cálculos finais. Pelos resultados dos ensaios de tração, que serão vistos adiante, realmente conclui-se que essa deformação gerou os maiores valores de tensão limite de escoamento e resistência, que explica o erro experimental e indica que os valores de tamanho de grão dessa amostra devem estar realmente abaixo de 49 μm .

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

A obtenção de todos os valores de propriedades mecânicas foi efetuada para as três condições de deformação impostas (50, 70 e 85 %) seguido de recozimento a 900 °C por 150 s, visto que esse recozimento gerou os melhores resultados de textura cristalográfica.

A TAB 4.2 apresenta a tensão limite de escoamento (σ_e), a tensão limite de resistência (σ_r) e o alongamento percentual (AL).

TAB 4.2: Tensão limite de escoamento (σ_e), tensão limite de resistência (σ_r) e o alongamento percentual (AL) para as amostras deformadas 50, 70 e 85 % a frio. Recozimento a 900 °C por 150 s.

Grau de redução (%)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	AL (%)
50	205,6	348,3	70,7
70	185,5	313,5	55,3
85	153,8	252,3	48,5

A curva tensão de engenharia "*versus*" deformação de engenharia e a curva tensão real "*versus*" deformação real do aço IF deformado 50 % a frio e recozido a 900 °C são apresentadas na FIG 4.22, como forma de ilustração do ensaio de tração realizado. As curvas tensão "*versus*" deformação para as amostras deformadas a 50 e 70 % e recozidas a 900 °C são exibidas no Apêndice 8.1.

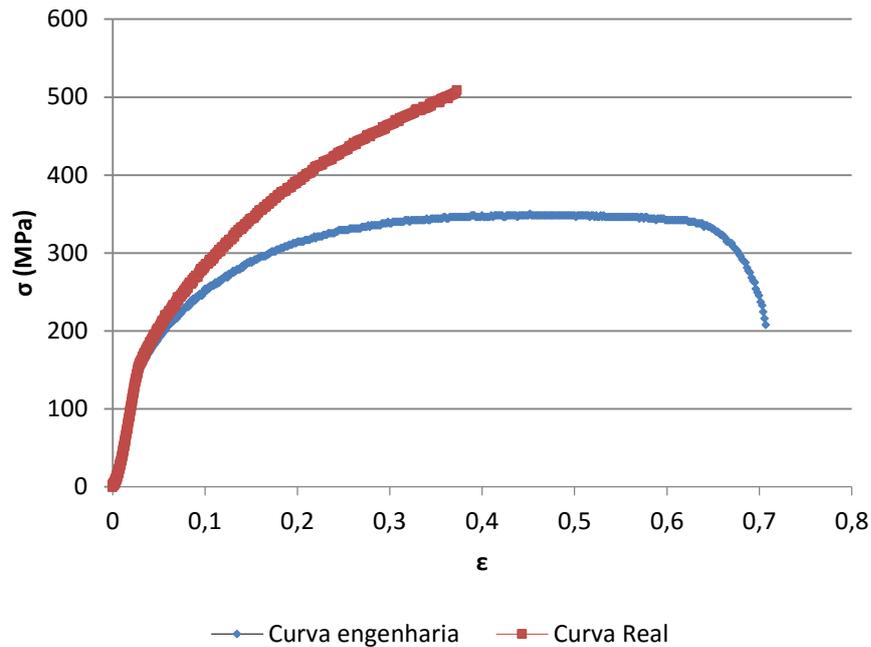


FIG 4.22: Curva tensão de engenharia "versus" deformação de engenharia e curva tensão real "versus" deformação real do aço IF Ti-Nb deformado 50 % a frio e recozido a 900 °C por 150 s.

De acordo com a NBR 5906 (2008), os requisitos de propriedades mecânicas para aços utilizados em processos de estampagem profunda e extraprofunda são de um limite de escoamento máximo de 280 MPa e um limite de resistência máximo de 410 MPa. Portanto, conclui-se que o material se encontra dentro do limite estabelecido pela norma para sua aplicação.

Da TAB 4.2, pode-se observar um decaimento nos valores das propriedades mecânicas, com o aumento do grau de deformação a frio. Isso pode ser explicado pela diferença dos tamanhos de grão encontrados para as diferentes reduções a frio. O aumento do tamanho de grão, basicamente, aumenta a área de contornos que tende a facilitar assim o movimento de discordâncias durante a deformação plástica o que alivia as tensões de escoamento e resistência, como pode ser comprovado da observação das TAB 4.1 e TAB 4.2. Vale aqui ressaltar o erro experimental de preparação metalográfica que induziu ao erro no cálculo do tamanho de grão para a deformação a 50 %. Pelos resultados obtidos dos ensaios de tração, pode-se afirmar que as amostras deformadas com esse grau de redução tenderiam a apresentar tamanho de grão menor do que 49 μm (valor inferior a do grau de deformação de 70 %), o que não foi observado.

Os coeficientes de anisotropia normal (r_m) e Anisotropia Planar (Δr) foram obtidos em 3 direções: Direção de Laminação (DL), Direção Transversal (DT) e a 45° da Direção de Laminação (DL₄₅). Os valores de \bar{r} ou r_m e Δr para as três condições de laminação são exibidos

na TAB 4.3. Os cálculos utilizados para determinar o intervalo de confiança do coeficiente de anisotropia normal são exibidos na seção 8.2. Não foi possível realizar os mesmos cálculos para os valores de Δr , visto que se encontrou uma impossibilidade matemática, por causa dos valores negativos encontrados.

TAB 4.3: Valores do coeficiente de anisotropia plástica normal (r_m) e anisotropia planar (Δr) para as amostras laminadas a 50, 70 e 85% a frio e recozidas a 900 °C.

Grau de redução (%)	r_m	Δr
50	1,43 ± 0,17	0,21
70	2,11 ± 0,28	-0,05
85	2,92 ± 0,84	-0,63

A partir dos dados da TAB 4.3, pode-se concluir que os valores do coeficiente de anisotropia normal aumentam com o aumento do grau de deformação, o que está coerente com os resultados obtidos da textura cristalográfica, pois sabe-se que, quanto maiores as intensidades de planos $\{111\}$ //DN, maiores deverão ser os valores de \bar{r} .

Para melhor ilustrar o comportamento do coeficiente de anisotropia normal com a porcentagem de deformação, elaborou-se um gráfico, como pode ser visualizado da FIG 4.23.

Analisando os resultados de \bar{r} para as deformações de 70 e 85 % pode ser concluído que o processamento termomecânico realizado no material foi capaz de elevar de forma satisfatória os valores do coeficiente de anisotropia normal, visto que a média normalmente encontrada na literatura - Jonas e Urabe (1994), Hoile (2000), Ray *et al.* (2007), Dias *et al.* (2012) - encontram-se entre 1,8 a 2,5.

Em relação à anisotropia planar, como demonstrado na seção 2.3, desejava-se obter valores de Δr em torno de zero, para que o material não sofra o fenômeno conhecido como "orelhamento". Dos cálculos obtidos, tem-se que a deformação de 70 % gerou os melhores resultados em relação a essa abordagem, visto que Δr ficou muito próximo a zero e \bar{r} foi superior a 2,0.

