

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Saulo Morais de Andrade

**INFLUÊNCIA DA ROTA DE LAMINAÇÃO A QUENTE E A MORNOS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS, TEXTURA E CONFORMABILIDADE APÓS
LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO DE UM AÇO IF-Ti**

Belo Horizonte

2025

Saulo Morais de Andrade

**INFLUÊNCIA DA ROTA DE LAMINAÇÃO A QUENTE E A MORNAS NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS, TEXTURA E CONFORMABILIDADE APÓS
LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO DE UM AÇO IF-Ti**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Área de Concentração: Metalurgia Física e de Transformação

Belo Horizonte

2025

Andrade, Saulo Morais de.
A554i Influência da rota de laminação a quente e a morno nas
propriedades mecânicas, textura e conformabilidade após laminação a frio
e recozimento de um aço IF-Ti [recurso eletrônico] / Saulo Morais de Andrade. –
2025. 1 recurso online (92 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

Gerais, Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas
Escola de Engenharia.

Inclui bibliografia.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.
3. Aço - Teses. 4. Laminação (Metalurgia) - Teses. I. Santos, Dagoberto
Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de
Engenharia. III. Título.

CDU: 669(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ENGENHARIA - COLEGIADO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA MATERIAIS E
DE MINAS - SECRETARIA

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Às 10h horas do dia 30 (trinta) de julho de 2025, realizou-se a sessão pública, por vídeo conferência de forma remota, a defesa de dissertação de Mestrado do aluno **Saulo Morais de Andrade**, para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, na área de concentração de Metalurgia Física e de Transformação. O presidente da sessão, Prof. Dagoberto Brandão Santos, orientador do aluno, apresentou a comissão examinadora, composta pelos seguintes membros: Prof. Pedro Henrique Rodrigues Pereira - Dr. (UFMG) e Fernando de Souza Costa - Dr. (USIMINAS). Na sequência, o candidato realizou a apresentação de sua Dissertação de Mestrado, intitulada "**Influência da Rota de Laminação a Quente e a Forno nas Propriedades Mecânicas, Textura e Conformabilidade após Laminação a Frio e Recozimento de um Aço IF-TI**". Após a apresentação, os examinadores procederam à arguição do candidato. Concluída essa etapa, a comissão reuniu-se em caráter reservado, sem a presença do candidato e do público, e decidiu por APROVAR a Dissertação de Mestrado. O resultado final foi comunicado publicamente ao candidato pelo presidente da sessão. Não havendo mais nada a tratar, o presidente encerrou a sessão e lavrou a presente ata, que, após lida, foi assinada pelos membros da comissão examinadora e pelo coordenador do Programa.

Belo Horizonte, 30 de julho de 2025.

Assinatura dos membros da banca examinadora:



Documento assinado eletronicamente por **Dagoberto Brandão Santos, Professor do Magistério Superior**, em 04/08/2025, às 18:00, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Pedro Henrique Rodrigues Pereira, Professor do Magistério Superior**, em 05/08/2025, às 14:58, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Fernando de Souza Costa, Usuário Externo**, em 12/08/2025, às 14:53, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Eduardo Henrique Martins Nunes, Coordenador(a) de curso de pós-graduação**, em 05/11/2025, às 11:01, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

Dedico este trabalho, primeiramente, a Deus, por me conceder sabedoria e força ao longo da caminhada. À minha família, por tornar leve o que por vezes foi difícil.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus por me conceder saúde e sabedoria para concluir esta etapa tão importante da minha formação. O desejo de cursar o mestrado me acompanha desde a época em que concluí a graduação, mas tudo tem o tempo certo determinado por Deus. “Em seu coração o homem planeja o seu caminho, mas o Senhor determina os seus passos.” (Provérbios 16:9).

Agradeço aos meus pais, Ana Maria e Paulo Adelmo. Tenho plena convicção de que todas as minhas conquistas têm origem na base familiar que recebi. Minha trajetória na área da metalurgia começou graças a vocês, que me apoiaram quando, aos 15 anos, decidi ingressar no curso técnico em Metalurgia. Amo muito vocês e tenho imenso orgulho da nossa família.

Agradeço à Usiminas por ter me proporcionado oportunidades de crescimento que, talvez, seriam mais difíceis de alcançar sem o apoio de uma empresa que é referência na formação de profissionais de alto nível. Muitas pessoas contribuíram para a conclusão deste trabalho, mas gostaria de destacar algumas que foram fundamentais: Jônatas Venancio Barbosa, cuja pesquisa anterior inspirou o tema desta dissertação; Fabrício Mazola, que, como gestor, sempre me apoiou, incentivou e permitiu que eu dedicasse tempo ao mestrado, mesmo diante dos desafios do nosso dia a dia; Fernando de Souza Costa, que, com seu vasto conhecimento como pesquisador, me auxiliou na realização e interpretação das análises feitas no Centro de Pesquisas da Usiminas.

Agradeço à UFMG, em especial ao professor Dagoberto, pela honra de concluir este curso em uma instituição tão respeitada e reconhecida pela excelência no ensino. Tenho muito orgulho de ter feito parte desta escola e levarei seu nome com gratidão e reverência por onde eu for.

Por fim, agradeço à minha esposa, Nívia, e à minha filha, Mariana. Não tenho palavras para expressar o quanto vocês são importantes para mim. Agradeço a paciência, carinho e compreensão durante todo o processo de conclusão do curso. Sei que as ausências foram difíceis, mas vocês sempre me apoiaram e me incentivaram a seguir adiante para alcançar este sonho. Amo vocês!

RESUMO

Os aços livres de intersticiais (Interstitial Free – IF) possuem propriedades mecânicas ideais para aplicações que exigem alta conformabilidade, as quais são alcançadas por meio de parâmetros termomecânicos adequados que promovem um elevado coeficiente de anisotropia. Tradicionalmente, a laminação a quente desses aços é realizada em altas temperaturas, a fim de evitar as variações decorrentes do processamento no campo bifásico. No entanto, devido às altas temperaturas de transformação, a laminação na fase ferrítica, conhecida como laminação a morno, também pode ser aplicada à produção de aços IF. Este trabalho teve como objetivo realizar uma análise comparativa da microestrutura, textura, propriedades mecânicas e conformabilidade de duas bobinas de aço IF-Ti produzidas industrialmente: uma por laminação a quente convencional e outra por laminação a morno. Os resultados mostraram que a bobina laminada a morno apresentou maiores variações microestruturais após a laminação e o recozimento. Essa instabilidade também foi observada na textura, com maiores variações ao longo da espessura da chapa. Como consequência, formou-se uma fibra gama mais heterogênea nesse material, mesmo após a laminação a frio e o recozimento. A textura mais uniforme obtida na laminação a quente foi determinante para a melhor resposta do material à conformação. Ambas as rotas produziram chapas com boa conformabilidade, entretanto, a chapa obtida a partir da bobina laminada a quente demonstrou um maior coeficiente de anisotropia normal, fruto da textura mais uniforme, e desempenho superior nos ensaios de expansão de furo e nas curvas de limite de conformação. Já os ensaios de Razão Limite de Estampagem e estiramento Erichsen não apresentaram diferenças significativas entre as duas condições. Portanto, para alcançar níveis elevados de conformabilidade por meio da laminação a morno, é necessário rever as temperaturas de processo e a condição de lubrificação no processo de tiras a quente, de modo a promover uma textura mais homogênea na bobina a quente.

Palavras-chave: aço livre de intersticiais; laminação a quente; laminação a morno; textura; conformabilidade.

ABSTRACT

Interstitial Free (IF) steels possess ideal mechanical properties for applications that require high formability, which are achieved through appropriate thermomechanical parameters that promote a high anisotropy coefficient. Traditionally, hot rolling of these steels is carried out at high temperatures to avoid variations caused by processing within the two-phase field. However, due to the high transformation temperatures, rolling in the ferritic phase, known as warm rolling, can also be applied to the production of IF steels. This study aimed to perform a comparative analysis of the microstructure, texture, mechanical properties, and formability of two industrially produced IF-Ti steel coils: one manufactured by conventional hot rolling and the other by warm rolling. The results showed that the warm-rolled coil exhibited greater microstructural variations after hot rolling and annealing. This instability was also observed in the texture, with larger variations through the thickness sheet for the warm-rolled coil. Therefore, a more heterogeneous gamma fiber was formed in this material, even after cold rolling and annealing. The more uniform texture obtained in the hot rolled coil was crucial for the better forming performance of the material. Both processing routes produced sheets with good formability; however, the sheet obtained from the hot-rolled coil showed a higher normal anisotropy coefficient, resulting from the more uniform texture, and superior performance in hole expansion tests and forming limit curves. On the other hand, the Limiting Drawing Ratio and Erichsen stretch tests did not show significant differences between the two conditions. Therefore, to achieve high levels of formability through warm rolling, it is necessary to review the processing temperatures and lubrication conditions in the hot rolling process to promote a more homogeneous texture in the warm-rolled coil.

Keywords: interstitial free steel; hot rolling; warm rolling; texture; formability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Efeito do teor de C sobre o valor \bar{r} de um aço baixo carbono [7]	22
Figura 3.2. Efeito do teor de Ti e temperatura de bobinamento sobre o valor \bar{r} [6].....	23
Figura 3.3. Representação esquemática de uma chapa com grão orientados de forma aleatória (a) e grãos orientados de forma preferencial (b) [10].	24
Figura 3.4. Duas orientações básicas que podem ser obtidas em chapas laminadas de metais CCC [13].....	25
Figura 3.5. Esquema de configuração de um MEV equipado com EBSD [14]	27
Figura 3.6. Representação da esfera de referência a partir de uma chapa posicionada ao centro (a) e a projeção estereográfica das direções RD, TD e ND usadas como eixos de coordenadas em uma figura de polo (b) [14].....	28
Figura 3.7. Representação esquemática das figuras de polo com a distribuição aleatória de orientações (a) e com orientação preferencial (b) [15].....	28
Figura 3.8. Definição dos ângulos de Euler conforme a notação de Bunge [8]	30
Figura 3.9. ODF da seção $\phi_2=45^\circ$ com as posições das principais orientações de laminação e recristalização com as fibras RD (direção de laminação), TD (transversal à direção de laminação) e ND (normal à direção de laminação) [11]	30
Figura 3.10. Variação do valor r em função do ângulo em relação à direção de laminação para diferentes orientações em aços IF [14]	31
Figura 3.11. Efeito da intensidade da razão da textura $\{1\ 1\ 1\}/\{1\ 0\ 0\}$ sobre o valor \bar{r} [2]	32
Figura 3.12. Desenho esquemático de uma Curva Limite de Conformação [20].....	36
Figura 3.13. Tensão média de escoamento (TME) de um aço baixo carbono (BC) e um aço IF em função da temperatura de deformação [29].....	37
Figura 3.14. Relação entre o valor r_m com o teor de Ti* e a temperatura de reaquecimento [7]	39
Figura 3.15. Percentual de precipitação após o reaquecimento em relação à precipitação da bobina a quente [7]	39
Figura 3.16. Micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão mostrando o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dispersão de precipitados em um aço IF-Ti [7].....	40

Figura 3.17. Desenho esquemático do perfil de deformação cisalhante ao longa da espessura com diferentes tipos de lubrificação [34].....	41
Figura 3.18. Microestrutura obtida por microscopia óptica na condição de laminado a quente sem lubrificação (a) e com lubrificação (b) [39]	41
Figura 3.19. Microestrutura das amostras nas condições de laminado a quente (a), laminado a frio (b) e recozido (c) para a TB de 440°C [37].....	42
Figura 3.20. Microestrutura das amostras nas condições de laminado a quente (a), laminado a frio (b) e recozido (c) para a TB de 740°C [37].....	42
Figura 3.21. Intensidade das fibras ϵ (a), α (b) e γ (c) para a TB de 440°C [37].....	43
Figura 3.22. Intensidade das fibras ϵ (a), α (b) e γ (c) para a TB de 740°C [37].....	43
Figura 3.23. Relação da microestrutura obtida após laminação a morno de um aço IF-Ti em função das temperaturas de acabamento e bobinamento [33].....	44
Figura 3.24. Coeficiente de anisotropia obtidos após laminação a frio e recozimento de tiras a quente laminadas a morno com TA de 710°C e TB de 670°C (a) e TA de 660°C e TB de 550°C (b) [41].....	46
Figura 3.25. Microestrutura ao longo da espessura das bobinas laminadas a quente (TA de 920°C) e a morno (TA de 825°C e 780°C) [42].....	46
Figura 3.26. Microestrutura da bobina laminada a quente (a) e a morno (b) [43].....	47
Figura 3.27. ODF da seção $\phi=45^\circ$ após laminação a frio e recozimento em diferentes temperaturas de acabamento [18].....	48
Figura 3.28. Mapa EBSD após o recozimento na condição de (a) superfície da bobina laminada a morno, (b) meio da espessura da bobina laminada a morno, (c) superfície da bobina laminada a quente e (d) meio da espessura da bobina laminada a quente [43] ...	48
Figura 3.29. Curvas limite de conformação de chapas após laminação a frio e recozimento para diferentes temperaturas de acabamento [18].....	49
Figura 4.1. Desenho esquemático do fluxo produtivo da Laminação de Tiras a Quente	50
Figura 4.2. Representação do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.....	53
Figura 4.3. Representação esquemática do ensaio de Razão Limite de Estampagem ...	54
Figura 4.4. Representação esquemática do ensaio Erichsen	54
Figura 4.5. Representação esquemática dos corpos de prova utilizados para confecção da CLC	55

Figura 5.1. Temperatura de entrada e de acabamento ao longo do comprimento da bobina laminada a quente.....	57
Figura 5.2. Temperatura de entrada e de acabamento ao longo do comprimento da bobina laminada a morno.....	57
Figura 5.3. TME calculada para cada cadeira do Trem Acabador.....	58
Figura 5.4. Relação entre a TME e a temperatura para as duas bobinas laminadas	59
Figura 5.5. Microestrutura da bobina laminada a quente (a) e da bobina laminada a morno (b). As setas indicam grãos deformados.....	60
Figura 5.6. Detalhe da microestrutura deformada obtida na bobina laminada a morno	60
Figura 5.7. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a quente, próximo à superfície	61
Figura 5.8. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a quente, próximo à superfície	61
Figura 5.9. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a quente, próximo à superfície	61
Figura 5.10. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a quente, próximo à superfície	62
Figura 5.11. Microestrutura após laminação a frio e recozimento para a bobina laminada a quente (a) e para a bobina laminada a morno (b). As setas vermelhas indicam grãos grossos e as setas pretas indicam grãos pequenos.....	63
Figura 5.12. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão após recozimento contínuo da bobina laminada a quente	63
Figura 5.13. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão após recozimento contínuo da bobina laminada a morno.....	64
Figura 5.14. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra laminada a quente. \blacktriangle – $(114)[1\bar{1}0]$; \blacktriangledown – $(554)[\bar{2}\bar{2}5]$; \blacklozenge - $(110)[1\bar{1}0]$	65
Figura 5.15. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região no centro da espessura da amostra laminada a quente. \blacktriangle – $(114)[1\bar{1}0]$; \blacktriangledown – $(554)[\bar{2}\bar{2}5]$; \blacklozenge - $(110)[1\bar{1}0]$	65