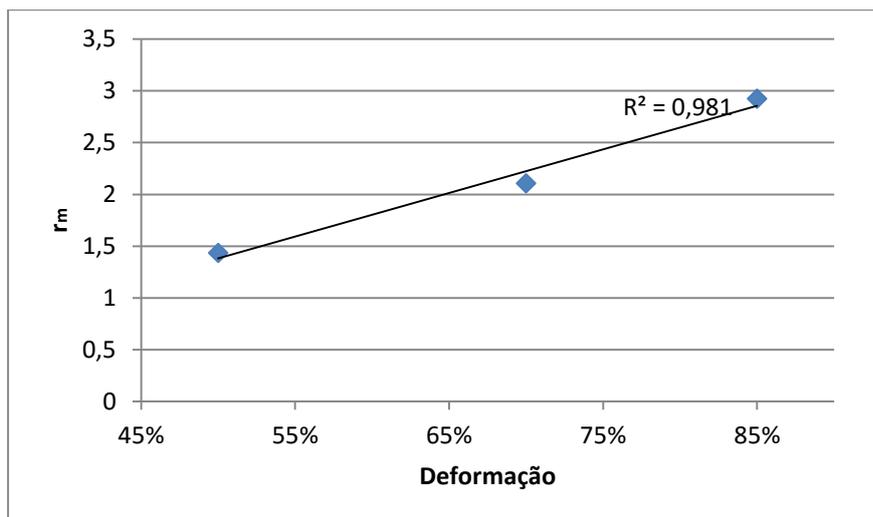


FIG 4.23: Relação entre r_m e o aumento do grau de deformação a frio.

4.4 ENERGIA DE ANISOTROPIA, PARÂMETRO A

Os valores dos parâmetros globais (fEa , Parâmetro A) e os valores do coeficiente de anisotropia normal são dados na TAB 4.4. Cada parâmetro global foi relacionado separadamente com \bar{r} a fim de obtermos uma relação comparativa entre eles.

TAB 4.4: Valores dos parâmetros globais obtidos por meio dos dados de textura e valores de \bar{r} .

Grau de redução (%)	50	70	85
Parâmetro A	29,50	30,23	30,21
(fEa)	0,16	0,17	0,17
r_m	1,43	2,11	2,92

O primeiro parâmetro analisado foi a Energia de Anisotropia (fEa). Como já definida na seção 3.3.4, é a energia necessária para magnetização de um cristal em uma direção diferente da direção [100], em aços elétricos. Para aços IF, era de se esperar maiores valores da fEa com o aumento de \bar{r} , pois sabe-se que, para este material, a direção [100] está relacionada aos piores valores de embutibilidade encontrados.

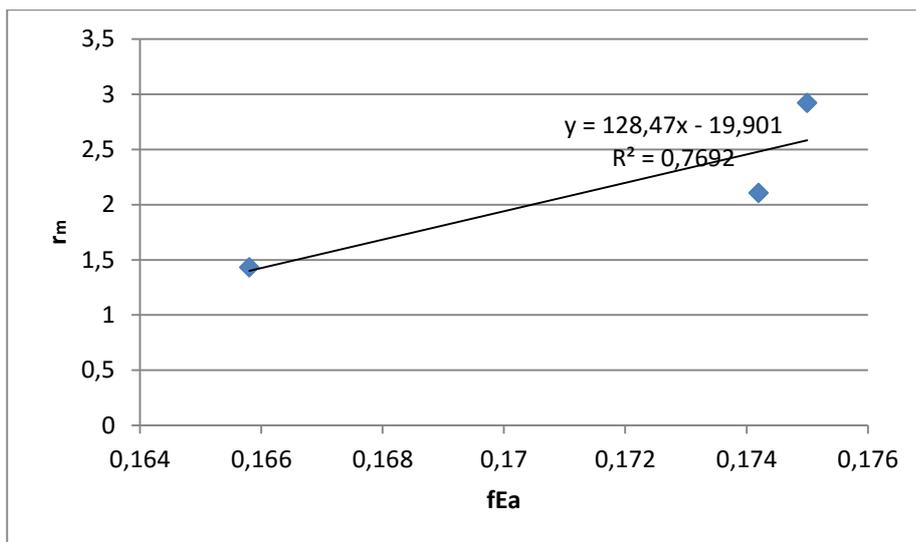


FIG 4.24: Relação entre o parâmetro global fEa e \bar{r} .

Do gráfico da FIG 4.24, conclui-se que o material se comportou como o esperado, visto que a Energia de Anisotropia se intensificou com a elevação dos valores de embutibilidade. Os resultados aqui obtidos foram resultados opostos ao trabalho de Felix *et al.* (2012), que avaliou esse mesmo parâmetro global, porém, para aços elétricos, em que a direção [100] é a direção de mais fácil magnetização para aquele material.

O segundo parâmetro de análise foi o Parâmetro A. De acordo com Kestens (2008), baixos valores do parâmetro A correspondem a uma alta qualidade magnética de textura, porque isso implica que, em média, mais direções <100> estão alinhadas com a linha de fluxo que são distribuídas aleatoriamente no plano da chapa, como explicado na seção 2.6. Analogamente à conclusão obtida na energia de anisotropia, esperava-se, então, um aumento nos valores do Parâmetro A com a intensificação de \bar{r} , visto que o aço do presente trabalho possui uma intensidade das direções <100> muito inferior aos aços elétricos analisados por Kestens (2008).

Do gráfico da FIG 4.25, também pode-se aferir que o material se comportou como o esperado, visto que os valores do Parâmetro A sofreram um aumento com a elevação da embutibilidade do material, ou seja, os ângulos entre a direção <100> e a linha de fluxo desse material são grandes, o que é benéfico para a aplicação em estampabilidade. Felix *et al.* (2012) também avaliaram o Parâmetro A em aços elétricos e obtiveram um comportamento contrário, já que os aços elétricos possuem direções <100> mais intensas. Esse resultado indica que houve uma diminuição das componentes <100>//DL, o que é benéfico para aplicação do material no processo de estampagem. Observando os coeficientes de correlação (r^2), constata-se que esses se encontram abaixo de 0,80, o que indica uma tendência de correlação linear.

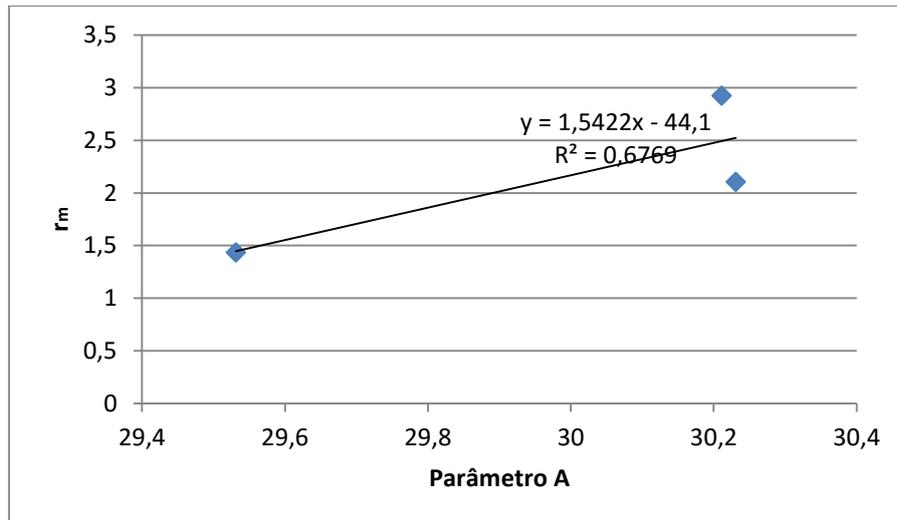


FIG 4.25: Relação entre o parâmetro global Parâmetro A e \bar{r} .

4.4.1 Proposta do Parâmetro B

A fim de quantificar a qualidade de estampabilidade de um aço qualquer não texturado, deve ser definido um parâmetro global (obtido a partir de uma ODF), conhecido como Parâmetro B.

Realizando um paralelo com a definição do parâmetro A, proposto por Kestens (2008), buscou-se apresentar uma definição semelhante para o novo parâmetro global, com o auxílio da FIG 4.26.

Analogamente, pode-se deduzir que, para cada orientação g , o ângulo $B_\gamma(g)$ é o ângulo mínimo entre a direção normal da chapa (DN) e a direção $\langle 111 \rangle$ do cristal mais próxima.

O parâmetro de textura B_γ é definido como o valor de orientação médio de $B(g)$, considerando a fração de volume de cada componente da textura, em relação aos componentes $\{111\}\langle uvw \rangle$, ou seja, componentes pertencentes à fibra γ . Essa orientação média ponderada do valor pode ser expressa pela integral de convolução de $B_\gamma(g)$ e a ODF, $f(g)$:

$$B_\gamma = \int f(g) B_\gamma(g) dg \quad \text{EQ 4.1}$$

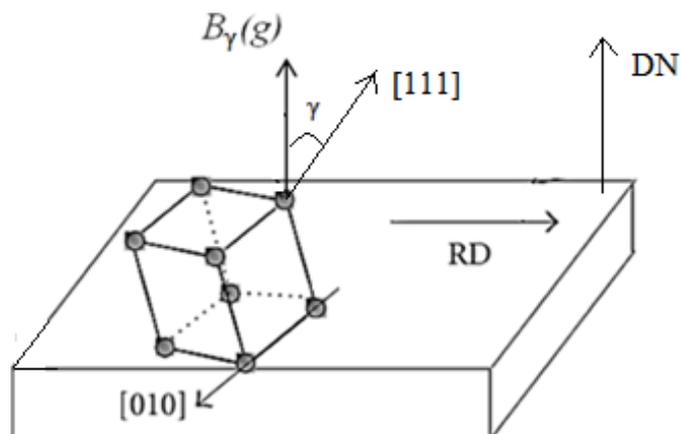


FIG 4.26: Definição do parâmetro B_α : ângulo mínimo entre o vetor da direção normal (DN) e a direção $\langle 111 \rangle$ do cristal mais próxima.

A partir dessa definição, conclui-se que os valores de B_γ devem estar compreendidos entre 0 e $54,7^\circ$. $B_\gamma = 0^\circ$ indica que os componentes $\{111\}\langle uvw \rangle$, do resultado de textura analisado, encontram-se alinhados com DN, enquanto para $B_\gamma = 54,7^\circ$, os componentes $\{hkl\}\langle 100 \rangle$ é que estarão alinhados com DN.

Considerando que o escoamento ocorra preferencialmente no plano da superfície da chapa, a expressão acima pode ser, então, simplificada:

$$B = \frac{B_0 + 2B_{45} + B_{90}}{4} \quad \text{EQ 4.2}$$

Nesse caso, B_0 , B_{45} e B_{90} representam os valores de B considerando que o escoamento ocorra a 0, 45 e 90 graus, respectivamente, com a direção normal.

A partir dessas análises, conclui-se que baixos valores do ângulo $B_\alpha(g)$, correspondem a uma melhor estampabilidade, visto que mais cristais estão orientados com a direção $\langle 111 \rangle$.

Utilizando como base o programa que calcula a função energia de anisotropia e Parâmetro A, implementado por Felix *et al.* (2012), modificaram-se as variáveis da programação de linguagem para que o programa fosse capaz de relacionar as direções do cristal com a direção normal (plano da chapa), ao invés das direções de fácil magnetização.

Dessa maneira, estabeleceu-se o Parâmetro B. A linguagem de programação completa do parâmetro encontra-se no Apêndice 8.3.

O prompt de comando e os valores de saída para o Parâmetro B são semelhantes aos da FIG 3.14. Além disso, um outro arquivo, com extensão *.txt*, foi gerado para que a leitura dos resultados fosse apresentada resumidamente, como mostrado na FIG 4.27.

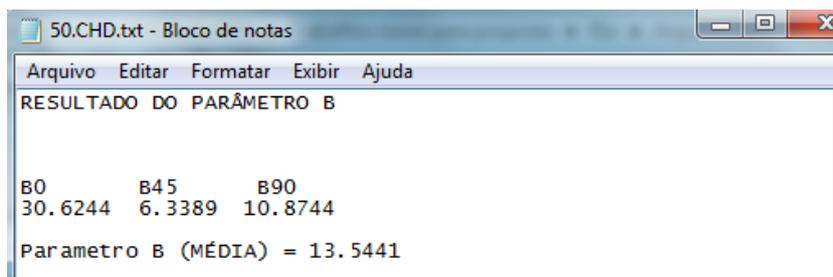


FIG 4.27: Arquivo de texto (.txt) gerado após execução do Parâmetro B.

Da mesma forma que realizada para a energia de anisotropia e parâmetro A, visa-se calcular os valores do parâmetro B e relacioná-los com os diferentes valores de \bar{r} , para que uma determinada relação seja atingida. Para aços IF, espera-se que, quanto maiores os valores do coeficiente de anisotropia normal, menores sejam os valores de B.

Os valores do Parâmetro B, obtidos por meio do novo programa computacional, estão relacionados de acordo com a TAB 4.5. Esse novo parâmetro se propõe a descrever, especificamente, a embutibilidade dos aços a partir de sua textura cristalográfica

TAB 4.5: Valores do Parâmetro B obtidos por meio dos dados de textura.

Grau de redução (%)	50	70	85
Parâmetro B	13,541	12,21	11,91
rm	1,43	2,11	2,92

A correlação do Parâmetro B criado com \bar{r} é apresentada pela curva da FIG 4.28. Nela observa-se, que a anisotropia normal do aço IF estudado aumenta com o decréscimo de B. Esta relação é linear e apresentou coeficiente de correção de 0,84, considerado satisfatório pelo autor desta dissertação, principalmente, em virtude da dispersão dos valores obtidos para os coeficientes de anisotropia medidos por tração uniaxial.

Da definição, o ângulo $B_{\alpha}(g)$ é o ângulo mínimo entre a direção normal da chapa e as direções $\langle 111 \rangle$ dos cristais mais próximas a esta. Isso significa que baixos valores do ângulo $B_{\alpha}(g)$ correspondem a uma melhor estampabilidade, visto que mais cristais estão orientados com direções $\langle 111 \rangle$ próximas a DN. Pelo fato do material estudado ter grandes intensidades dos planos $\{111\}$ paralelos a superfície da chapa, é de se esperar que mais direções $\langle 111 \rangle$ do material estejam próximas a DN. Da FIG 4.28, conclui-se que ambos, material e Parâmetro B, se comportaram da maneira esperada.

Pode-se aferir, portanto, que o novo parâmetro global criado neste estudo pode ser usado satisfatoriamente para prever a qualidade de embutimento em aços IF, utilizando-se apenas

como dados de entrada os resultados das análises de textura realizadas por difração de raios-x, visto que se obteve uma boa linearidade ($r^2 > 0,84$) entre os valores de \bar{r} calculados pelo ensaio de tração uniaxial e pelo programa computacional (Parâmetro B).