Figura 5.16. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra laminada a morno. $\blacktriangle - (114)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangledown - (554)[\bar{2}\bar{2}5]$; $\blacklozenge - (110)[1\bar{1}0]$	67
Figura 5.17. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região no centro da espessura da amostra laminada a morno. $\blacktriangle - (100)[1\bar{1}0]$.	67
Figura 5.18. Intensidade ao longo das fibras alfa (a), gama (b) e eta (c) das amostras, após laminação a quente e a morno.....	68
Figura 5.19. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a quente, após laminação a frio $\bullet - (114)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (100)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangledown - (554)[\bar{2}\bar{2}5]$; $\blacklozenge - (111)[\bar{1}\bar{1}2]$; $\blacklozenge - (111)[1\bar{1}0]$	69
Figura 5.20. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a morno, após laminação a frio $\bullet - (114)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (100)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangledown - (554)[\bar{2}\bar{2}5]$; $\blacklozenge - (111)[\bar{1}\bar{1}2]$; $\blacklozenge - (111)[1\bar{1}0]$	70
Figura 5.21. Intensidade ao longo das fibras alfa (a), gama (b) e eta (c) das amostras oriundas da laminação a quente e a morno, após a laminação a frio	71
Figura 5.22. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a quente, após laminação a frio $\bullet - (114)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (100)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangledown - (554)[\bar{2}\bar{2}5]$; $\blacklozenge - (111)[\bar{1}\bar{1}2]$; $\blacklozenge - (111)[1\bar{1}0]$	72
Figura 5.23. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a morno, após laminação a frio $\bullet - (114)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangle - (100)[1\bar{1}0]$; $\blacktriangledown - (554)[\bar{2}\bar{2}5]$; $\blacklozenge - (111)[\bar{1}\bar{1}2]$; $\blacklozenge - (111)[1\bar{1}0]$	72
Figura 5.24. Intensidade ao longo das fibras alfa (a), gama (b) e eta (c) das amostras oriundas da laminação a quente e a morno, após recozimento	73
Figura 5.25. Copos formados no ensaio RLE. Esquerdo proveniente da bobina laminada a quente e direito da bobina laminada a morno	76
Figura 5.26. Desenho esquemático indicando a região de estrição no ensaio RLE [60]	76
Figura 5.27. Exemplo de fratura em um dos corpos de prova no ensaio RLE	76
Figura 5.28. Exemplo do corpo de prova após o ensaio Erichsen	77
Figura 5.29. Exemplo dos corpos de prova após o ensaio expansão cônica de furo. Esquerda para a bobina laminada a quente e direita para a bobina laminada a morno	78

Figura 5.30. Exemplo dos corpos de prova após os ensaios de conformação para elaboração da CLC	80
Figura 5.31. Exemplos das medições das deformações utilizadas para construir a CLC	80
Figura 5.32. Diagrama CLC para as condições avaliadas. As linhas verdes representam a bobina laminada a quente e as linhas vermelhas a bobina laminada a morno	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Valores de propriedades mecânicas de aços para estampagem extra profunda conforme a norma ABNT NBR 5915 [5]	20
Tabela 3.2. Composições químicas típicas de aços IF Ti e Ti/Nb (% em massa) [2].....	21
Tabela 3.3. Propriedades mecânicas obtidas após laminação a frio e recozimento em função das temperaturas de acabamento e bobinamento [38]	45
Tabela 3.4. Propriedades mecânicas obtidas após laminação a frio e recozimento [18,43]	47
Tabela 3.5. Resultados do ensaio de expansão de furo e ensaio Erichsen em função da TA [18]	49
Tabela 1.1: Composição química (% em massa) do aço IF-Ti	50
Tabela 4.2: Temperaturas visadas para o processamento industrial	51
Tabela 5.1: Temperaturas obtidas no processamento industrial	56
Tabela 5.2: Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.....	74
Tabela 5.3: Índice Erichsen obtidos nas amostras provenientes da laminação a quente e a morno.....	77
Tabela 5.4: Influência da laminação a quente e a morno na razão de expansão de furo.	79

LISTA DE ABREVIACOES E SÍMBOLOS

IF	Interstitial Free (aço livre de intersticiais)
TA	Temperatura de Acabamento
TB	Temperatura de Bobinamento
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
ND	Normal Direction (direção normal ao plano da chapa)
RD	Rolling Direction (direção de laminação)
TD	Transverse Direction (direção transversal  laminação)
EBSD	Electron Backscatter Diffraction (difração de elétrons retroespalhados)
MEV	Microscópio Eletrnico de Varredura
ODF	Orientation Distribution Function
CLC	Curva Limite de Conformaco
RLE	Razão Limite de Estampagem
TME	Tensão Média de Escoamento
BQ	Bobina Quente
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
2. OBJETIVO	19
2.1 Objetivo Geral.....	19
2.2 Objetivos Específicos.....	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1 Aços IF	20
3.2 Composições Químicas Típicas para Fabricação de Aços IF.....	21
3.2.1 Efeito dos elementos intersisticias.....	21
3.2.2 Efeito da adição de titânio.....	22
3.3 Textura Cristalográfica.....	23
3.3.1 Métodos de determinação e representação da textura	25
3.3.2 Relação entre a textura cristalográfica e a conformabilidade	31
3.4 Métodos de Avaliação da Conformabilidade	33
3.4.1 Ensaio de tração uniaxial	33
3.4.2 Ensaio de conformação mecânica	34
3.5 Laminação a morno.....	36
3.6 Influência dos Parâmetros de Processo sobre as Propriedades Mecânicas e Textura	38
3.6.1 Temperatura de reaquecimento de placa.....	38
3.6.2 Lubrificação dos cilindros do Trem Acabador.....	40
3.6.3 Temperaturas de acabamento e bobinamento na laminação a morno	42
3.7 Estudos comparativos da Laminação a Quente e a Morno de Aços IF.....	45
4. METODOLOGIA.....	50
4.1 Processamento Industrial.....	50
4.2 Avaliação da Microestrutura e Textura	51
4.3 Avaliação da Conformabilidade da Chapa.....	52
4.3.1 Ensaio de tração.....	52
4.3.2 Ensaio de conformação	53
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
5.1 Avaliação do Processo Industrial.....	56

5.2 Avaliação da microestrutura obtida na bobina laminada a quente a na bobina recozida	59
5.3 Avaliação da textura ao longo do processo produtivo	64
5.4 Avaliação da Conformabilidade da Chapa.....	74
5.4.1 Ensaio de tração	74
5.4.2 Ensaio de conformação mecânica	75
6. CONCLUSÕES	83
REFERÊNCIAS	85
ANEXOS	91

1. INTRODUÇÃO

O excedente de capacidade de produção de aço, aliado às demandas cada vez mais restritas da indústria automotiva, tem levado as siderúrgicas a desenvolver produtos competitivos em termos de preço, qualidade superficial, precisão dimensional e desempenho adequado às aplicações. Neste contexto, destacam aços de elevada resistência mecânica, aplicados na parte estrutural dos veículos, e aços com elevada capacidade de conformação, aplicados em painéis externos.

Os aços IF (*Interstitial Free*) são caracterizados por baixos teores de C e N e, devido à adição de microligantes com forte tendência em formar precipitados, uma matriz praticamente livre de elementos intersticiais, o que reflete em baixos valores de limite de escoamento, elevado alongamento e coeficiente de anisotropia normal, sem apresentar envelhecimento. Este conjunto de propriedades mecânicas são ideais para aplicação em peças que requerem elevado grau de conformabilidade, permitindo o seu uso intensivo na fabricação nos painéis externos dos automóveis.

O processo de Laminação de Tiras a Quente geralmente ocorre em temperaturas elevadas, onde a austenita é a fase estável, para evitar variações durante a laminação na região bifásica. Com o objetivo de reduzir os custos de produção e desenvolver produtos com maior capacidade de conformação, desde os anos 90 têm sido realizados estudos sobre a laminação de aços de baixo e ultrabaixo carbono na fase ferrítica, conhecida como laminação a morno. Este método é especialmente adequado para a laminação de aços IF devido aos baixos teores de elementos intersticiais, às altas temperaturas de transformação e a um campo bifásico restrito, facilitando a definição das temperaturas ideais de processo.

Apesar das vantagens descritas na literatura para a laminação a morno, o desenvolvimento deste processo em escala industrial deve ser efetuado para cada planta produtiva devido às diferentes limitações do processo, como, por exemplo, limitações de carga dos laminadores desbastadores e utilização de lubrificante para laminação no trem acabador. Mesmo com parâmetros semelhantes, diferentes resultados quanto à conformabilidade das chapas podem ser obtidos entre diferentes plantas.

Este estudo tem como objetivo efetuar uma análise comparativa da textura, microestrutura, propriedades mecânicas e conformabilidade de um aço IF-Ti laminado a quente (campo austenítico) e a morno (campo ferrítico) visando validar a laminação a morno em um

processo industrial. Para isso, foram produzidas duas bobinas em escala industrial, uma através do processo convencional de laminação a quente e outra no processo de laminação a morno.

A evolução da microestrutura e textura após os processos de laminação de tiras a quente, laminação a frio e recozimento foi avaliada por microscopia óptica e eletrônica de varredura com difração de elétrons retroespalhados (EBSD). As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de tração para determinação do limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento, expoente de encruamento (n) e dos coeficientes de anisotropia planar (Δr) e normal (\bar{r}) após a laminação a frio e recozimento. A conformabilidade da chapa após o recozimento foi avaliada por meio dos ensaios de razão limite de estampagem, estiramento Erichsen, expansão cônica de furo e curva limite de conformação. Para cada análise citada anteriormente foram amostradas as duas condições estudadas.

2. OBJETIVO

2.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência dos processos de laminação a quente e a morno na microestrutura e na textura de um aço IF microligado ao titânio, bem como seu impacto nas propriedades mecânicas, na conformabilidade após a laminação a frio e recozimento, com o intuito de viabilizar o desenvolvimento do processo de laminação a morno para a produção industrial desse tipo de aço.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar se as temperaturas empregadas no estudo foram suficientes para promover a laminação a morno, com base nos parâmetros do processo industrial.
- Caracterizar as microestruturas de cada condição de laminação na bobina a quente e bobina laminada a frio e recozida.
- Avaliar a textura cristalográfica gerada pelos diferentes processos de laminação, ao longo do processo produtivo.
- Comparar os efeitos da laminação a quente e a morno nas propriedades mecânicas do aço IF microligado ao Ti.
- Correlacionar a microestrutura, textura e propriedades obtidas com a conformabilidade do material após laminação a frio e recozimento.
- Propor diretrizes para o processamento em escala industrial utilizando a laminação a morno com base nos resultados obtidos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços IF

Os aços IF têm baixos teores de C e N e uma matriz livre de elementos intersticiais, resultando propriedades mecânicas que tornam esse tipo de aço ideal para peças que exigem alta conformabilidade [1-4]. Apesar das propriedades superiores do aço IF no que diz respeito à sua capacidade de conformação serem conhecidas desde a década de 60, seu desenvolvimento industrial e produção em massa ocorreu a partir da década de 80 com o avanço na tecnologia do processo de desgaseificação a vácuo, que permitiu a obtenção de teores de carbono inferiores a 50 ppm a um custo razoável [1]. Os aços IF apresentam LE e LR da ordem de 150 MPa e 280 MPa, respectivamente. Maiores níveis de resistência mecânica podem ser obtidos por meio da adição de elementos formadores de soluções sólidas substitucionais, o que, no entanto, prejudica a capacidade de conformação. O alongamento, importante para operações de estiramento, geralmente é superior a 40%. O coeficiente de anisotropia (valor r) desejável neste tipo de aço é superior a 1,8, o que confere uma boa resistência ao afinamento. Tais propriedades conferem para este tipo de aço uma boa capacidade em atender especificações para graus de aços de estampagem extra profunda (EEP) descritos na norma ABNT NBR 5915-2 [5] (Tabela 3.1). Os aços de grau mais elevado descritos por esta norma apresentam maior capacidade de conformação devido à menor resistência mecânica e aos maiores valores de alongamento, coeficiente de anisotropia e expoente de encruamento.

Tabela 3.1 Valores de propriedades mecânicas de aços para estampagem extra profunda conforme a norma ABNT NBR 5915 [5]

Classificação	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento total mínimo $L_0=50$ mm (%)	Coeficiente de anisotropia mínimo r_{90}	Expoente de encruamento mínimo n_{90}
EEP grau 1	140-230	270-350	38	1,7	0,19
EEP grau 2	120-210	270-350	39	1,9	0,20
EEP grau 3	140-180	270 mín.	41	2,1	0,22
EEP grau 4	120-160	260 mín.	42	2,3	0,23

3.2 Composições Químicas Típicas para Fabricação de Aços IF

A obtenção de teores de carbono na ordem de dez partes por milhão (ppm) nos aços IF é fruto de um cuidadoso processo de desgaseificação à vácuo. Mas mesmo nos mais modernos processos, é praticamente impossível retirar todo o carbono e nitrogênio de solução sólida. Por este motivo, são efetuadas adições de titânio e nióbio de forma isolada ou em combinação para capturar o C e o N através da formação de precipitados, deixando a matriz praticamente livre de intersticiais [2,6]. Geralmente os níveis de adição de Ti e Nb em aços IF variam na faixa de 300-800 ppm e 0-300 ppm, respectivamente [3]. A Tabela 3.2 exhibe composições químicas típicas para produção de aços IF nas concepções com adição de Ti e Ti/Nb, conforme a revisão sobre este tipo de aço efetuada por Hoile [2].

Tabela 3.2 Composições químicas típicas de aços IF Ti e Ti/Nb (% em massa) [2]

Aço	C	Mn	Si	P	S	N	Nb	Ti
Ti	0,0030	0,15	0,025	0,017	0,012	0,0030	-	≥0,040
Ti/Nb	0,0030	0,15	0,025	0,017	0,012	0,0030	≥0,023	≥0,023

Além da adição dos microligantes Ti e Nb, é comum a adição de pequenas quantidades de elementos formadores de solução sólida substitucional para aumento da resistência mecânica do aço. Dentre as adições mais usadas estão a de manganês, fósforo e silício. Dentre os elementos citados, a adição de fósforo é preferida em relação aos demais pelo seu menor efeito deletério sobre o coeficiente de anisotropia normal em comparação aos demais elementos [2]. Uma pequena quantidade de enxofre (S) geralmente é encontrada em aços IF. Em pequenas adições, o S é benéfico por reagir com Ti e C para formar precipitados grossos de carbosulfeto a altas temperaturas. Pelo tamanho elevado, esses precipitados não exercem influência adversa na recristalização e subsequente crescimento de grão [3].

3.2.1 Efeito dos elementos intersticiais

A presença de átomos intersticiais apresenta um efeito deletério sobre a capacidade de conformação por degradar a textura de recristalização $\{111\}$, que é benéfica à estampabilidade, em detrimento às texturas indesejadas $\{110\}$ e $\{100\}$ [2,3]. Tal efeito está relacionado com a efetividade destes átomos em dificultar o movimento das deslocações na conformação a frio e

durante as etapas de nucleação e recristalização no recozimento, prejudicando o desenvolvimento da textura favorável à estampabilidade [4]. A Figura 3.1 mostra a relação do aumento do teor de carbono sobre o coeficiente de anisotropia normal em aços de baixo carbono. É nítida a queda do valor coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) com o aumento do teor de carbono. O nitrogênio tem um efeito semelhante e por isso é mantido abaixo de 0,003% nos aços IF [3].

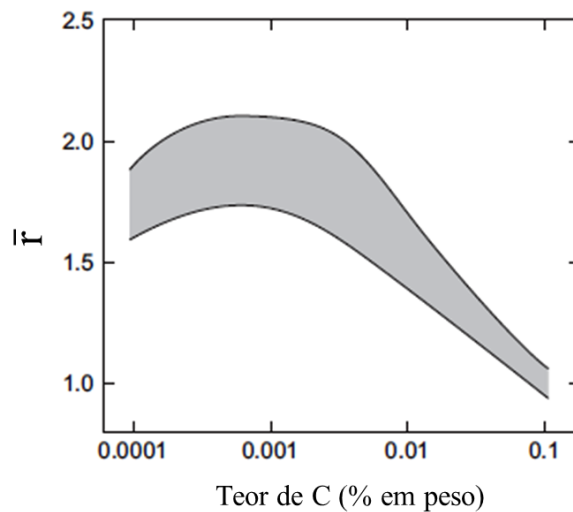


Figura 3.1 Efeito do teor de C sobre o valor \bar{r} de um aço baixo carbono [7].