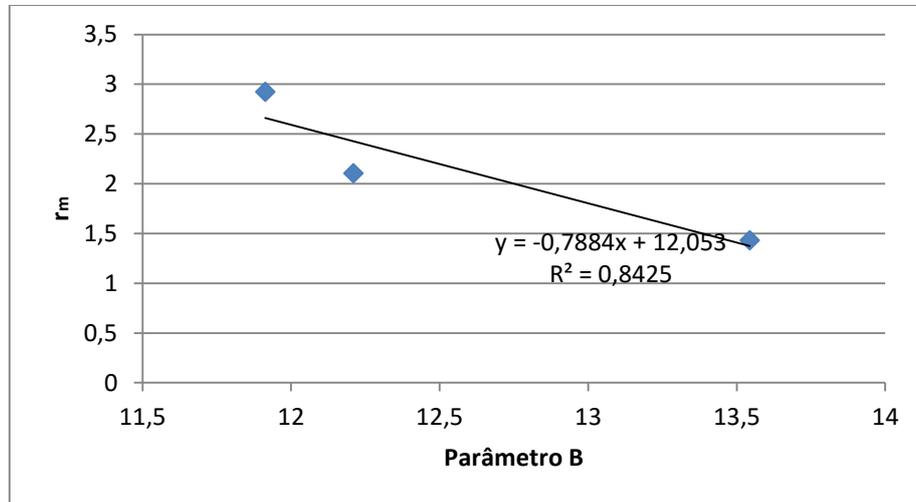


FIG 4.28: Relação entre o parâmetro global Parâmetro B e \bar{r} .

5 CONCLUSÕES

- Em relação à composição e microestrutura, conclui-se que o aço IF Ti Nb do estudo apresentou-se dentro dos padrões normativos;
- O aumento do grau de deformação a frio intensificou as intensidades da fibra γ na textura de recristalização, o que é benéfico para as aplicações de estampagem de aços IF, uma vez que o aumento da intensidade dessas fibras facilita o escoamento plástico na superfície da chapa;
- Analisando as principais componentes de textura para o material com a mesma deformação (85 %) e diferentes temperaturas de recozimento, aferiu-se que existe uma temperatura ótima entre 800-900 °C em que as intensidades dos planos $\{111\}$ //DN são maiores, o que é favorável para o processo de estampagem;
- No que diz respeito às propriedades mecânicas, os valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual se mostraram adequados aos padrões normativos e em consonância com outros trabalhos da literatura;
- O aço IF Ti Nb estudado e processado termomecanicamente em escala laboratorial (laminação a frio e recozimento) apresentou ótimos valores de coeficiente de anisotropia normal, principalmente para as deformações de 70 e 85% (2,11 e 2,92, respectivamente);
- Em relação aos parâmetros globais já existentes, fEa e Parâmetro A, observou-se um comportamento oposto, visto que eles foram criados para o cálculo da anisotropia em aços elétricos. Esse era justamente o resultado esperado em aços IF, visto que as principais componentes de textura para os IF são deletérias para os aços elétricos;
- Pode-se aferir que o novo Parâmetro B proposto por este estudo pode ser usado para prever a qualidade de embutimento em aços IF, através da correlação com \bar{r} , apenas utilizando-se como dados de entrada do programa computacional desenvolvido os resultados das análises de textura realizadas por difração de raios-x.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Obter uma maior quantidade de valores de \bar{r} , visando uma melhor correlação entre o coeficiente de anisotropia normal e o Parâmetro B;
- Validar o novo Parâmetro B por meio de materiais processados industrialmente e ensaiados na planta;
- Elaborar uma norma com o Parâmetro B

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABE, M.; KOBABU, Y.; HAYASHI, Y.; HAYAMI, S. **Effect of grain boundaries on the cold rolling and annealing texture of pure iron.** Transactions of the Japan Institute of Metals, v. 23, n. 11, p. 718-725, 1982.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM E112-96^{e3}: Standard Test Method for Determining Average Grain Size, 1996.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM E340 – 00 (Reapproved 2006): Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys, 2006.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM E517 – 00 (Reapproved 2010): Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM E8/E8M – 13a: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, 2013.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM A1011/1011M-14: Standard Specification for Steel, Sheet and Strip, Hot-Rolled, Carbon, Structural, High-Strength Low-Alloy, High-Strength Low-Alloy with Improved Formability, and Ultra-High Strength, 2014.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DA INDÚSTRIA ELÉTRICA E ELETRÔNICA (ABINEE). Comportamento da indústria elétrica e eletrônica. Disponível em: <<http://www.abinee.org.br/abinee/decon/decon15.htm>>. Acesso em: 28/03/2015.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). ABNT NBR 5906: Bobinas e Chapas Laminadas a Quente de Aço-Carbono para Estampagem, 2008.
- ASSOCIAÇÃO NACIONAL DOS FABRICANTES DE VEÍCULOS AUTOMOTORES (ANFAVEA). Dados estatísticos de produção, vendas e exportação de autoveículos. Disponível em: <<http://www.anfavea.com.br/cartas/carta348.pdf>> Acesso em: 08/05/2015.
- BACALTCHUK, C. M. B. **Influência da laminação a frio e do recozimento na textura de um aço livre de intersticiais ao titânio.** Dissertação de Mestrado em Ciência dos Materiais. Instituto Militar de Engenharia – IME. Rio de Janeiro, RJ. 1997.
- BAKER, L. J.; DANIEL, S. R.; PARKER, J. D. **Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels.** Materials Science and Technology, v 18, p 355-368, 2002.
- BANERJEE, Kumkum. **Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels, Recrystallization.** Prof. Krzysztof Sztwiertnia (Ed), ISBN: 978-953-51-0122-2, InTech. Disponível em:

<http://www.intechopen.com/books/recrystallization/physical-metallurgy-and-drawability-of-extra-deep-drawing-and-interstitial-free-steels>, 2012.

BOTELHO, R. A. **Laminações assimétricas e propriedades de aços elétricos GNO com 3% de silício**. Dissertação de Mestrado em Ciência dos Materiais. Instituto Militar de Engenharia – IME. Rio de Janeiro, RJ. 2012.

BUNGE, H.J. **Zur Darstellung allgemeiner Texturen**. Z. Metallkd, 56, p. 872-874, 1965.

BUNGE, H. J. **Mathematische Methoden der Texturanalyse**. Akademie Verlag, Berlin, 1969.

BUNGE, H. J. **Texture Analysis in Materials Science**. Butterworths, Londres, 1982.

BUNGE, H. J.; ESLING, C. **Quantitative Texture Analysis**. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, Germany, 1982.

BUNGE, H. J. **Three-dimensional texture analysis**. International Materials Reviews, v. 32, p 265-291, 1987.

CAI, M. J.; LEE, W. B. **The development of a computer software system for the prediction of formability parameters of sheet metals from X-ray diffraction data**. Journal of Materials Processing Technology, v. 48, p. 51-57, 1995.

CATALOGO LQ (LAMINADOS A QUENTE). Companhia Siderúrgica Nacional. Disponível em: http://www.csn.com.br/irj/go/km/docs/csn_documentos/CSN/CATALOGO%20LQ.pdf. Acesso em: 01/04/2014.

COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4º Ed, revista e atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva. Editora Edgard Blucher, São Paulo. 652 p. 2008.

CORRÊA JR, Joani G. **Efeito do processamento termomecânico na resistência à fadiga de um aço IF**. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP/REDEMAT). Ouro Preto, MG. 2012.

CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction**. 2 Ed. Addison-Wesley. Reading, MA. 1978.

CUNHA, M. A.; LUNA, P. C. **Textura e anisotropia do aço silício**. 55º Congresso anual da ABM, p. 1506-1510, Rio de Janeiro, RJ, 2000.

DANIEL D.; JONAS, J. J. **Measurement and prediction of plastic anisotropy in deep drawing steels**. Metallurgical Transactions, v. 21, p. 331-343, 1990.

DANIEL, D.; SAKATA, K.; JONAS, J. J. **Ultrasonic prediction of r-value in deep drawing steels**. ISIJ International, v. 31, n. 7, p. 696-705, 1991.

- DAVIES, G. J. **Texture analysis and anisotropy in metals**. Journal of Metals, v. 28, Ed. 7, p. 21-28, 1976.
- DELANNAY, L.; Van HOUTTE, P.; Van BAEL, A.; VANDERSCHUEREN, D. **Application of a texture parameter model to study planar anisotropy of rolled steel sheets**. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, v. 8, ed. 4, p. 413-422, 2000.
- DIAS, F. M. S.; FONSECA, F. A. V.; HAUEGEN, C. G.; LINS, J. F. C.; CAMPOS, M. F. **Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-Ti**. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, ABM, São Paulo, v. 9, n. 4, p. 294-301, 2012.
- ELIAS, J. A.; HOOK, R. E. **Vacuum-Degassed Low Carbon Steel and its Production Method**, U.S. Patent nº 3, 765, 874, patenteada pela Armco Steel Corporation, 1973. Disponível em: <
<https://docs.google.com/viewer?url=patentimages.storage.googleapis.com/pdfs/US3765874.pdf>>. Acesso em: 10/03/2014.
- EMIC. Equipamentos para Ensaio Mecânicos Destrutivos. Disponível em: www.emic.com.br. Acesso em: 18/03/2015.
- EMREN, F.; LÜCKE, K.; SCHLIPPENBACH, U. von. **Investigation of the development of the cold rolling texture in deep drawing steels by ODF-analysis**. Acta Metallurgica, v.34, n. 7, p. 1289-1301, 1986.
- EMREN, F.; LÜCKE, K.; SCHLIPPENBACH, U. von. **Development of textures during rapid intercritical annealing of deep drawing steels**. Materials Science and Technology, v. 5, p. 238-248, 1989.
- ENGLER, Olaf; RANDLE, Valerie. **Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping**. 2 Ed. Boca Raton, FL, 2010. 374 p.
- FELIX, R. A. C.; BRANDÃO, L.; da CUNHA, M. A.; PAIVA, C. H. P.; AMARO, J. R. L.; TELES, L. S.; da ROSA, R. L. O.; JÚNIOR, R. P. G.; SALDANHA, T. A.; BEZERRA, V. H. G. **Evaluation of the relationship between crystallographic texture and magnetic properties through the magnetocrystalline anisotropy coefficient**. Anais do 20º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, ref. 312-012. Joinville, SC, 2012.
- HAMADA, J.; AGATA, K.; INOUE, H. **Estimation of planar anisotropy of the r-value in ferritic stainless steel sheets**. Materials Transactions, v. 50, n. 4, p. 752-758, 2009.
- HOILE, S. **Processing and properties of mild interstitial free steels**. Materials Science and Technology, v 16, p. 1079-1093, 2000.
- HOOK, R. E.; RAY, R. K.; JONAS, J. J. **Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels**. International Materials Reviews, v 39, n. 4, p 129-172, 1994.

- HUMANE, M. M.; MINZ, R. K.; PARETKAR, R. K.; PESHWE, D. R. **Effect of cold rolling and mode of annealing on textures, mechanical properties and formability limit diagrams in interstitial free steel sheets.** Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 63, n. 6, p 867-880, 2010.
- HUTCHINSON, W. B. **Development and control of annealing textures in low-carbon steels.** International Metals Reviews., v. 29, n. 1, 1984.
- HUTCHINSON, W. B. **Practical aspects of texture control in low carbon steels.** Materials Science Forum, v. 157-162, p. 1917-1928, 1994.
- INSTITUTO AÇO BRASIL. **Aplicações do aço e Aço no dia a dia.** Disponível em:< <http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/aco/index.asp>>. Acesso em: 12/03/2014.
- JONAS, J. J.; BUTRÓN-GUILLÉN, M. P. **Effect of Finishing Temperature on Hot Band Textures in an IF Steel.** ISIJ International, v. 36, n. 1, p 68-73. 1996.
- JONAS, J. J.; URABE, T. **Modeling texture change during the recrystallization of an IF steel.** ISIJ International, v. 34, n. 5, p. 435-442, 1994.
- KALLEND, J. S.; DAVIES, G. J.; GOODWILL, D. J.; RUBERG, T. **The correlation of structure and texture with formability.** Journal of the Institute of Metals, v. 101, p. 270-273, 1973.
- KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance.** Editora ASM International, 2005.
- KESTENS, Leo; JACOBS, Sigrid. **Texture Control During the Manufacturing of Nonoriented Electrical Steels.** Hindawi Publishing Corporation: Texture, Stress and Microstructure, v. 2008, article ID: 173083, 9 p., 2008.
- LANKFORD, W. T.; SNYDER, S. C.; BAUSCHER, J. A. **New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets.** Transactions of the A. S. M., v. 42, p. 1197-1225, 1950.
- LIMA, Liana M. G.; LIMA, N. B.; PADILHA, A. F. **Texturas de recristalização.** Workshop sobre textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP). São Paulo, SP, 14 p., 2001.
- LIU, Y. S.; VAN HOUTTE, P. **Simulation of plastic anisotropy in IF deep-drawing steels by Taylor theory.** Materials Letters, v. 58, p. 3826-3830, 2004.
- FIETO, B. M. **Evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços IF tratados termomecanicamente.** Projeto de graduação em Engenharia de Materiais. Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ). Rio de Janeiro, RJ, 2013.
- MEIRA, R. R. **Efeito da Variação das Condições de Encharque nas Propriedades Mecânicas do Material IF Processado no Recozimento Contínuo da Usiminas.**

- Dissertação de Mestrado em Engenharia e de Minas. Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG). Belo Horizonte, MG. 2006.
- MISHRA, S.; DARMANN, C. **Role and control of texture in deep-drawing steels.** International Metals Reviews, v. 27, n. 6, 1982.
- MORIMOTO, T.; YANAGIMOTO, J. **Drawability prediction method using continuous texture evolution model.** 8th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Forming Processes (NUMISHEET 2011). Seoul, South Korea, 21-26 agosto, 2011.
- OLIVEIRA, A. F. **Caracterização de um aço IF após a relaminação no laminador de encruamento.** Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (USP). São Paulo, SP, 2010.
- PADILHA, A. F.; FILHO, A. F.; LIMA, Liana M. G.; LIMA, Nelson B. **Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem.** Workshop sobre textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP). São Paulo, SP, 14 p., 2001.
- PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. **Crescimento das regiões recristalizadas.** Workshop sobre textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP). São Paulo, SP, 14 p., 2001.
- PANalytical B. V. X'Pert Texture User's Guide. 2º Ed., 2004.
- PEREIRA, M. S. **Influência do processamento termomecânico na estrutura e nas propriedades mecânicas de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.** Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP). Campinas, SP, 1998.
- PINTO, M. C.; KLEIN, L. N. T.; CASTRO, L. C; ALVES, A. C. **Desenvolvimentos de aços Interstitial Free pela Usiminas.** Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM), v. 48, n. 406, 1992.
- RAY, R. K.; GHOSH, P.; BHATTACHARJEE, D. **Comparative study of precipitation behavior and texture formation in cold rolled-batch annealed and cold rolled-continuous annealed interstitial free high strength steels.** Scripta Materialia, v. 56, p. 657-660, 2007.
- RAY, R. K.; GHOSH, P.; BHATTACHARJEE, D. **Effects of composition and processing parameters on precipitation and texture formation in microalloyed interstitial free high strength (IFHS) steels.** Materials Science and Technology, v. 25, n. 9, p. 1154-1167, 2009.
- RIBEIRO, R. F. **Aperfeiçoamento do corte lateral de aços livres de intersticiais laminados a quente.** Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais. Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo (USP). Lorena, SP. 2009.