3.2.2 Efeito da adição de titânio

Maior ênfase será dada nesse trabalho ao efeito da adição de Ti pelo fato do aço estudado ter apenas a adição deste microligante. O Ti é um elemento efetivo para combinar com N, S e C formando rapidamente precipitados TiN, TiS e, uma vez que não haja N e S disponíveis, TiC. Baseado na relação estequiométrica entre tais elementos, o teor mínimo de Ti (Ti_{est}) para uma completa estabilização do aço é dada pela Equação 3.1 (% em massa).

$$Ti_{est} = 4C + 3,42N + 1,5S \quad (3.1)$$

A adição de Ti acima da quantidade mínima requerida para combinar com os elementos N, S e C é benéfica para a obtenção de maiores coeficientes de anisotropia normal. A quantidade de Ti em excesso (Ti^*) é determinada pela diferença entre o teor de Ti total (Ti_{total}) e o teor estequiométrico necessário para reagir com o N, S e C. A Figura 3.2 exibe a influência do Ti^* no valor \bar{r} para aços processados com temperaturas de bobinamento (TB) de 650°C e 750°C.

Para a TB de 750°C, o valor \bar{r} alcança o máximo de aproximadamente 2,05 para teor Ti* de 0,015%. A partir daí, ocorre um ligeiro aumento do valor \bar{r} com o aumento do teor de titânio em excesso. Já para se alcançar o valor \bar{r} de 2,05 utilizando a TB de 650°C, é necessário um teor de titânio em excesso na ordem de 0,055%. Esta diferença no comportamento pode estar associada à diferença na solubilidade do Ti nessas duas temperaturas [2].

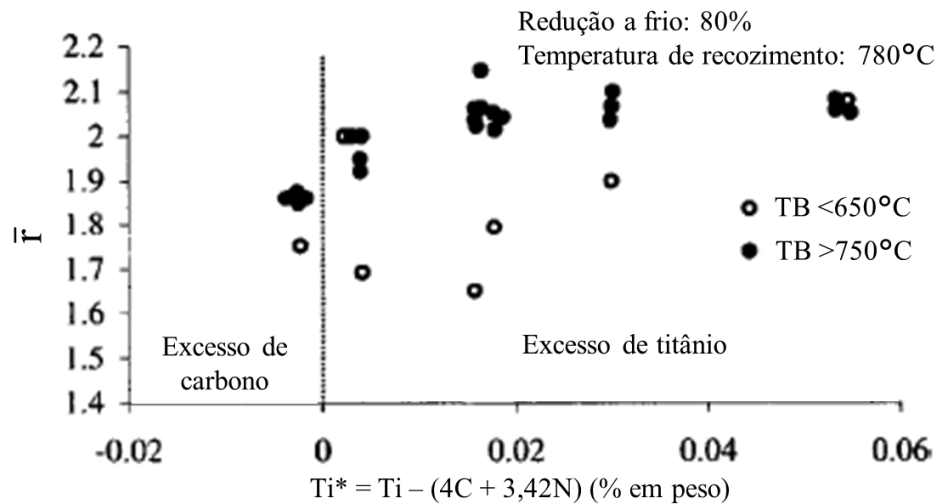


Figura 3.2 Efeito do teor de Ti e temperatura de bobinamento sobre o valor \bar{r} [6].

Apesar do aumento no valor \bar{r} obtido com maiores teores de Ti*, o seu incremento também acarreta em temperaturas de recristalização mais elevadas. Portanto, um teor de Ti* da ordem de 0,02% geralmente é considerado o desejável para obter boas propriedades mecânicas, mantendo a temperatura de recristalização em patamares considerados factíveis aos processos produtivos [6].

3.3 Textura Cristalográfica

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais denominados grãos que são separados uns dos outros por fronteiras, denominadas de contornos de grão. Cada grão de um agregado policristalino possui orientação cristalográfica específica que se difere dos grãos vizinhos. As orientações dos agregados policristalinos podem estar aleatoriamente distribuídas em relação à um sistema de referência, conforme mostrado na Figura 3.3(a), ou estarem concentradas ao redor de alguma orientação em particular, conforme a Figura 3.3(b). Nesta figura, a legenda RD (*rolling direction*) refere-se à direção de laminação. Neste último caso, se diz que o material apresenta uma orientação preferencial ou textura [8]. A importância

da textura nos materiais se dá pelo fato de muitas propriedades serem dependentes de como os planos atômicos estão arranjados no cristal, como, por exemplo, a tenacidade, permeabilidade magnética, ductilidade, dentre outras [9].

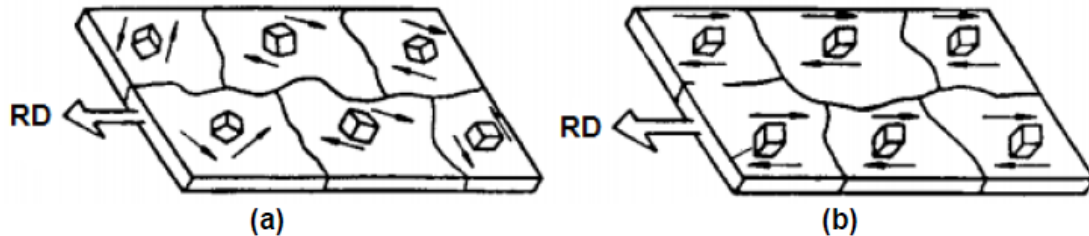


Figura 3.3. Representação esquemática de uma chapa com grão orientados de forma aleatória (a) e grãos orientados de forma preferencial (b) [10].

Um metal que tenha passado por uma operação de conformação, como o processo de laminação, desenvolve uma textura na qual certos planos cristalográficos tendem a se orientar de maneira preferencial em relação à orientação de máxima deformação [10]. Isso ocorre devido a deformação plástica ocorrer principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado sofre rotação, por deslizamento de planos ou maclação, para orientações mais favoráveis. A textura de deformação de uma chapa produzida por laminação é descrita pelos planos cristalográficos paralelos à superfície da chapa e pelas direções desses planos que são paralelas à direção de laminação [8,10]. A Figura 3.4 exibe as duas orientações básicas que podem ser obtidas em chapas laminadas de metais cúbicos de corpo centrado (CCC). Como a deformação que ocorre na laminação de chapas tem basicamente um caráter bidimensional, a orientação preferencial é limitada [11].

Quando o metal deformado é recozido em temperaturas elevadas geralmente ocorre a recristalização e o aparecimento de uma nova textura. Esta nova textura é denominada textura de recozimento ou de recristalização [8,10]. A formação da textura de recristalização de metais deformados é descrita de acordo com os mecanismos de nucleação orientada ou de crescimento orientado. No primeiro deles, sugere-se que apenas orientações específicas de núcleos de recristalização são formadas na matriz deformada a frio, de forma que a textura de recristalização é caracterizada pelas orientações destes núcleos. A segunda teoria aborda que os núcleos de recristalização são formados de forma aleatória na matriz deformada a frio. No entanto, os núcleos que possuem alta taxa de crescimento crescem rapidamente de forma que a textura de recristalização é determinada pelas orientações dos núcleos com maior velocidade de crescimento [12]. Hashimoto *et al.* [13] avaliaram a evolução da textura durante a recristalização de um aço IF-Ti laminado a frio e recozido. Conforme os autores, a formação

da textura de recristalização neste tipo de aço é controlada fortemente pelo mecanismo de nucleação orientada.

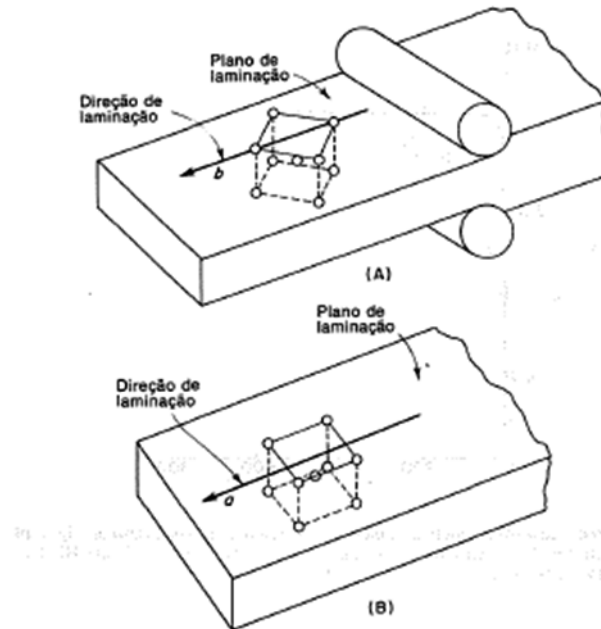


Figura 3.4 Duas orientações básicas que podem ser obtidas em chapas laminadas de metais CCC [13].

3.3.1 Métodos de determinação e representação da textura

Para especificar uma orientação, é necessário estabelecer termos de referência, um relativo à amostra e outro relativo ao cristal. Para chapas laminadas, os eixos de coordenadas da amostra são convenientemente selecionados como a direção de laminação (DL ou a sigla em inglês RD – *rolling direction*), direção transversal à de laminação (DT ou a sigla em inglês TD – *transversal direction*) e a direção normal ao plano de laminação (DN ou a sigla em inglês ND – *normal direction*). Já os eixos de coordenadas do cristal são definidos pelas notações dos índices de Miller $\{hkl\}$ $\langle uvw \rangle$ para os planos e direções cristalográficas [9]. Sendo assim, a textura de um material laminado é comumente representada pelos planos $\{hkl\}$ e direções $\langle uvw \rangle$ que estão alinhados paralelamente à direção de laminação [14].

Embora praticamente todas as técnicas de difração possam ser empregadas para medição da textura cristalográfica, os ensaios são frequentemente efetuados usando raios-X, nêutrons ou elétrons [14]. A difração de raios-X é um dos principais métodos estabelecidos para medição da textura através de um goniômetro de textura, que fornece uma medida da fração volumétrica de uma família específica de planos cristalinos, que foram orientados para a difração, ou seja,

da intensidade de planos cristalinos orientados de forma a satisfazer a lei de Bragg (Equação 3.2), na qual λ é o comprimento de onda da radiação utilizada, d é a distância interplanar e θ é o ângulo de incidência. Quando uma radiação eletromagnética, como os raios X, interagem com os átomos de um cristal tendo espaçamento interplanar comparável ao comprimento de onda da radiação, a difração pode ocorrer. Neste método, a textura é obtida pela média de milhares de grãos e, devido a isso, pode ser denominada como uma técnica de avaliação de macrotextura [9,14].

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.2)$$

Outra técnica largamente utilizada para avaliação da textura é a difração de elétrons retroespalhados (EBSD – *Electron backscatter diffraction*), utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Diferentemente da difração de raios X, a análise por EBSD permite a obtenção da orientação individual de cada grão, sendo considerada uma técnica de avaliação da microtextura. Quando um feixe de elétrons entra em um sólido cristalino, ele é espalhado em todas as direções. Existe uma probabilidade finita de que pelo menos alguns dos elétrons espalhados atenderá aos ângulos de Bragg corretos para alguns conjuntos de células cristalinas. Nessa técnica, uma amostra é posicionada na câmara de um MEV em um ângulo tipicamente entre 60° e 70°, aumentando a proporção de elétrons retroespalhados capazes de sofrer difração e escapar da superfície da amostra. O padrão de difração resultante pode ser capturado, e algoritmos de computador permitem que a orientação de cada padrão de difração seja obtida e armazenada, a partir dos quais a microtextura é construída serialmente. Para a grande maioria das análises efetuadas por EBSD, o padrão de difração utilizado é o padrão de difração de Kikuchi. Este padrão é formado a partir da interação dos elétrons com os planos cristalográficos da amostra, dando origem a um conjunto de linhas paralelas denominadas linhas de Kikuchi. Como os resultados obtidos são característicos de cada estrutura cristalina presente, o mapeamento e a identificação dos ângulos formados entre essas linhas fornecem a distribuição cristalográfica de acordo com os índices de Miller, possibilitando a caracterização da textura a partir dos mapas de EBSD gerados. O padrão de Kikuchi, portanto, contém informações sobre a simetria do cristal [9,14]. A Figura 3.5 apresenta um desenho esquemático da configuração de um MEV equipado com EBSD.

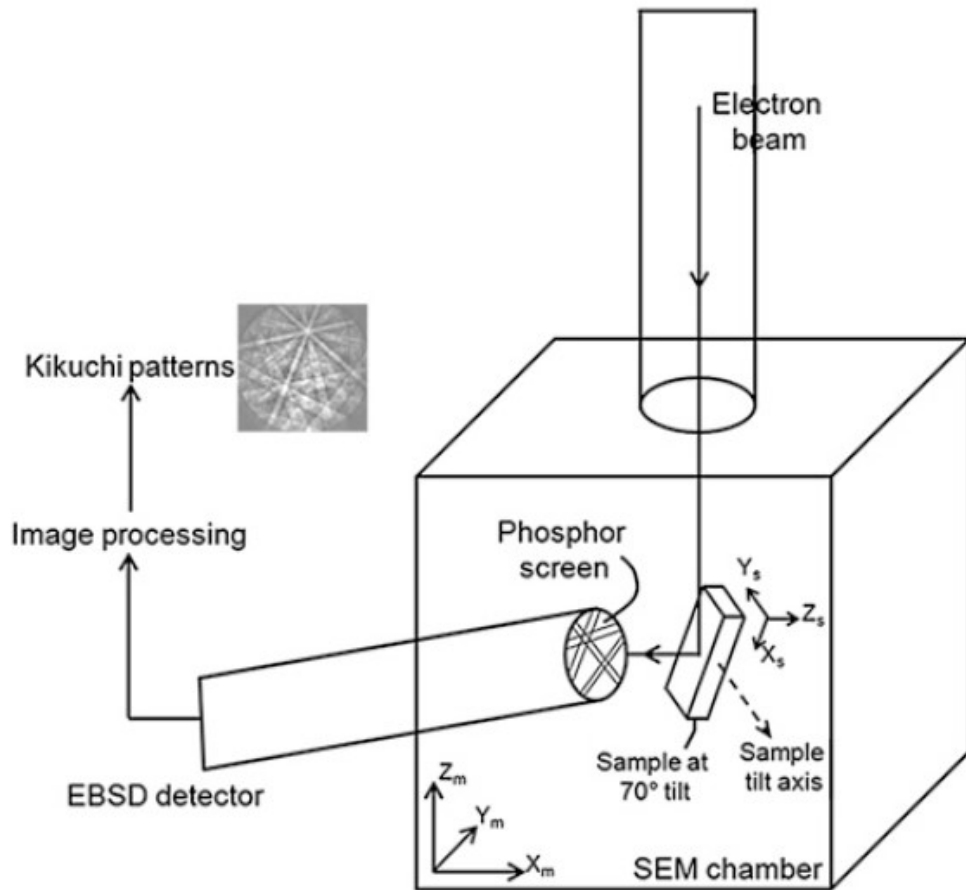


Figura 3.5. Esquema de configuração de um MEV equipado com EBSD [14].

A partir das informações coletadas pela difração de raios X ou por EBSD, a textura cristalográfica pode ser representada por figuras de polo, direta ou inversa, e por funções de distribuição de orientação (*orientation distribution function* – ODF). A figura de polo é uma projeção estereográfica bidimensional em que as posições e intensidades de orientações cristalográficas específicas, são plotadas em relação à geometria da amostra [14]. A projeção estereográfica, portanto, é simplesmente a projeção dos pontos de uma superfície esférica em um plano paralelo, no caso da Figura 3.6, um plano paralelo ao plano RD-TD.

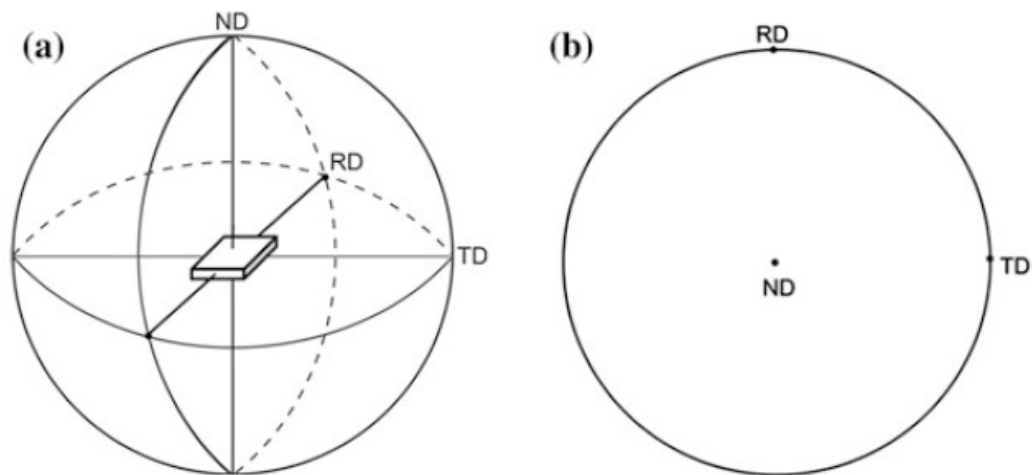


Figura 3.6 Representação da esfera de referência a partir de uma chapa posicionada ao centro (a) e a projeção estereográfica das direções RD, TD e ND usadas como eixos de coordenadas em uma figura de polo (b) [14].