- ROE, Ryong-Joon. **Description of crystallite orientation in polycrystalline materials: III. General solution to pole figure inversion.** Journal Of Applied Physics, v. 36, n. 6, p. 2024-2031, 1965.
- SATOH, S.; OBARA, T.; NISHIDA, M.; IRIE, T. **Effect of Carbide Forming Elements on the Mechanical Properties of Continuously Annealed Extra-low-carbon Steel Sheets.** ISIJ International, v. 24, p. 838-846, 1984.
- SARDINHA, N. A. **Influência da assimetria da laminação a frio na textura e propriedade de um aço IF para estampagem.** Dissertação de Mestrado em Ciência dos Materiais. Instituto Militar de Engenharia (IME). Rio de Janeiro, RJ. 2012.
- SCHOUWENAARS, R.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E.; STANDAERT, C.; DILEWIJNS, J. **Prediction of the plastic anisotropy of low carbon steel sheet by means of taylor-modelling.** ISIJ International, v. 34, n. 4, p. 366-372, 1994.
- VERLINDEN, Bert; DRIVER, Julian; SAMAJDAR, Indradev, DOHERTY, Roger. **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials.** Series Editor: Robert W. Cahn. Editora Elsevier Chapter 15: Thermo-Mechanical Processing of Steel. 2007.
- VIANA, C. S. C; KALLEND, J. S.; DAVIES, G. J. **Use of texture data to predict the yield locus of metal sheets.** International Journal of Mechanical Sciences, v. 21, Ed. 6, p. 355-371, 1978.
- VIANA, Carlos Sérgio da Costa; PAULA, Andersan dos Santos. **Texturas de deformação.** Workshop sobre textura e relações de orientação: Deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP). São Paulo, SP, 15 p., 2001.
- VOSTRIKOV, A. A.; GAIDUK, V. V.; ARKULIS, G. E. **New parameter for indicating cold formability of autobody sheet.** Steel in the USSR, v. 12, Ed. 1, p. 28-32, 1982.
- WHITELEY, R. L. **The importance of directionality in drawing quality sheet steel.** Transactions of the American Society of Metals (ASM), v. 52, p. 154-169, 1960.
- WILSON, D. V. **Controlled directionality of mechanical properties in sheet metals.** Metallurgical Reviews, v. 14, p. 175-188, 1969.
- YAMADA, T.; ODA, M.; AKISUE, O. **Effects of Copper, Nickel, Chromium and Tin on Mechanical Properties of Titanium-bearing Extralow-carbon Steel Sheets.** ISIJ International, v. 35, n. 11, p. 1422-1429, 1995.

8 APÊNDICE

O presente capítulo visa complementar a dissertação por meio de dados obtidos durante o trabalho prático do autor.

8.1 ENSAIOS MECÂNICOS

As curvas tensão "versus" deformação real e de engenharia, obtidas para as condições de deformação e recozimento a 70 e 85 %, são exibidas nas FIG 8.1 e FIG 8.2. A curva referente a deformação de 50 % foi previamente mostrada na FIG 4.22.

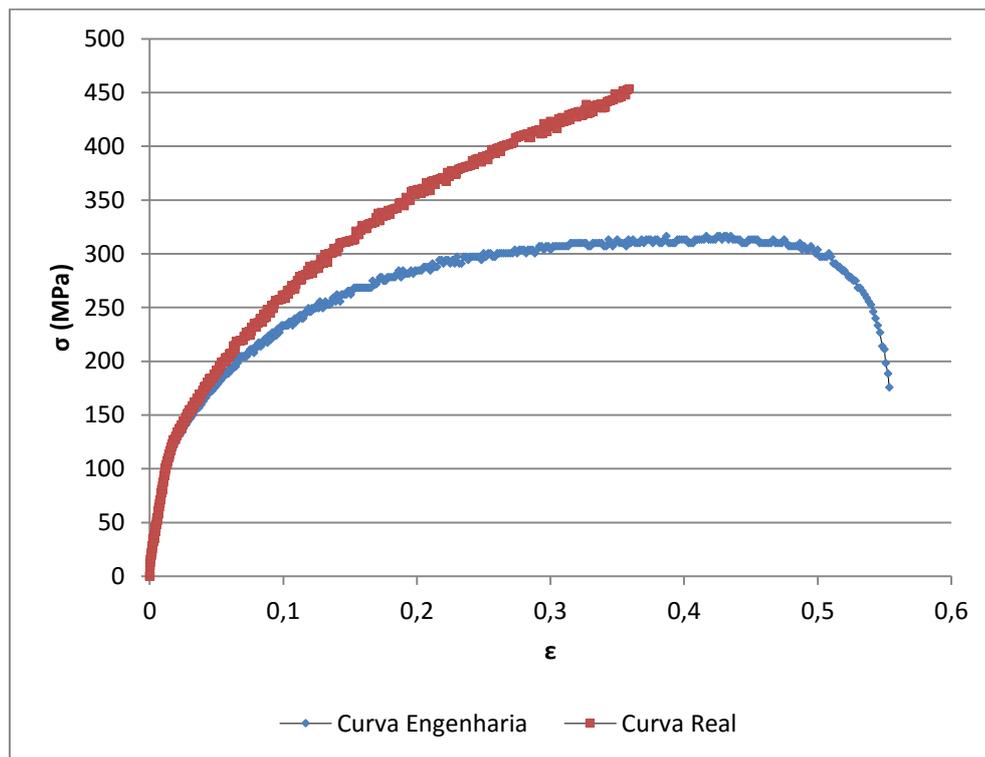


FIG 8.1: Curva tensão de engenharia "versus" deformação de engenharia e curva tensão real "versus" deformação real do aço IF Ti-Nb deformado 70 % a frio e recozido a 900 °C por 150 s.

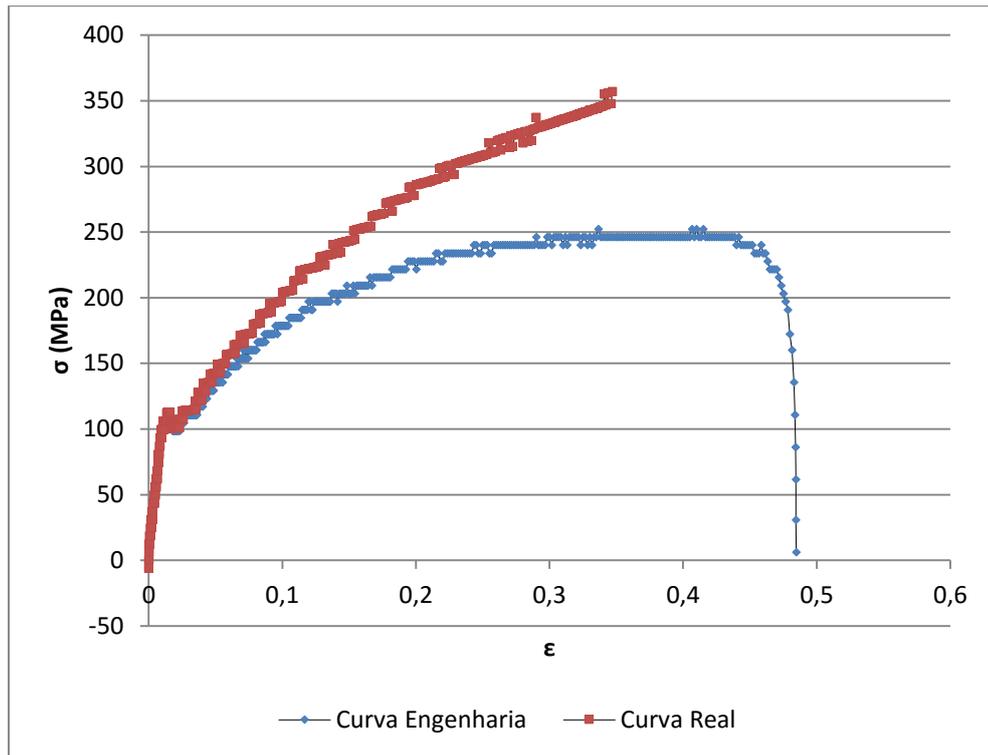


FIG 8.2: Curva tensão de engenharia "versus" deformação de engenharia e curva tensão real "versus" deformação real do aço IF Ti-Nb deformado 85 % a frio e recozido a 900 °C por 150 s.