Caso a amostra tenha orientações distribuídas aleatoriamente, os polos também estarão distribuídos uniformemente e de forma aleatória na projeção. No entanto, se a amostra apresentar orientações preferenciais, ou seja, textura, os polos tenderão a se aglomerar ao redor destas orientações [15]. Estes dois padrões são representados de forma esquemática na Figura 3.7. A densidade dos polos em uma figura de polo, pode ser representada por pontos, conforme demonstrado na Figura 3.7, ou por linhas de contorno em que o número inscrito em cada linha representa a densidade relativa dos polos, tomando como referência a densidade de planos de uma amostra sem textura [8,14].

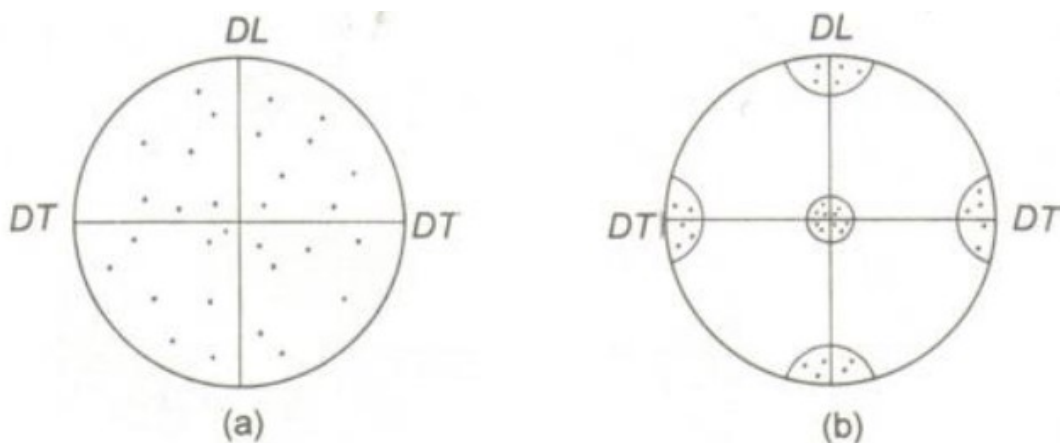


Figura 3.7 Representação esquemática das figuras de polo com a distribuição aleatória de orientações (a) e com orientação preferencial (b) [15].

Na figura de polo direta, a textura é explicitada utilizando duas direções, os polos de um eixo e de um plano, e representa a orientação do sistema de coordenadas do cristal em relação às coordenadas da amostra. Porém, em certos processos em que existe uma grande simetria em relação a um certo eixo, a representação da textura pode ser efetuada pela figura de polo inversa. Neste caso, a orientação do sistema de coordenadas da amostra pode ser projetada no sistema de coordenadas do cristal. Para cristais com simetria cúbica, os triângulos unitários contidos na projeção estereográfica são cristalograficamente similares. Portanto, esta figura de polo inversa normalmente é representada por um triângulo estereográfico com linhas de isodensidade ou um código de cores, que mostra com que frequência certas direções cristalinas coincidem com o eixo da amostra [9,14].

Muito comumente operações de conformação mecânica produzem texturas que exibem simetria rotacional e podem ser descritas especificando uma direção cristalográfica que é paralela ou quase paralela ao eixo de deformação. Esse eixo é chamado de eixo da fibra. Os componentes pertencentes a uma textura de fibra podem ser obtidos por rotação em torno do eixo da fibra, e tal tipo de textura pode ser representada na figura do polo por faixas contínuas de orientações. Às vezes, texturas de fibra são observadas em materiais que podem não ter sido deformado por processos que são axialmente simétricos. Esta situação ocorre em aços laminados a frio e recozidos, onde a textura pode muitas vezes ser mais bem descrita em termos não só de uma, mas de várias fibras [14].

Embora as figuras de polo forneçam informações úteis sobre a textura da amostra, suas informações são semiquantitativas. Isso ocorre pelo fato de o cristal possuir uma geometria tridimensional e a figura de polo ser uma representação que conta apenas com dois ângulos para descrever a orientação cristalográfica. Este problema pode ser mitigado descrevendo a textura através da função ODF [9,14]. A ODF é uma função matemática que descreve a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional, definido pelos três ângulos de Euler φ_1 , θ e φ_2 . Estes ângulos representam um conjunto de três rotações que precisam ser aplicadas à orientação de cada grão para tornar seu eixo cristalográfico $\langle 100 \rangle$ coincidente com o eixo da amostra [8,14]. Existem inúmeras maneiras para especificar o conjunto de rotações. A mais utilizada é a proposta por Bunge [9], ilustrada pela Figura 3.8.

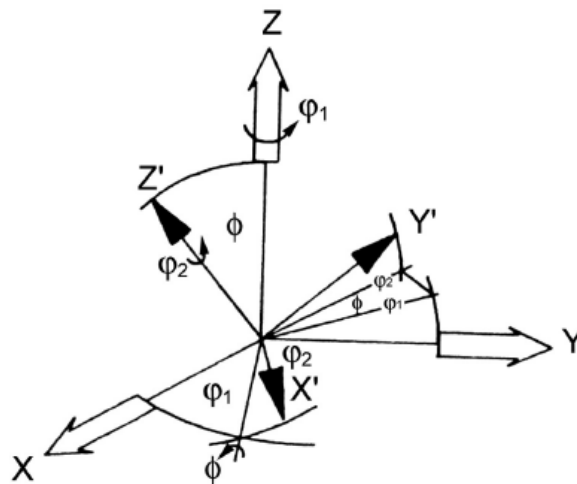


Figura 3.8 Definição dos ângulos de Euler conforme a notação de Bunge [8].

A ODF pode ser representada de forma bidimensional de planos de seção transversal com valores fixos de φ_2 para a notação de Bunge. Estas seções são conhecidas como ábacos. A Figura 3.9, por exemplo, exibe os principais componentes e fibras encontradas em metais CCC em uma ODF seguindo a notação de Bunge para $\varphi_2 = 45^\circ$. Particular atenção deve ser dada às fibras RD (direção de laminação) e ND (direção normal ao plano de laminação). Elas são compostas por grupos de orientações que tem seu eixo $\langle 110 \rangle$ paralelo à direção de laminação para a fibra RD, ou o eixo $\langle 111 \rangle$ paralelo à direção normal para a fibra ND [11].

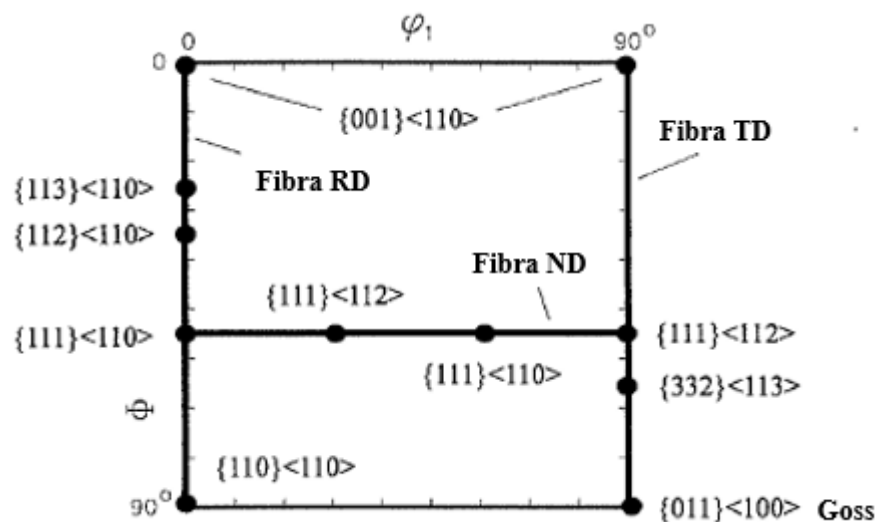


Figura 3.9 ODF da seção $\varphi_2=45^\circ$ com as posições das principais orientações de laminação e recristalização com as fibras RD (direção de laminação), TD (transversal à direção de laminação) e ND (normal à direção de laminação) [11].

3.3.2 Relação entre a textura cristalográfica e a conformabilidade

É bastante reconhecido que o coeficiente de anisotropia, ou parâmetro de Lankford, é um fator que está intimamente relacionado à capacidade de conformação da chapa e que é fortemente influenciado pela textura [14]. Alguns gráficos que representam a influência do coeficiente de anisotropia (r) em função do ângulo θ em relação à direção de laminação são apresentados na Figura 3.10.

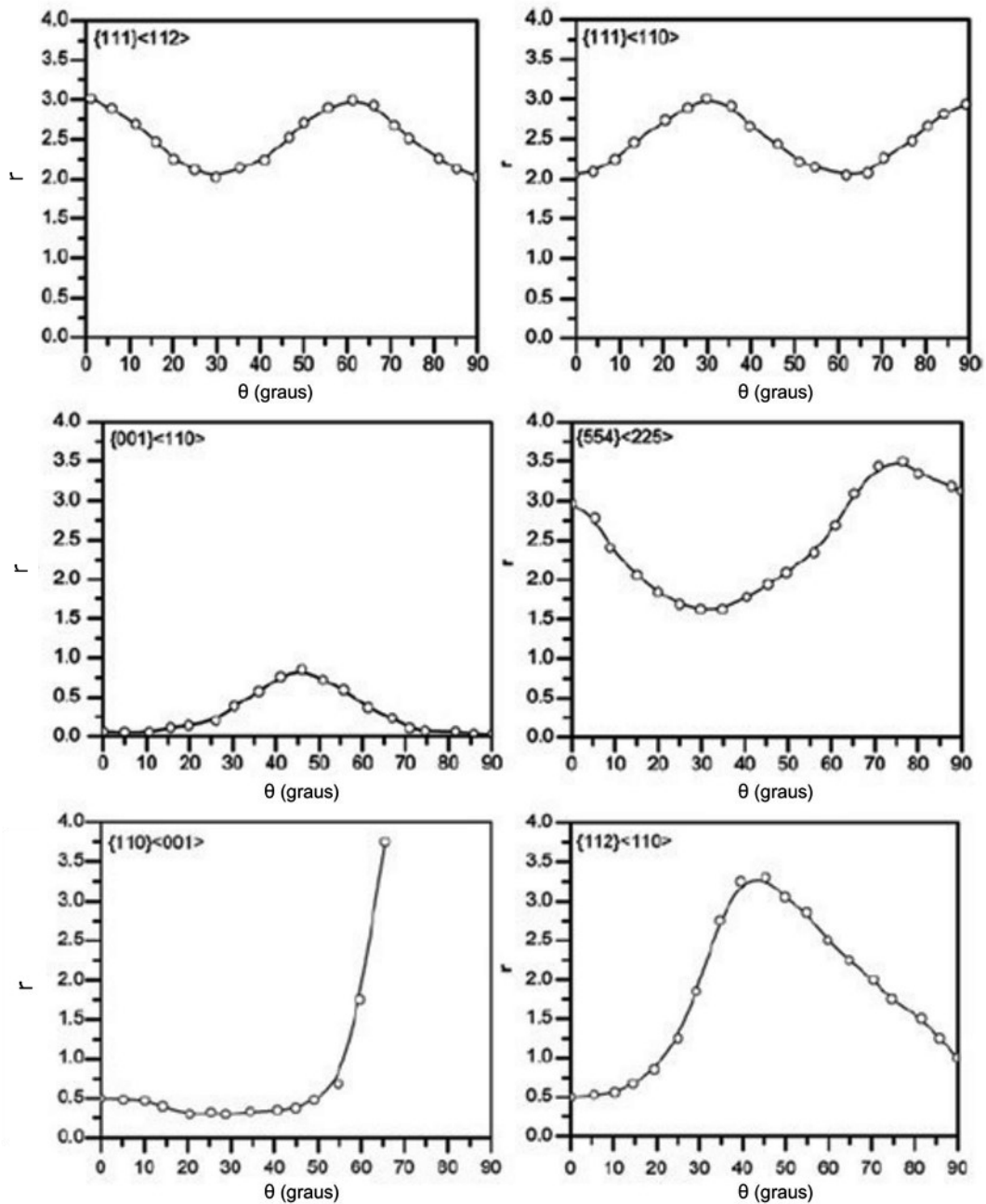


Figura 3.10 Variação do valor r em função do ângulo em relação à direção de laminação para diferentes orientações em aços IF [14].

Para uma boa capacidade de estampagem profunda (caracterizada por alto valor de \bar{r} e baixo de Δr), as componentes $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ são claramente benéficas, assim como a componente $\{554\}\langle 225\rangle$, surgindo como uma terceira opção. Por isso, busca-se uma textura $\{111\}$ homogênea e forte em aços de baixo carbono projetados para beneficiar a estampagem profunda. A presença da componente $\{111\}\langle 110\rangle$ favorece o surgimento de orelhas sextavadas nos ângulos 30° , 90° e 150° , com vales em 0° , 60° e 120° . Enquanto, a componente $\{111\}\langle 112\rangle$ é responsável pela formação de orelhas nos ângulos 0° , 60° e 120° , com vales em 30° , 90° e 150° . Portanto, intensidades similares dessas duas componentes, ou seja, uma fibra $\{111\}$ homogênea, levarão à relativa ausência de orelhas e melhor desempenho de estampagem [14].

Portanto, em aços de baixo carbono, uma alta capacidade de estampagem está relacionada com a presença de grande quantidade de planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa. Em contrapartida, a baixa capacidade de estampagem está relacionada à grande incidência de planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa. A Figura 3.11 exibe a relação entre a razão de intensidade destes planos com o coeficiente de anisotropia médio. Quanto maior é a razão dos planos $\{111\}/\{100\}$ maior é o valor \bar{r} [8].

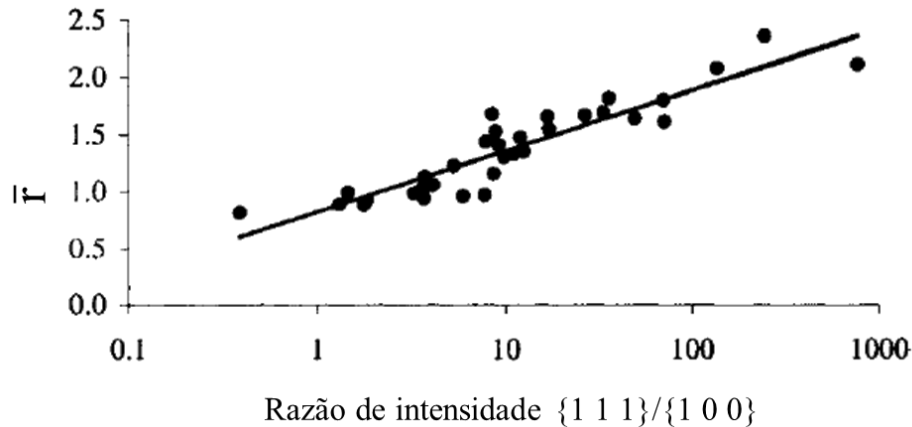


Figura 3.11 Efeito da intensidade da razão da textura $\{111\}/\{100\}$ sobre o valor \bar{r} [2].

A formação da textura favorável para estampagem está relacionada a diversos fatores, tais como: composição química, temperatura de acabamento e de bobinamento da laminação a quente, porcentagem de redução a frio, taxa de aquecimento e temperatura de recozimento após deformação a frio e aplicação de passe final de encruamento [8]. Vários estudos foram realizados avaliando o efeito das condições de processo para o desenvolvimento da textura de recristalização $\{111\}$. De forma geral, os seguintes parâmetros foram observados como benéficos para obtenção dessa textura [4]:

1. Aumentar o tamanho dos precipitados na bobina laminada a quente;
2. Reduzir o tamanho de grão na bobina laminada a quente;
3. Aumentar o percentual de deformação a frio;
4. Aumentar a temperatura de recozimento.

3.4 Métodos de Avaliação da Conformabilidade

A conformabilidade de uma chapa de aço refere-se a sua capacidade de se deformar plasticamente, sem apresentar defeitos. Essa da capacidade de conformação ou deformação plástica pode ser mensurada e comparada por meio de ensaios de tração uniaxial ou de ensaios de conformação mecânica. A seguir, será apresentada uma breve contextualização desses métodos.

3.4.1 Ensaio de tração uniaxial

O ensaio de tração uniaxial consiste em submeter um corpo de prova, com dimensões preestabelecidas, a esforços de tração até que ocorra sua ruptura. Sua facilidade de execução e a boa correlação com a conformabilidade de chapas de aço justificam sua ampla aplicação. Através deste ensaio, obtêm-se informações sobre os limites de escoamento e resistência, alongamento, expoente de encruamento e coeficiente de anisotropia. Este último, é um dos principais parâmetros utilizados para avaliar a capacidade de conformação de uma chapa de aço. Ele é determinado pela razão da deformação verdadeira na direção da largura (ϵ_w) e na direção da espessura (ϵ_t). O valor r é amplamente utilizado para avaliar e comparar a capacidade de conformação de diversos materiais. Um elevado valor r indica que a chapa apresenta maior resistência à deformação na direção da espessura e, conseqüentemente, maior dificuldade em apresentar estricção durante a deformação plástica, garantindo uma elevada capacidade de conformação [3].

A maioria dos materiais laminados apresenta propriedades mecânicas que variam em função da orientação da amostra em relação ao plano da chapa. Esta variação está relacionada à anisotropia proveniente do processo de laminação. A variação do valor r obtido em diferentes ângulos em relação à direção de laminação faz com que exista diferenças na capacidade de conformação ao longo do plano da chapa. Este efeito pode ser facilmente visualizado através do embutimento de um copo cilíndrico em uma chapa de aço pela presença de “orelhas” no

copo formado. Em função desta variação do comportamento em relação à direção do ensaio, é uma prática comum avaliar o coeficiente de anisotropia em três direções em relação à direção de laminação (0° , 45° e 90°) [2]. Através destas medições é possível calcular o coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) e o coeficiente de anisotropia planar (Δr), conforme as Equações 3.3 e 3.4.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (3.3)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (3.4)$$

Como citado anteriormente, o ensaio de tração permite determinar outros parâmetros importantes para uma boa conformabilidade da chapa: o alongamento e o expoente de encruamento. O expoente de encruamento e o alongamento estão relacionados com a capacidade estiramento. O expoente de encruamento (n) mede a capacidade do material endurecer durante a deformação. Quanto maior o valor do expoente de encruamento, mais uniforme é a distribuição de deformação e, portanto, maior a resistência ao afinamento localizado [3]. O alongamento é avaliado pela capacidade de deformação do corpo de prova e, geralmente, é expresso como o percentual de deformação até sua ruptura (alongamento total). Elevados valores de alongamento indicam elevada capacidade do material em se deformar sem afinamento localizado ou ruptura. Seu valor está diretamente relacionado com o tamanho de grão e a pureza da matriz [4].

3.4.2 Ensaios de conformação mecânica

Um único teste de conformabilidade não é o suficiente para avaliar todas as condições de deformação às quais uma chapa é submetida durante a estampagem, pois a estampagem de chapas de aço pode abranger as operações de embutimento, estiramento, flangeamento ou dobramento. Portanto, diferentes testes de conformação são usados para quantificar a capacidade de deformação de chapas para configurações e aplicações particulares [17,18].

Os testes Erichsen e Olsen são utilizados para avaliar a capacidade do material durante a conformação por estiramento, e o resultado é uma medida da conformabilidade sob condições de tensão biaxial. Durante o ensaio, um corpo de prova é fixado em uma matriz enquanto um punção, geralmente esférico, é pressionado contra a chapa até a sua ruptura. O parâmetro medido para avaliar a capacidade de conformação é a profundidade do abaulamento que se

forma na chapa até sua fratura [16]. Aços que apresentam maior capacidade de conformação por estiramento, irão apresentar uma maior altura da calota formada.

A razão limite de estampagem (RLE) é um ensaio que permite a avaliação da capacidade de embutimento de materiais metálicos. O ensaio consiste em pressionar um punção de diâmetro conhecido (D_p) contra um corpo de prova circular de diâmetro D_o , confinada em uma matriz e um prensa chapas, de modo que a amostra flua para dentro da matriz. Este ensaio permite a obtenção de uma peça com predominância de deformações por embutimento. A RLE é obtida pela razão entre o maior diâmetro do corpo de prova capaz de ser embutido, sem ruptura, pelo diâmetro do punção [16]. Assim como nos ensaios Erichsen/Olsen, quanto maior o valor obtido, maior a capacidade de conformação do aço.

Outro teste utilizado para avaliar a capacidade de conformação de um material metálico é o teste de expansão de furo. Este teste permite avaliar a capacidade de flangeamento do material através da expansão de um furo previamente feito, geralmente por puncionamento, no centro da amostra. Um punção cônico realiza a expansão deste furo até que seja visualizada trinca na borda do furo. O resultado é expresso na forma percentual comparando o diâmetro do furo antes e após o ensaio [17].

Por fim, um ensaio que permite avaliar a capacidade de conformação de uma chapa metálica por diferentes modos de deformação é a construção da Curva Limite de Conformação (CLC). Este método permite determinar as deformações máximas que um material pode suportar em um processo de conformação por estampagem e é uma técnica utilizada para controle da falha mecânica. Neste teste, a superfície da amostra é marcada por uma rede com dimensões conhecidas, como, por exemplo, uma rede de círculos ou uma malha quadrada. Quando a chapa é deformada, a forma previamente marcada sob a superfície é distorcida. A medição da forma distorcida em comparação com a dimensão inicial permite a determinação das duas deformações principais na estampagem [16]. Atualmente, a medição destas deformações é auxiliada através de imagens capturadas durante a execução do ensaio e tratadas por *softwares*. Em uma CLC, a deformação máxima até a falha é dada por uma curva, conforme exemplificado na Figura 3.12. Neste diagrama são plotadas as maiores deformações principais no eixo y e as menores deformações principais no eixo x. Deformações que estão acima da curva irão resultar em uma falha na conformação de peça. O lado esquerdo da curva está relacionado com a capacidade de embutimento, enquanto o lado direito está relacionado com a capacidade de estiramento da chapa [19].

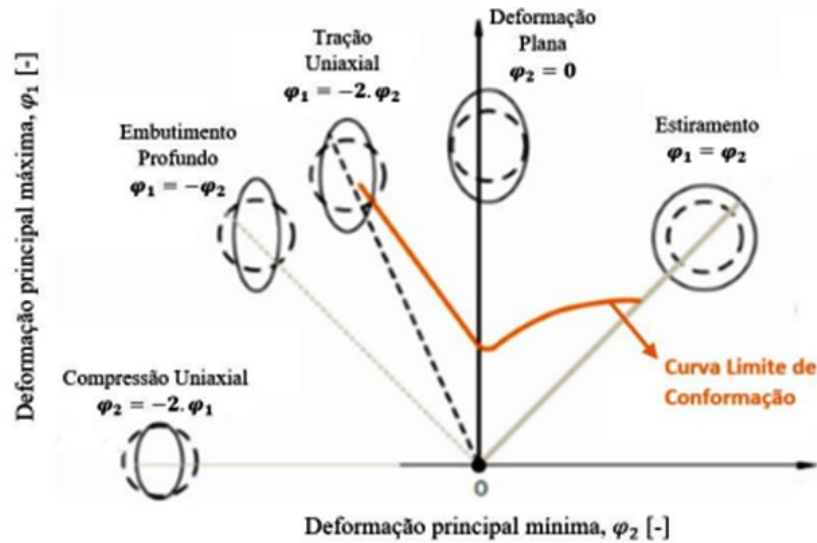


Figura 3.12 Desenho esquemático de uma Curva Limite de Conformação [20].

3.5 Laminação a morno

O processo de Laminação de Tiras a Quente geralmente é efetuado em temperaturas elevadas, nas quais a austenita é a fase estável para evitar variações ocasionadas pela laminação no campo bifásico. Isto se torna mais crítico para laminação de produtos de baixa espessura em que a perda de temperatura ao longo da largura e comprimento da tira pode ocasionar a laminação no campo bifásico. Com o objetivo de evitar tais variações, reduzir os custos de produção e desenvolver produtos com maior capacidade de conformação, vários estudos foram efetuados a partir do final da década de 90 abordando a laminação de aços baixo e ultrabaixo teor de carbono na fase ferrítica [21,33]. Uma regra geral é que a laminação a morno seja efetuada com a microestrutura composta por 90% ou mais de ferrita durante a laminação de acabamento (Trem Acabador) [27].

Barnett e Jonas [27] listaram vários aspectos benéficos que podem ser obtidos na laminação a morno de aços baixo e ultrabaixo carbono:

- Aumento na produtividade do forno de reaquecimento, menor consumo energético e menor perda por carepa se forem utilizadas menores temperaturas de reaquecimento da placa.
- Menor consumo de água nas mesas de resfriamento após a laminação de acabamento quando utilizadas maiores temperaturas de bobinamento.
- Menor desgaste nos cilindros da laminação a quente, devido às menores temperaturas e cargas de laminação.

- Menor perda por carepa na decapagem, devido à camada de carepa mais fina na bobina laminada a quente (BQ).
- Menores cargas de laminação a frio, com conseqüente menor desgaste dos cilindros, devido à menor resistência de BQs processadas com temperatura de bobinamento elevada.
- Obtenção de produtos com menor resistência e maior coeficiente de anisotropia quando utilizadas temperaturas de bobinamento mais altas e lubrificação durante a laminação de acabamento no Tiras a Quente.

Dentre os aços de baixo teor de carbono, os aços IF são os mais indicados para o processo de laminação a morno, devido à menor influência da temperatura de laminação sobre a textura de recozimento, em razão da ausência de carbono e nitrogênio em solução [24,25]. Além disso, os aços IF apresentam temperaturas de transformação mais elevadas e um campo bifásico mais restrito, o que facilita a determinação de temperaturas de processo para realização da laminação a morno [29]. A Figura 3.13 mostra estas diferenças em comparação com um aço baixo carbono. Nesse caso, a região em que ocorre a transformação de fase foi determinada pela variação na tensão média de escoamento (TME) em função da temperatura.

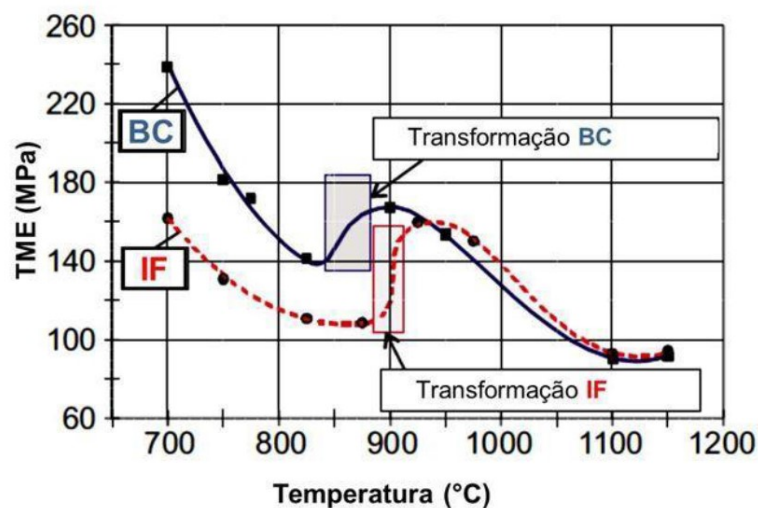


Figura 3.13 Tensão média de escoamento (TME) de um aço baixo teor de carbono (BC) e um aço IF em função da temperatura de deformação [29].

3.6 Influência dos Parâmetros de Processo sobre as Propriedades Mecânicas e Textura

Aços IF são produzidos seguindo a rota de lingotamento contínuo, laminação a quente, laminação a frio e recozimento. Tanto o recozimento em caixa quanto o recozimento contínuo podem ser utilizados, porém através do recozimento contínuo geralmente são obtidos melhores coeficientes de anisotropia médio [3]. Na etapa de laminação a quente as variáveis de maior importância na produção de aços IF são as temperaturas de reaquecimento de placa, de acabamento e de bobinamento. Através do controle destas variáveis é possível obter uma bobina laminada a quente com características favoráveis à obtenção de elevados valores de coeficiente de anisotropia normal após laminação a frio e recozimento. A condição de lubrificação dos cilindros do laminador de acabamento também é um fator determinante na obtenção de uma ótima textura e elevados valores de coeficiente de anisotropia [28]. Na etapa de laminação a frio, as variáveis que mais influenciam a textura e propriedades mecânicas são o percentual de deformação a frio e a temperatura de encharque no recozimento [2]. A seguir, será efetuada uma breve revisão sobre a influência dos parâmetros de laminação a quente mencionados.

3.6.1 Temperatura de reaquecimento de placa

A temperatura de reaquecimento da placa controla a dissolução dos precipitados e, portanto, representa o primeiro controle sobre a morfologia dos precipitados e tamanho de grão da bobina laminada a quente [6]. De uma forma geral, o efeito da temperatura de reaquecimento é pequeno sobre o valor \bar{r} até que a temperatura seja reduzida abaixo de 1150°C. Porém, temperaturas muito baixas podem trazer dificuldades durante a laminação de desbaste devido às limitações de carga do equipamento [2]. Apesar de haver a tendência de aumento no coeficiente de anisotropia com a redução da temperatura de reaquecimento de placa, seu efeito é menor quando teores maiores de Ti* são utilizados. A Figura 3.14 mostra que para baixos teores de Ti* há um aumento de aproximadamente 0,3 no valor \bar{r} quando a temperatura de reaquecimento é reduzida de 1250°C para 1000°C. Por sua vez, esta diferença praticamente não existe quando o teor de Ti* é da ordem de 0,10%.

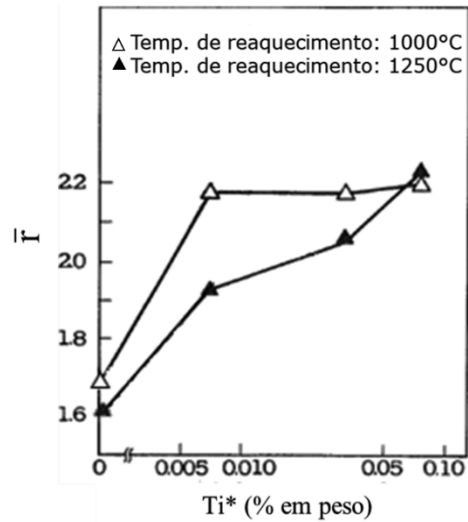


Figura 3.14 Relação entre o valor \bar{r} com o teor de Ti^* e a temperatura de reaquecimento [7].

A Figura 3.15 mostra a relação entre a quantidade de precipitados verificados em escala laboratorial após o reaquecimento até as temperaturas de 1000°C e 1250°C, seguido de têmpera, em relação à quantidade de precipitados observados em uma amostra que foi laminada a quente. É possível verificar que quando utilizadas baixas temperaturas de reaquecimento a quantidade dos precipitados $Ti(C,N)$ e TiS são praticamente as mesmas do que aquelas observadas na amostra laminada a quente. Isto significa que estes precipitados estão presentes quase que em sua totalidade anterior à laminação a quente [7]. Por sua vez, quando são utilizadas temperaturas mais elevadas, um maior percentual de precipitação ocorre durante o processo de laminação a quente, sendo, portanto, estes precipitados mais finos e numerosos [6]. Tal afirmação pode ser comprovada através da análise da Figura 3.16.