8.2 CÁLCULO DO INTERVALO DE CONFIANÇA PARA \bar{R}

Para o cálculo do intervalo de confiança das amostras utilizadas na obtenção do coeficiente de anisotropia normal, utilizou-se a função de distribuição t de student, com nível de confiança de 95 %. Para a média de uma população normal, pode-se considerar que o intervalo de confiança se encontra entre os valores, de acordo com a EQ 8.1.

$$\bar{x} \pm z \cdot \frac{S}{\sqrt{n}} \quad \text{EQ 8.1}$$

Na qual \bar{x} corresponde à média amostral, z o valor crítico da distribuição t de student, S o desvio padrão da população e n o número de amostras. O valor do desvio padrão da população é calculado de acordo com a EQ 8.2.

$$S = \sqrt{\frac{S_1^2 + 2 \cdot S_2^2 + S_3^2}{16}} \quad \text{EQ 8.2}$$

Na qual S_1 é o desvio padrão da população de amostras referentes aos corpos de prova retirados a 0° em relação a direção de laminação (85 DL). Da mesma forma, S_2 e S_3 , porém retirados a 45° (DL₄₅) e 90° (DT) da DL, respectivamente.

As TAB 8.1

TAB 8.2 e TAB 8.3 exibem os cálculos referentes a \bar{r} , S e intervalo de confiança para as deformação de 50, 70 e 85 %, respectivamente.

TAB 8.1: Cálculos dos valores do coeficiente de anisotropia normal e seu intervalo de confiança para o material deformado a 50 % a frio e recozido a 900°C .

	r	r - média		r _m	Desvio Padrão	Desvio Padrão População (S)	
	medições	$(r_1 + r_2 + r_3 + r_4 + r_5)/5$		$(r_{DL} + 2 \cdot r_{DL45} + r_{DT})/4$	$[\sum(r_i - r_{m\acute{e}dia})^2 / (n-1)]^{1/2}$	$((S_1^2 + 2 \cdot S_2^2 + S_3^2) / 16)^{1/2}$	
50% DL	r ₁	1,414514026	1,399997	r _{DL}	1,432965	0,103885099	S ₁
	r ₂	1,45401802					
	r ₃	1,217687537					
	r ₄	1,469745119					
	r ₅	1,444018589					
50% DL ₄₅	r ₁	1,49865571	1,326662	r _{DL₄₅}	1,432965	0,124579619	S ₂
	r ₂	1,203416456					
	r ₃	1,205974682					
	r ₄	1,35380543					
	r ₅	1,371459661					
50% DT	r ₁	1,361316457	1,67854	r _{DT}	1,432965	0,51858667	S ₃
	r ₂	2,599214436					
	r ₃	1,467317305					
	r ₄	1,536830482					
	r ₅	1,428021077					
INTERVALO CONFIANÇA.T (0,05;S;5)							
0,17345271							

TAB 8.2: Cálculos dos valores do coeficiente de anisotropia normal e seu intervalo de confiança para o material deformado a 70 % a frio e recozido a 900°C .

	r	r - média		r _m	Desvio Padrão	Desvio Padrão População (S)	
	medições	$(r_1 + r_2 + r_3 + r_4 + r_5)/5$		$(r_{DL} + 2 \cdot r_{DL45} + r_{DT})/4$	$[\sum(r_i - r_{m\acute{e}dia})^2 / (n-1)]^{1/2}$	$((S_1^2 + 2 \cdot S_2^2 + S_3^2) / 16)^{1/2}$	
70% DL	r ₁	1,417780661	1,604197	r _{DL}	2,105898	0,16727694	S ₁
	r ₂	1,48216891					
	r ₃	1,794265817					
	r ₄	1,56552891					
	r ₅	1,761241632					
70% DL ₄₅	r ₁	2,707666784	2,129217	r _{DL₄₅}	2,105898	0,51475962	S ₂
	r ₂	1,718120401					
	r ₃	2,566257349					
	r ₄	2,129227241					
	r ₅	1,524815617					
70% DT	r ₁	2,709308558	2,560958	r _{DT}	2,105898	0,499417439	S ₃
	r ₂	1,837259458					
	r ₃	2,360955818					
	r ₄	2,712690946					
	r ₅	3,18457638					
INTERVALO CONFIANÇA.T (0,05;S;5)							
0,278917764							

TAB 8.3: Cálculos dos valores do coeficiente de anisotropia normal e seu intervalo de confiança para o material deformado a 85 % a frio e recozido a 900 °C.

	r	r - média		r _m	Desvio Padrão	Desvio Padrão População (S)	
	medições	(r ₁ + r ₂ + r ₃ + r ₄ + r ₅)/5		(r _{DL} + 2.r _{DL45} + r _{DT})/4	$[\sum(r_i - r_{m\acute{e}dia})^2 / (n-1)]^{1/2}$	$((S_1^2 + 2.S_2^2 + S_3^2) / 16)^{1/2}$	
85% DL	r ₁	3,350902567	3,189044	r _{DL}	2,923678	0,355429069	S ₁
	r ₂	3,30898272					
	r ₃	3,071585434					
	r ₄	3,574547868					
	r ₅	2,639202156					
85% DL ₄₅	r ₁	1,977471465	3,236582	r _{DL45}	2,923678	1,857215984	S ₂
	r ₂	1,607145506					
	r ₃	5,190408147					
	r ₄	2,075709186					
	r ₅	5,332177362					
85% DT	r ₁	1,975336078	2,032503	r _{DT}	2,923678	0,606579376	S ₃
	r ₂	1,313672615					
	r ₃	1,690832716					
	r ₄	2,915712202					
	r ₅	2,266963872					
INTERVALO CONFIANÇA.T (0,05;S;5)							
0,84410245							

8.3 PROGRAMAÇÃO DE LINGUAGEM DO PARÂMETRO B

```

#include <math.h>
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>
#include <io.h>
int escolhe();
int calc();
int main()
{
    escolhe();
    return (1);
}
escolhe()
{
    char c;
    printf("\nCalcular: s\n Sair: outra tecla\n");
    scanf("%c", &c);
    switch(c)
    {
        case 's':
            calc();
            break;
        default:
            exit(1);
            break;
    }
}
calc(int argc, char *argv[]){
FILE *ip;