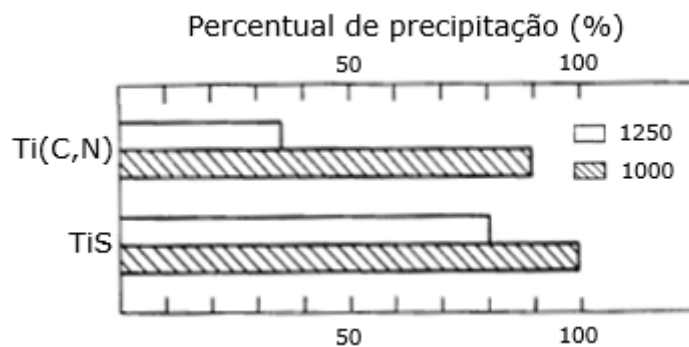


Figura 3.15 Percentual de precipitação após o reaquecimento em relação à precipitação da bobina a quente [7].

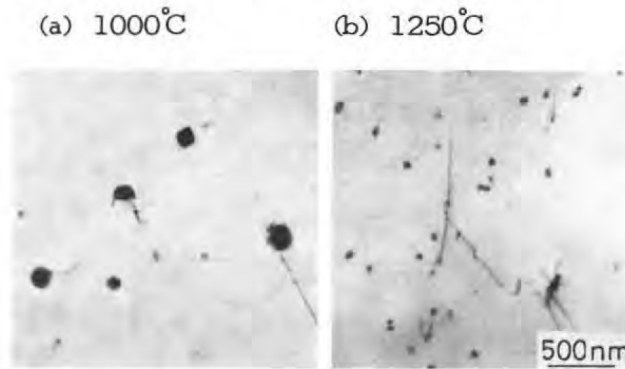


Figura 3.16. Micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão mostrando o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dispersão de precipitados em um aço IF-Ti [7].

3.6.2 Lubrificação dos cilindros do Trem Acabador

Vários estudos foram publicados destacando a importância da lubrificação dos cilindros do Trem Acabador na obtenção de propriedades mecânicas, sobretudo o coeficiente de anisotropia, adequadas à aplicação de aços IF provenientes da laminação a morno [26,28,31,34,35]. Estes estudos evidenciaram que baixos valores de \bar{r} são obtidos quando a laminação é efetuada sem lubrificação, sendo seu efeito mais pronunciado à medida que se reduz a temperatura ou se aumenta o percentual de redução [35]. A redução no coeficiente de anisotropia está relacionada com a variação da textura ao longo da espessura da tira. Quando não há lubrificação, uma forte textura de cisalhamento, tipicamente uma textura de Goss, é gerada na superfície da tira. Esta textura permanece mesmo após a laminação a frio e o recozimento. Gradientes de textura também ocorrem durante a laminação no campo austenítico, porém a severidade desses gradientes é apreciavelmente reduzida pelo efeito da randomização proveniente da transformação da austenita em ferrita sobre a textura [27].

Barret e Wilshire [31] desenvolveram um desenho esquemático mostrando a influência da utilização de lubrificantes sobre a deformação por cisalhamento ao longo da espessura da tira. Quando a laminação é efetuada sem lubrificação uma severa deformação por cisalhamento ocorre a partir da superfície da chapa e somente uma pequena região central experimenta uma condição de estado plano de deformação. Esta diferença é reduzida à medida que são utilizados diferentes lubrificantes. Kong *et al.* [34] propuseram a utilização de um novo lubrificante (polifosfato) e atualizaram o esquema proposto anteriormente. Este esquema é mostrado na Figura 3.17.

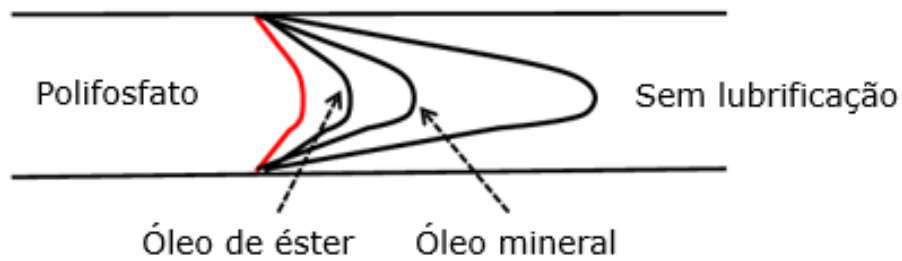


Figura 3.17 Desenho esquemático do perfil de deformação cisalhante ao longo da espessura com diferentes tipos de lubrificação [34].

A Figura 3.18 mostra a variação na microestrutura na condição de laminado a quente comparando as condições com e sem lubrificação em um aço IF-Ti laminado em escala laboratorial com a temperatura de acabamento de 700°C. Em ambas as condições os grãos de ferrita estavam alongados na direção de laminação. Contudo, os grãos de ferrita em toda seção se apresentaram mais uniformes na condição com lubrificação. Para a condição sem lubrificação, os grãos na região central estavam maiores e os próximos à superfície eram bem finos. Bandas de cisalhamento também foram observadas na superfície da amostra sem lubrificação e nenhuma banda de cisalhamento foi observada na amostra com lubrificação [39].

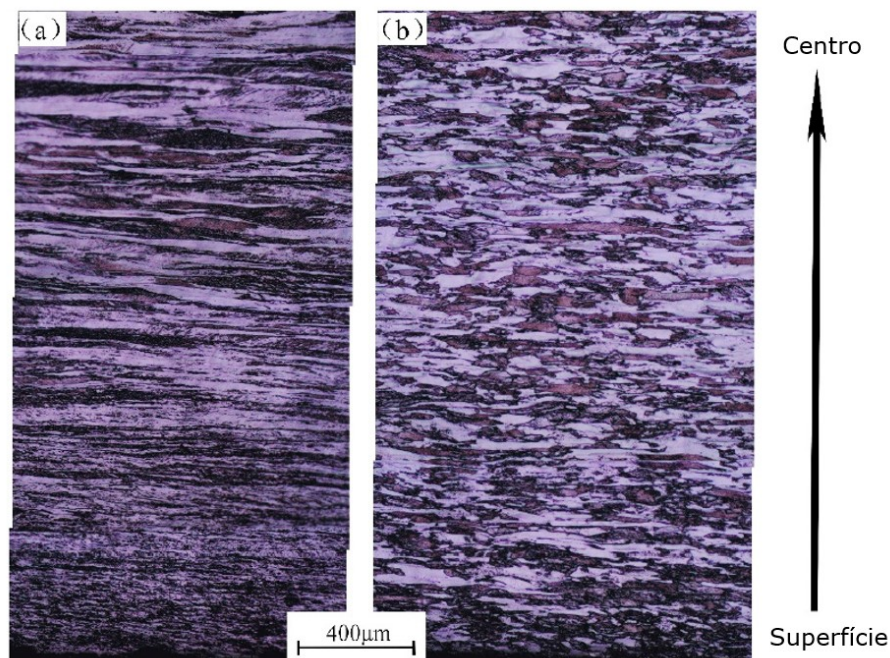


Figura 3.18 Microestrutura obtida por microscopia óptica na condição de laminado a quente sem lubrificação (a) e com lubrificação (b) [39].

3.6.3 Temperaturas de acabamento e bobinamento na laminação a morno

Okuda e Seto [36] avaliaram a influência das temperaturas de acabamento de 850°C e 800°C e de diferentes níveis de redução na recristalização logo após a laminação a quente de aços IF microligados ao Ti e Nb. Para esta análise as amostras foram temperadas imediatamente após a laminação. Para o aço IF-Ti laminado a 850°C, a recristalização ocorreu em um curto período, visto que para todos os níveis de redução a microestrutura estava totalmente recristalizada. Quando a temperatura foi reduzida para 800°C a completa recristalização só ocorreu quando o percentual de redução foi de 80%, ou seja, quando mais energia foi armazenada no material para propiciar a recristalização a uma temperatura mais baixa.

Wang *et al.* [37] avaliaram o efeito da temperatura de bobinamento na evolução da microestrutura e textura de um aço IF-Ti laminado a frio e recozido. A laminação de acabamento foi realizada na temperatura de 760°C, com lubrificação, e foram utilizadas as temperaturas de bobinamento de 440°C e 740°C. As Figuras 3.19 e 3.20 mostram as microestruturas obtidas após a laminação a quente, laminação a frio e recozimento. Após o bobinamento na temperatura de 440°C, não ocorre recristalização estática e os grãos mantêm o aspecto deformado similar ao material laminado a frio. Na condição de bobinamento a 740°C, a microestrutura deformada desapareceu e grãos equiaxiais, característicos de uma microestrutura recristalizada, foram identificados.

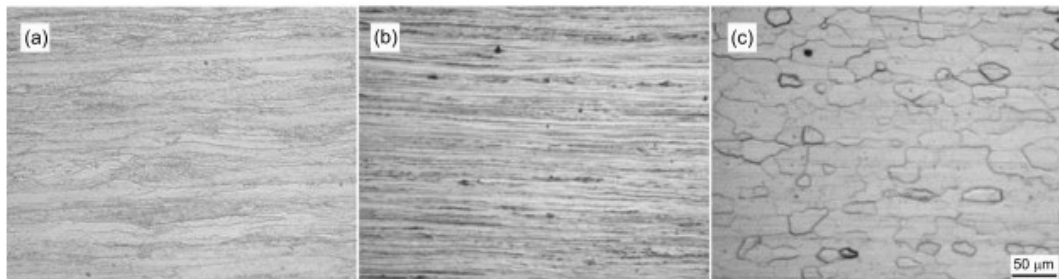


Figura 3.19. Microestrutura das amostras nas condições de laminado a quente (a), laminado a frio (b) e recozido (c) para a TB de 440°C [37].

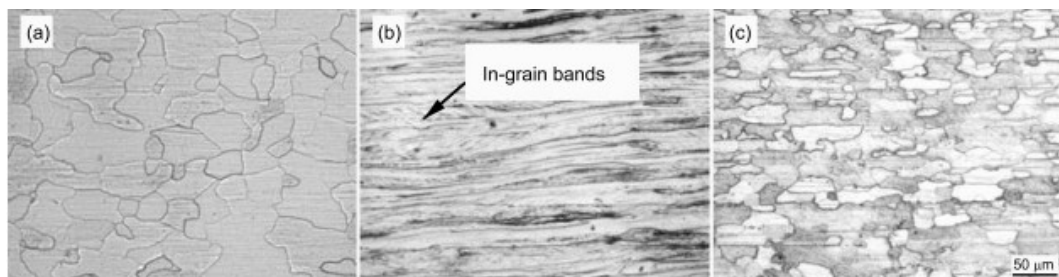


Figura 3.20. Microestrutura das amostras nas condições de laminado a quente (a), laminado a frio (b) e recozido (c) para a TB de 740°C [37].

A distribuição de intensidade das fibras épsilon (ϵ), alfa (α) e gama (γ) nas condições de laminado a quente, a frio e recozido também foi avaliada por Wang et al. [37]. O resultado é mostrado nas Figuras 3.21 e 3.22. Para a temperatura de bobinamento de 440°C, houve uma grande diferença nas intensidades dos componentes $\{111\}\langle 112\rangle$ e $\{111\}\langle 110\rangle$, resultando em uma fibra γ não uniforme. Esta falta de uniformidade eleva a anisotropia do aço e pode piorar a condição de estampagem. Para a temperatura de 740°C uma textura uniforme da fibra γ foi obtida, sendo a ideal para a estampagem.

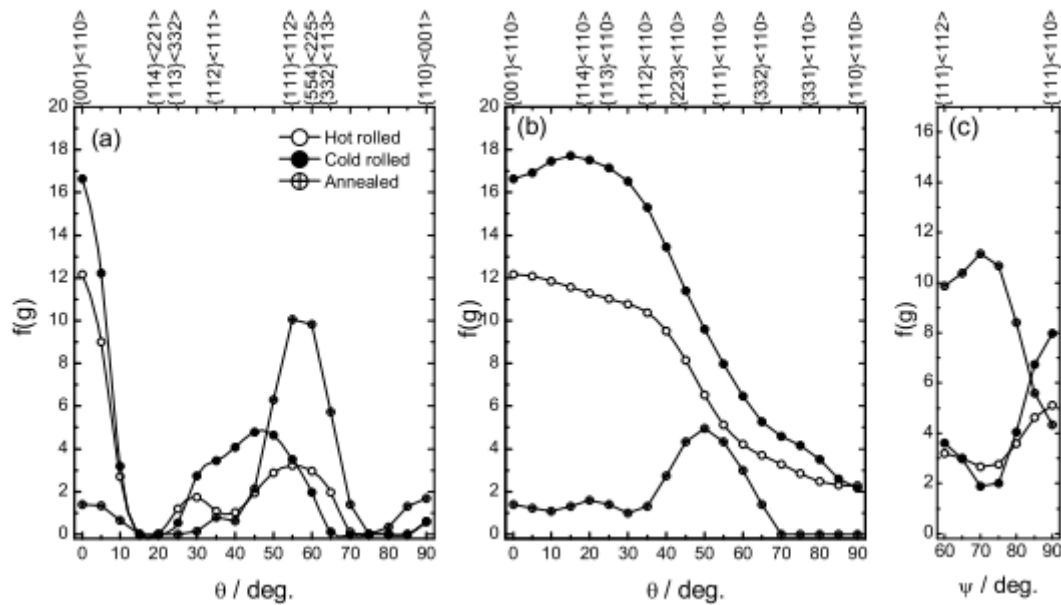


Figura 3.21 Intensidade das fibras ϵ (a), α (b) e γ (c) para a TB de 440°C [37].

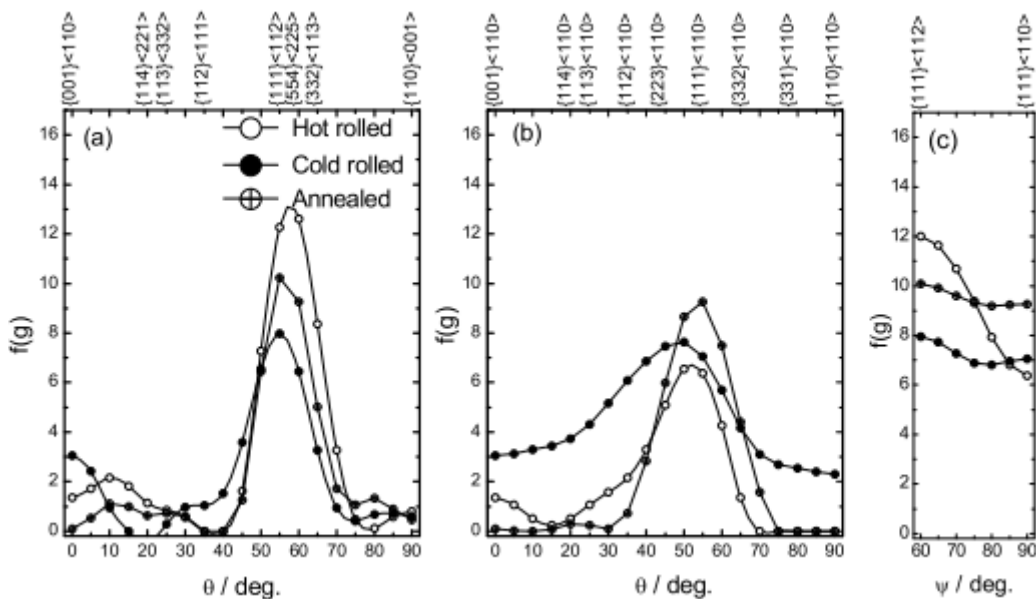


Figura 3.22. Intensidade das fibras ϵ (a), α (b) e γ (c) para a TB de 740°C [37].

Os estudos citados anteriormente deixam evidente que as temperaturas de acabamento e bobinamento na laminação a morno são importantes para a obtenção de microestruturas e texturas favoráveis à obtenção de chapas com elevada capacidade de conformação. A Figura 3.23 relaciona a condição da microestrutura obtida na bobina a quente de um aço IF-Ti em função dessas temperaturas. Conforme a figura, temperaturas de acabamento e bobinamento superiores a 760°C e 700°C, respectivamente, promovem uma microestrutura recristalizada ótima para obtenção de uma textura mais homogênea na bobina laminada a frio e recozida.

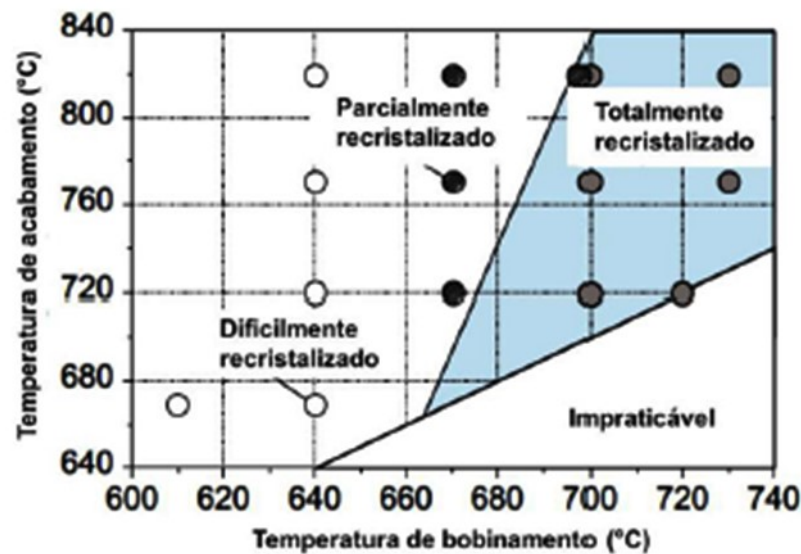


Figura 3.23 Relação da microestrutura obtida após laminação a morno de um aço IF-Ti em função das temperaturas de acabamento e bobinamento [33].

O efeito destas duas temperaturas na microestrutura e propriedades na condição de laminado a frio e recozido foram avaliados por Chang *et al.* [38]. Para tal, a laminação a quente de um aço IF-Ti foi simulada em escala laboratorial utilizando as temperaturas de acabamento e bobinamento de 800°C e 700°C, 770°C e 670°C e 740°C e 620°C. Na condição de laminado a quente, a microestrutura obtida para as menores temperaturas de acabamento e bobinamento apresentou grãos alongados na direção de laminação. Para as outras duas condições, a microestrutura foi constituída de grãos equiaxiais. O tamanho de grão e as propriedades mecânicas em tração obtidas após recozimento para cada condição são mostradas na Tabela 3.3. As seguintes conclusões podem ser obtidas a partir da análise da tabela: nota-se que houve uma variação do LE acompanhando a variação no tamanho de grão da ferrita; não foi observada variação no LR e expoente de encruamento em função da variação da TA e TB; a condição de maior TA e TB foi a que propiciou a melhor desempenho de conformabilidade, baseada nos

resultados do coeficiente de anisotropia e do alongamento; este resultado foi atribuídos pelos autores a uma textura mais uniforme desenvolvida na condição de maior TA e TB.

Tabela 3.3. Propriedades mecânicas obtidas após laminação a frio e recozimento em função das temperaturas de acabamento e bobinamento [38].

(TA/TB)	Tamanho de grão	LE (MPa)	LR (MPa)	n	r	Along. (%)
800°C/700°C	25 µm	106	297	0,26	2,3	52,0%
770°C/670°C	20 µm	108	291	0,26	1,8	50,1%
740°C/620°C	15 µm	111	303	0,26	2,0	45,7%

3.7 Estudos comparativos da Laminação a Quente e a Morno de Aços IF

Tiito *et al.* [40] avaliaram em escala laboratorial a evolução da textura de aços IF Ti e IF Ti-Nb laminados a quente (TA de 920°C) e a morno (TA de 870°C e 800°C). Elevados coeficientes de anisotropia normal foram obtidos quando a intensidade da textura $\{111\}\langle 110 \rangle$ foram altas e o tamanho de grão final foi pequeno e uniforme. A laminação a morno em elevada temperatura (870°C) promoveu, em comparação com a laminação a 800°C, maior intensidade $\{111\}\langle 110 \rangle$ e melhores coeficientes de anisotropia normal.

Elsner *et al.* [41] avaliaram em escala laboratorial a evolução da textura durante a laminação a frio e recozimento proveniente de bobinas laminadas a quente e a morno do aço IF-Ti. Na laminação a morno foi avaliada a influência da obtenção de uma microestrutura de BQ recristalizada ou deformada usando diferentes temperaturas de acabamento e bobinamento. Comparando as tiras laminadas a morno, a fibra γ , obtida após recozimento, apresentou uma maior uniformidade para a condição de maior temperatura de acabamento/bobinamento. Elevados valores do coeficiente de anisotropia foram obtidos quando uma fibra γ homogênea foi observada na textura após o recozimento. A Figura 3.24 mostra os valores dos coeficientes de anisotropia nas direções 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação para as três condições estudadas. Os valores foram plotados para diferentes percentuais de redução a frio. Os símbolos vazios das figuras indicam o aço laminado no campo austenítico. Nota-se que maiores coeficientes de anisotropia foram obtidos na condição de laminação a morno e bobinamento a altas temperaturas. Os valores foram ligeiramente superiores aos obtidos com a laminação austenítica. Por sua vez, para baixas temperaturas de laminação a morno e bobinamento, os coeficientes de anisotropia nas três direções foram mais próximos, o que indica um coeficiente de anisotropia planar mais próximo de zero.

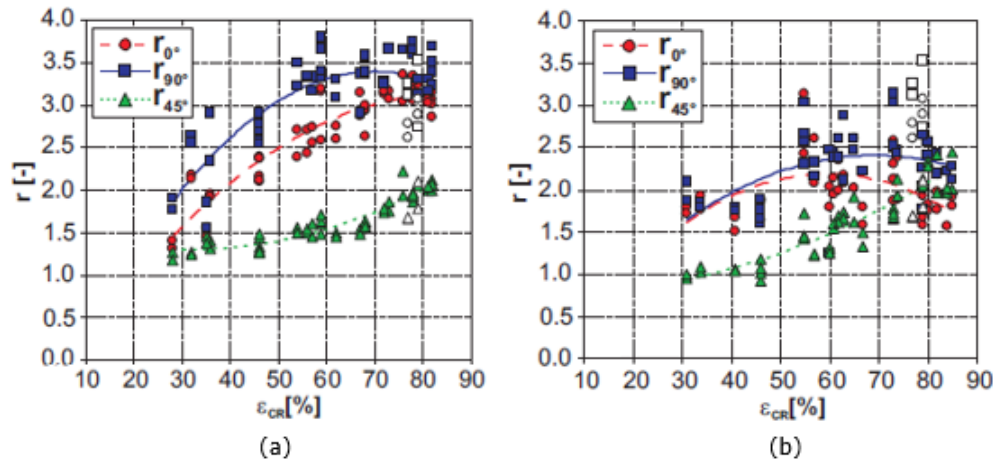


Figura 3.24 Coeficiente de anisotropia obtidos após laminação a frio e recozimento de tiras a quente laminadas a morno com (a) TA de 710°C e TB de 670°C e (b) TA de 660°C e TB de 550°C [41].

Estudos recentes foram publicados com resultados de aços produzidos em escala industrial através da laminação a morno. Kumar *et al.* [42] avaliaram bobinas de um aço IF-Nb laminadas a quente (TA de 920°C) e a morno (TA de 860°C e 820°C). Foi observada uma variação da microestrutura ao longo da espessura nas bobinas obtidas via laminação a morno, sendo esta variação maior na bobina processada com a menor temperatura de acabamento (Figura 3.25). Hao *et al.* [43], por sua vez, avaliaram bobinas de um aço IF-Ti laminadas a quente com TA de 928°C e a morno com TA de 791°C. Conforme os autores, a laminação a morno promoveu uma microestrutura de grãos equiaxiais de ferrita, enquanto na laminação austenítica a microestrutura da BQ foi constituída por grãos heterogêneos, com grãos pequenos e grandes (Fig. 3.26). Nesse caso, a laminação de acabamento foi efetuada com boa condição de lubrificação.

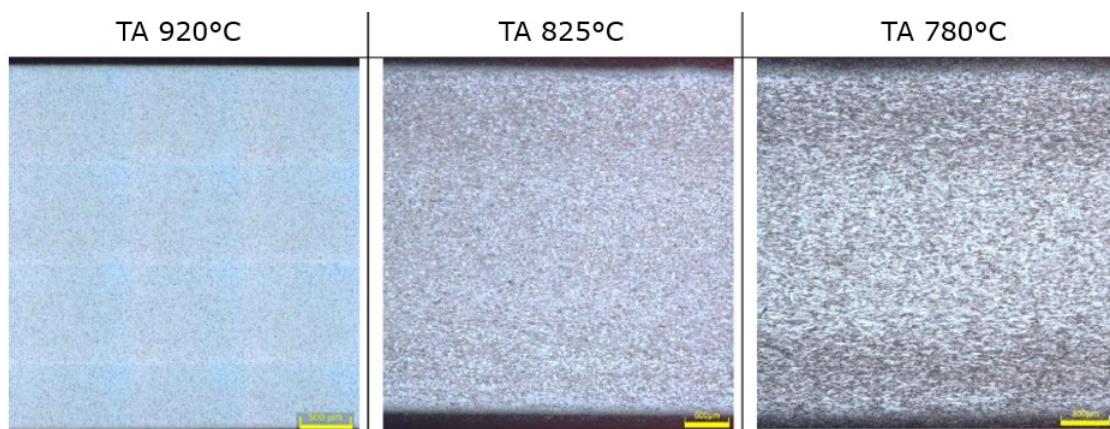


Figura 3.25 Microestrutura ao longo da espessura das bobinas laminadas a quente (TA de 920C) e a morno (TA de 825°C e 780°C) [42].

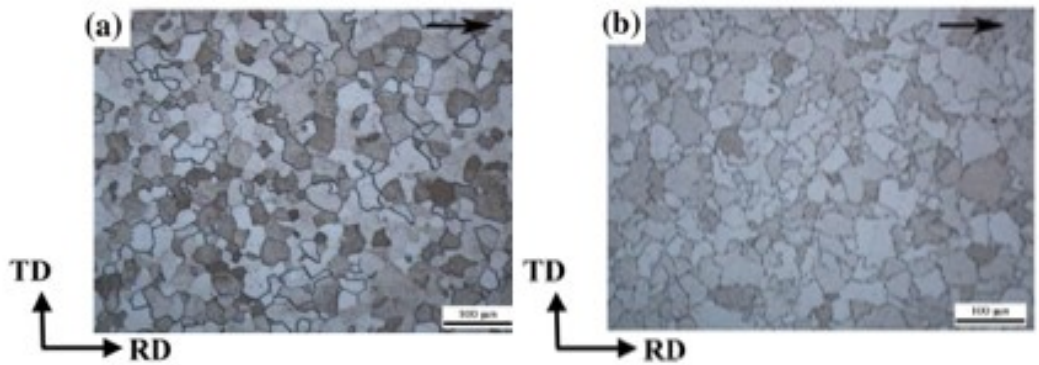


Figura 3.26 Microestrutura da bobina laminada a quente (a) e a morno (b) [43].

A Tabela 3.4 mostra os valores das propriedades mecânicas obtidas para diferentes condições de TA nos aços estudados por Hao *et al.* [43] e Kumar *et al.* [18]. Para o aço IF-Ti, os resultados obtidos com a laminação a morno foram benéficos para a estampabilidade, com menor LE e coeficiente de anisotropia planar e resultados mais elevados de alongamento, coeficiente de anisotropia normal e expoente de encruamento. Para o aço IF-Nb resultados similares foram obtidos, com exceção da laminação com a menor TA devido à queda no coeficiente de anisotropia médio. Porém, merece destaque a melhoria considerável obtida no alongamento a partir das bobinas laminadas a morno.

Tabela 3.4. Propriedades mecânicas obtidas após laminação a frio e recozimento [18,43]

Aço	TA	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)	\bar{r}	Δr	n
IF-Ti	928°C	155	315	45,6	2,10	0,38	0,25
	791°C	134	281	47,1	2,36	-0,05	0,26
IF-Nb	920°C	158	299	39,8	2,10	0,12	0,23
	825°C	148	286	51,2	2,15	0,10	0,26
	780°C	156	287	49,8	1,93	0,06	0,25

A textura obtida no produto laminado a frio e recozido também foi avaliada por Hao *et al.* [43] e Kumar *et al.* [18]. Ambos os autores e colaboradores evidenciaram que a laminação a morno propiciou textura com fibra γ mais pronunciada que a laminação no campo austenítico. Kumar *et al.* [18] observaram também que para altas temperaturas de acabamento na laminação a morno a fibra γ é mais uniforme do que quando menores temperaturas de processo são utilizadas. Estas diferenças podem ser verificadas na ODF mostrada na Figura 3.27.

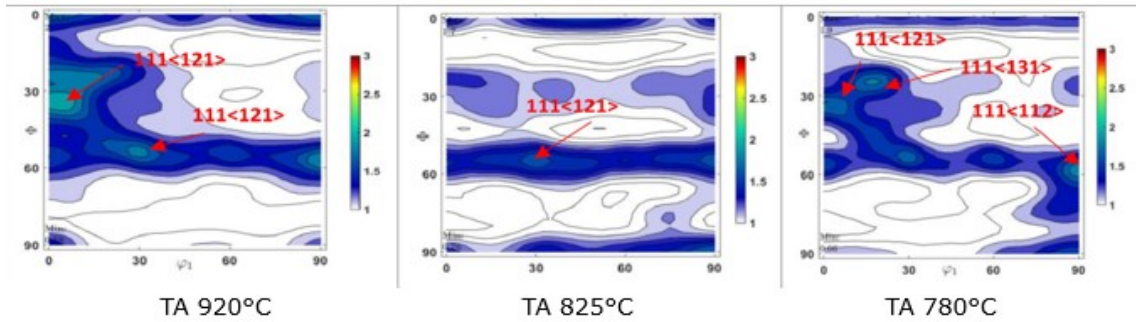


Figura 3.27. ODF da seção $\varphi=45^\circ$ após laminação a frio e recozimento em diferentes temperaturas de acabamento [18].

A Figura 3.28 mostra o mapa de EBSD obtido após recozimento em uma região próxima à superfície da chapa e no meio da espessura. É possível verificar que o tamanho de grão recristalizado no meio da espessura é maior que o grão da superfície e a componente $\{111\}$ é a textura dominante. Os grãos obtidos na laminação a morno apresentaram um formato hexagonal, o que é benéfico para a homogeneidade de deformações e propriedades mecânicas. Os grãos obtidos pela laminação no campo austenítico apresentaram formato de polígonos irregulares, o que leva a desvios nas propriedades em diferentes direções [43].

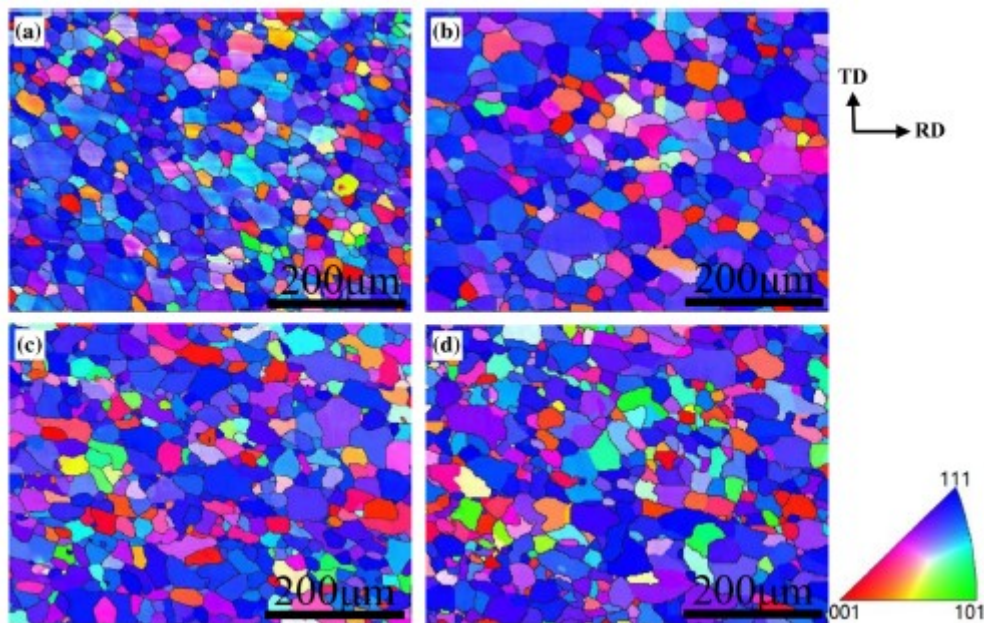


Figura 3.28 Mapa EBSD após o recozimento na condição de (a) superfície da bobina laminada a morno, (b) meio da espessura da bobina laminada a morno, (c) superfície da bobina laminada a quente e (d) meio da espessura da bobina laminada a quente [43].