```

```

/*O valor 20 a seguir foi arbitrario. Apenas para alocar espaco na memoria,
dado
não ultrapassam 20 caracteres*/
FILE *arqsaida;
/* Arquivo em txt que irá conter a resposta apresentada no prompt de comando*/
char t1[20], t2[20], t3[20], t4[20], t5[20], t6[20], t7[20], t8[20], t9[20],
t10[20],
char nome[1000];
char extensao[10];
char extensaoler[10];
int i, j, k, loop, alfa;
float a2, a3, phigrau, tetagrau, psigrau, phirad, tetarad, psirad, figrau,
filgrau, fi2grau
float aux1, fia, fial, fia2, filr, fir, fi2r, a1, a4, b1, b2, b3, b4, b5, b6,
b7, b8, b9,
double dg;
float A=0, A0=0, A45=0, A90=0, Ag, Ag0, Ag45, Ag90;
/*O valor 100 tambem foi arbitrario, já que não haveria mais do que 100
matrizes*
float m[100][19][19];
float phi[100];
printf(" INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA\n");
printf("(Real Academia de Artilharia, Fortificacao e Desenho - 1792)\n");
printf("\n\n");
printf(" PICM - 2012\n");
printf("\n\n");
printf("Programa para o calculo da Energia de Anisotropia de uma amostra de
aco eletric
printf("\n\n");
printf("Eh valido para arquivos do software popLA salvos na mesma pasta do
programa\n"
printf("Eh necessario que haja simetria cubica e ortotropica na amostra\n");
printf("\n\n");
printf("Entre com o nome do arquivo gerado pelo popLA (sem a extensao):\n");
scanf("%s", &nome);
printf("\n\n");
strcpy(extensao, ".CHD");
strcpy(extensaoler, ".txt");
if((ip=fopen(strcat(nome,extensao), "r")) == NULL) {
printf("Nao foi possivel abrir o arquivo.\n");
exit(1);
}
if ((arqsaida=fopen(strcat(nome,extensaoler), "w"))== NULL){
printf("Nao foi possivel abrir o arquivo.\n");
exit(1);
}
/* ETAPA DE LEITURA */
/* ----- */
/* Sistema Roe*/
for(loop = 0; loop< 19; loop++){
/*Leitura do angulo Phi*/
if (loop < 18 ){
/*Leitura da 1a linha*/
fscanf(ip, "%s %s %s %s %s %s", &t1, &t2, &t3, &t4, &t5, &t6 );
/*Leitura da 2a linha*/
fscanf(ip, "%s %s %s", &t1, &t2, &t3, &t4, &t5,
&t6, &
fscanf(ip, "%f", &phi[loop]);
/*A seguir, apenas o que ele leu do arquivo*/
for(i = 0; i<19; i++){

```

```

for(j = 0; j<19; j++){
fscanf(ip, "%f", &m[loop][i][j]);
/*m[loop][i][j]=1;*/
}
}
}
/*Para phi = 90 o CHD apresenta 'PROJ'*/
else{
phi[18]=90.0;
for(i = 0; i<19; i++){
for(j = 0; j<19; j++){
m[18][i][j] = m[0][i][j];
}
}
}
}
fclose(ip);
/* ===== */
/* ETAPA DE CALCULO */
/* ----- */
/* Percorrer de 10 em 10 grau do ponto com a direção de laminação*/
for (alfa=0; alfa<10; alfa++){
fEa = 0;
fgdg = 0;
for(j=0;j<19;j++){
for(i=0;i<19;i++){
for(loop=18;loop>=0;loop--){
/* ler de 5 em 5 graus*/
phigrau = loop*5;
tetagrau = i*5;
psigrau = j*5;
/* Passando para Bunge*/
filgrau = 90 - psigrau;
figrau = tetagrau;
fi2grau = 90 - phigrau;
a1 = m[loop][i][j]/100;
filr = filgrau;
fir = figrau;
fi2r = fi2grau;
fia1= fabs((filr-10*alfa)*3.14159/180);
fia=fir*3.14159/180;
fia2=fi2r*3.14159/180;
dg=(0.00009645)*(-cos((fir+5)*3.14159/180)+cos((fir-5)*3.14159/180));
a2= sin(fia2)*sin(fia);
a3= cos(fia2)*sin(fia);
a4= cos(fia);
fEa=fEa+(a3*a3*a2*a2+a2*a2*a4*a4+a3*a3*a4*a4)*a1*dg;
fgdg=fgdg+a1*dg;
/*Parametro B*/
b1=(a2+a3+a4)/1.73205;
b2=(-a2+a3+a4)/1.73205;
b3=(a2-a3+a4)/1.73205;
b4=(a2+a3-a4)/1.73205;
if(alfa==0)
{
/*M-0*/
if(fabs(b1)>=fabs(b2) &&fabs(b1)>=fabs(b3) &&fabs(b1)>=fabs(b4)) {
Ag0=fabs(b1);
} else {
if(fabs(b2)>=fabs(b1) &&fabs(b2)>=fabs(b3) &&fabs(b2)>=fabs(b4)

```

```

Ag0=fabs (b2);
} else {
if (fabs (b3) >=fabs (b1) &&fabs (b3) >=fabs (b2) &&fabs (b3) >=
Ag0=fabs (b3);
} else {
Ag0=fabs (b4);
}
}
}
Ag0=acos (Ag0) *180.0/3.14159;
A0=A0+Ag0*a1*dg;
/*M-45*/
b5= 0.707* (b1+sqrt (1-b1*b1));
b6= 0.707* (b2+sqrt (1-b2*b2));
b7= 0.707* (b3+sqrt (1-b3*b3));
b8= 0.707* (b4+sqrt (1-b4*b4));
if (fabs (b5) >=fabs (b6) &&fabs (b5) >=fabs (b7) &&fabs (b5) >=fabs (b8)) {
Ag45=fabs (b5);
} else {
if (fabs (b6) >=fabs (b5) &&fabs (b6) >=fabs (b7) &&fabs (b6) >=fabs (b8)
Ag45=fabs (b6);
} else {
if (fabs (b7) >=fabs (b5) &&fabs (b7) >=fabs (b6) &&fabs (b7) >=
Ag45=fabs (b7);
} else {
Ag45=fabs (b8);
}
}
}
Ag45=acos (Ag45) *180.0/3.14159;
A45=A45+Ag45*a1*dg;
/*M-90*/
b9=sqrt (1-b1*b1);
b10=sqrt (1-b2*b2);
b11=sqrt (1-b3*b3);
b12=sqrt (1-b4*b4);
if (fabs (b9) >=fabs (b10) &&fabs (b9) >=fabs (b11) &&fabs (b9) >=fabs (b12)) {
Ag90=fabs (b9);
} else {
if (fabs (b10) >=fabs (b9) &&fabs (b10) >=fabs (b11) &&fabs (b10) >=fabs
Ag90=fabs (b10);
} else {
if (fabs (b11) >=fabs (b9) &&fabs (b11) >=fabs (b10) &&fabs (b11)
Ag90=fabs (b11);
} else {
Ag90=fabs (b12);
}
}
}
Ag90=acos (Ag90) *180.0/3.14159;
A90=A90+Ag90*a1*dg;
/*Calculo P A*/
if ((i==18) &&(j==18) &&(loop==0)) {
A0=A0/fgdg;
A45=A45/fgdg;
A90=A90/fgdg;
A=(A0+2*A45+A90)/4;
printf ("RESULTADO DO PARAMETRO B\n\n");
printf ("B0 B45 B90");
printf ("\n%.4f %.4f %.4f\n\n",A0, A45, A90);
}

```

```

printf ("\nParametro A (MEDIA) = %.4f\n\n",A);
/*printf ("\nal = %f\n\n",a1);*/
fprintf (arqsaida,"RESULTADO DO PARÂMETRO B\n\n\n")
fprintf (arqsaida,"B0 B45 B90");
fprintf (arqsaida,"\n%.4f %.4f %.4f\n\n",A0, A45
fprintf (arqsaida,"Parametro B (MÉDIA) = %.4f\n\n\n")
fprintf (arqsaida,"-----***-----***-----")
\fprintf (arqsaida,"alfa fEa\n");
}
}
/*Parametro A (fim)*/
}
}
}
fEa = fEa/fgdg;
printf ("Para alfa igual a %2d graus, a Energia de Anisotropia vale %.4f\n\n",
alfa
fprintf (arqsaida,"%02d %13.4f\n", alfa*10, fEa);
/*fprintf (arqsaida,"Para alfa igual a %d graus, a Energia de Anisotropia
vale %
}
fclose(arqsaida);
getch();
fflush(stdin);
escolhe();
}

```

9 ANEXO

9.1 FLUXOGRAMA DE PRODUÇÃO DA COMPANHIA SIDERÚRGICA NACIONAL (CSN)