De forma complementar a análise da textura e das propriedades mecânicas, Kumar *et al.* [18] avaliaram o desempenho das chapas em ensaios de estampagem. A Tabela 3.5 exibe os

valores obtidos no ensaio de expansão cônica de furo e no ensaio de estiramento Erichsen para cada temperatura de acabamento. Maiores valores de expansão cônica de furo foram obtidos para os aços laminados a morno. Este comportamento foi relacionado com a microestrutura mais homogênea proveniente da laminação a morno, com destaque para a laminação a morno em temperatura mais elevada. Melhores resultados também foram verificados no ensaio Erichsen para laminação a morno em comparação com a laminação austenítica. Porém, desta vez, com melhor resultado para laminação a morno com menor temperatura. Estes resultados, por sua vez, foram associados aos maiores expoentes de encruamento obtidos com a laminação a morno.

Tabela 3.5 Resultados do ensaio de expansão de furo e ensaio Erichsen em função da TA [18]

TA	% de expansão de furo	Altura da calota medida no ensaio de estiramento Erichsen
920°C	138%	11,20 mm
825°C	148%	12,15 mm
780°C	142%	12,95 mm

As Curvas Limite de Conformação dos aços, exibidas na Figura 3.29, também foram elaboradas por Kumar *et al.* [19] para as três condições avaliadas. Nota-se que as curvas obtidas para as chapas provenientes da laminação a morno apresentaram melhor resultado comparativamente à da chapa obtida pela laminação austenítica. A laminação a morno em elevada temperatura beneficiou de forma mais significativa a região esquerda do diagrama, o que confere ao aço um melhor desempenho em estampagem profunda, e a laminação a morno em menor temperatura trouxe um maior benefício ao lado direito do diagrama, o que confere ao aço um melhor desempenho em operações de estiramento.

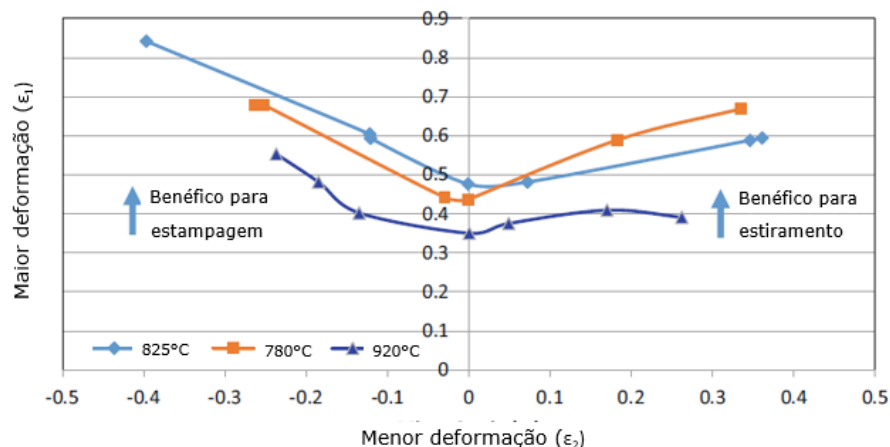


Figura 3.29 Curvas limite de conformação de chapas após laminação a frio e recozimento para diferentes temperaturas de acabamento [18].

4. METODOLOGIA

4.1 Processamento Industrial

O estudo foi realizado para o aço IF-Ti produzido em escala industrial com a composição química mostrada na Tabela 4.1, sendo a análise química obtida através da amostragem da corrida no processo de Aciaria. Um desenho esquemático do fluxo produtivo na Laminação de Tiras a Quente é mostrado na Figura 4.1. A laminação de desbaste foi realizada em dois laminadores desbastadores, reduzindo a espessura da placa de 252 mm para um esboço de 34 mm. A laminação de acabamento foi realizada em um laminador de seis cadeiras, reduzindo a espessura para 3,52 mm, utilizando lubrificação com óleo à base de éster vegetal nas quatro primeiras cadeiras.

Tabela 4.1: Composição química (% em massa) do aço IF-Ti

C	Mn	P	S	Si	N	Ti
0,0011	0,09	0,013	0,008	0,007	0,0022	0,039

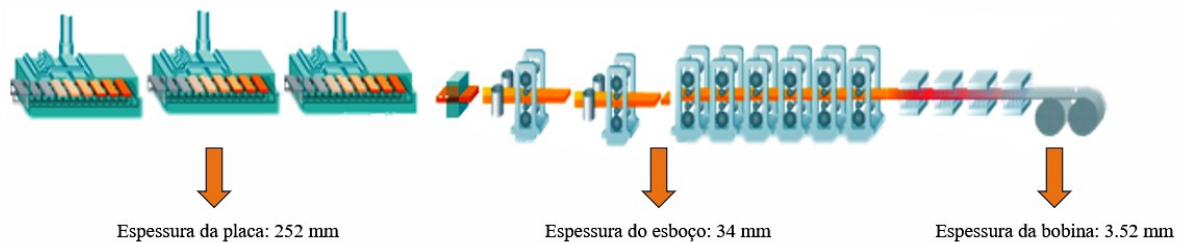


Figura 4.1 Desenho esquemático do fluxo produtivo da Laminação de Tiras a Quente.

Para avaliação das duas condições propostas, duas bobinas foram laminadas. Uma no campo austenítico, chamado neste trabalho de laminação a quente, e outra no campo ferrítico, denominada de laminação a morno. As temperaturas visadas para cada processo, baseadas no estudo realizado por Barbosa [44] estão descritas na Tabela 4.2. A temperatura de reaquecimento da placa foi determinada por meio de um modelo matemático a partir da medição da temperatura interna dos fornos por termopares. As demais temperaturas foram medidas na superfície superior, no centro da tira, por meio de pirômetros.

Tabela 4.2 Temperaturas visadas para o processamento industrial

Condição	Temperatura de Reaquecimento	Temperatura de entrada do Trem Acabador	Temperatura de Acabamento	Temperatura de bobinamento
Laminação a quente	1210°C	1000°C	910°C	750°C
Laminação a morno	1170°C	910°C	830°C	750°C

Após a laminação de tiras a quente, as bobinas foram processadas em uma linha de decapagem acoplada ao laminador a frio com redução de espessura de 79%, gerando duas bobinas laminadas a frio, uma para cada condição estudada. Em seguida, ambas bobinas foram processadas em uma linha de recozimento contínuo com temperatura de encharque visada de 760°C e laminação de encruamento (*skin pass*) de 0,5%. Após cada etapa do processo produtivo foram efetuadas amostragens na região coincidente com a base da laminação de tiras a quente para serem efetuadas as caracterizações microestruturais e de propriedades mecânicas.

Para avaliação do processo industrial da laminação de tiras a quente, a tensão média de escoamento (TME) para cada cadeira foi calculada a partir dos dados de laminação de acordo com o método de Sims [45], conforme a Equação 4.1. Devido às diferentes reduções e taxas de deformação aplicadas em cada cadeira, o resultado da TME calculada foi normalizado conforme sugerido por Minami *et al.* [46]. Para a normalização, foram utilizadas a deformação de 0,4 e taxa de deformação de 40 s⁻¹, Equação 4,1.

$$TME = \frac{F}{\frac{2}{\sqrt{3}} W [R'(H-h)]^{1/2} Q} \quad (4.1)$$

Onde F = força de laminação

W = largura do laminado

R' = raio deformado do cilindro de trabalho

H = espessura de entrada

h = espessura de saída

Q = fator geométrico.

4.2 Avaliação da Microestrutura e Textura

A caracterização da microestrutura foi efetuada após a laminação de tiras a quente e recozimento contínuo. As amostras foram preparadas seguindo as etapas convencionais de

preparação metalográfica, envolvendo corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque metalográfico. O lixamento das amostras foi efetuado mediante o emprego de lixas d'água de diferentes granulometrias. O polimento, por sua vez, foi realizado utilizando pastas de diamantadas. Para revelar a microestrutura foi utilizado um reativo à base de ácido sulfúrico (20 ml do ácido em 400 ml de água) e peróxido de hidrogênio 30%.

A caracterização microestrutural das amostras foi conduzida por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um microscópio do modelo Zeiss Gemini Ultra 55 Plus, e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Nas amostras obtidas após o recozimento, o tamanho de grão foi medido de acordo com a norma ASTM E112-13:2021 [47].

A preparação das amostras para análises por EBSD, envolveu, além das etapas citadas acima, a realização de uma etapa adicional de polimento empregando sílica coloidal, a fim de assegurar a remoção da camada encruada herdada da preparação metalográfica convencional. Os dados foram adquiridos com step size de 0,8 μm e binning 4 x 4, frame averaging 1, tensão de aceleração de 20 kV e distância de trabalho de 8 mm.

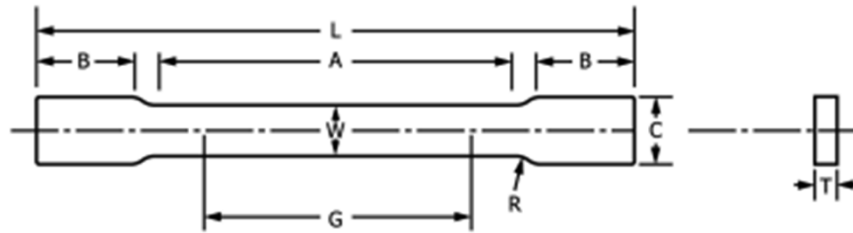
A caracterização da textura foi efetuada em amostras retiradas ao longo do processo produtivo (laminação de tiras a quente, laminação a frio e recozimento contínuo), por meio dos dados de EBSB, tratados através dos softwares Flamenco e HKL Fast Acquisition. Para as amostras obtidas após laminação de tiras a quente foi efetuada a caracterização a $\frac{1}{4}$ e no centro da espessura. Para a amostra obtida após o recozimento contínuo, devido à sua menor espessura, foi efetuada a caracterização apenas a $\frac{1}{4}$ da espessura. Após os demais processos, a caracterização foi efetuada a $\frac{1}{4}$ da espessura. A textura foi avaliada por meio de mapas de figuras de polo inversas, da ODF obtida para o ângulo $\varphi_2=45^\circ$ e da distribuição de orientação ao longo das fibras α , γ e η .

4.3 Avaliação da Conformabilidade da Chapa

4.3.1 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas foram avaliadas em amostras retiradas na bobina recozida. Ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM A370:2024 [48] em corpos de prova com base de medida de 50 mm (Figura 4.2) nas direções longitudinal, transversal e a 45° , possibilitando assim a obtenção do coeficiente de anisotropia normal (\bar{r}) e planar (Δr), conforme

as equações 3.3 e 3.4, além das propriedades básicas, referentes aos limites de escoamento e resistência, alongamento e valor n . Três testes foram efetuados em cada direção. Os coeficientes de anisotropia foram obtidos para um alongamento de até 20% e o valor n foi obtido com o alongamento entre 12% e 18%. Os ensaios foram realizados em uma Máquina Instron 5882 de 100 kN.



Legenda	Dimensão
A – comprimento da região útil	Mínimo 60 mm
B – comprimento da garra	Mínimo 50 mm
C – largura da garra	20 mm
G – comprimento da região do extensômetro	50 +/-0,10 mm
L – comprimento total	Mínimo 200 mm
R – raio de concordância	Mínimo 13 mm
T – espessura do corpo de prova	-

Figura 4.2 Representação do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.

4.3.2 Ensaio de conformação

Os ensaios de conformação também foram realizados em amostras retiradas na bobina recozida. Os ensaios de Razão Limite de Estampagem (RLE), estiramento Erichsen, expansão cônica de furo e Curva Limite de Conformação foram comparados para as duas condições. Todos os ensaios foram realizados em uma prensa universal Erichsen modelo 145-60.

Para a RLE, corpos de prova circulares foram preparados a partir de amostras retiradas da chapa. Para determinar o valor RLE, o máximo diâmetro do corpo de prova capaz de ser puncionado sem ocorrência de fratura foi avaliado. O diâmetro do punção usado nos testes foi de 50 mm. Para ser considerado válido, o teste foi repetido por três vezes. A velocidade de deslocamento do punção foi de 60 mm/min e a força do prensa chapas foi de 20 kN. Estes parâmetros foram ajustados durante os ensaios para produzir a formação de um copo sem a presença de estrias. A Figura 4.3 mostra um desenho esquemático do ensaio RLE. O resultado

é expresso como a razão do diâmetro máximo do corpo de prova (D_0) pelo diâmetro do punção (D_p).

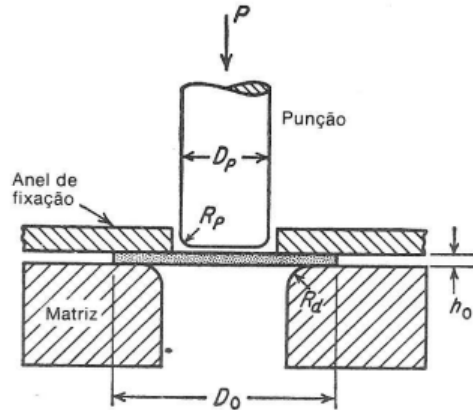


Figura 4.3 Representação esquemática do ensaio de Razão Limite de Estampagem.

O ensaio de estiramento Erichsen foi realizado de acordo com a norma NBR 16281:2014 [49]. Um punção esférico, com diâmetro de 20 mm, foi puncionado contra o corpo de prova preso entre a matriz e um suporte até a fratura. O resultado expresso é o índice Erichsen, obtido pela medida da altura da calota formada. Para cada condição, cinco puncionamentos foram realizados, descartando o maior e o menor resultado, e utilizando as outras três medidas para determinar o índice Erichsen. A partir desses índices, os aços foram classificados de acordo com a norma NBR 5915-2:2013 [50]. A Figura 4.4 mostra uma representação esquemática do ensaio Erichsen.

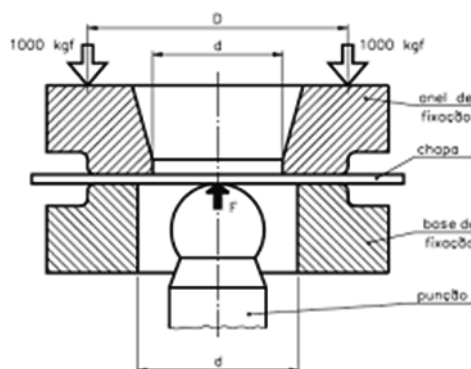


Figura 4.4 Representação esquemática do ensaio Erichsen.

O teste de expansão cônica de furo foi efetuado conforme a norma ISO 16630:2017 [51]. Os testes foram conduzidos em corpos de prova quadrados com medida de 100 x 100 mm,

usando um punção com conicidade de 60°, até uma trinca ser visualizada na borda de um furo central previamente feito com diâmetro de 10 mm. A velocidade de deslocamento do punção foi de 30 mm/min, e a força do prensa chapas de 20 kN. O diâmetro do furo expandido foi calculado como a média de três medições efetuadas nas direções 0°, 45° e 90° do furo. Cinco testes foram realizados para cada condição, sendo o maior e o menor valor descartado. O resultado foi expresso como a razão de expansão de furo (REF), relacionando o diâmetro final do furo (Df) com o diâmetro previamente feito (Di), de acordo com a equação 4.2.

$$REF = \frac{D_f - D_i}{D_i} \times 100 \quad (4.2)$$

A CLC foi preparada de acordo com o procedimento proposto por Nakajima com os preceitos das normas ISO 12004-2:2021 [52] e ASTM E2218-23:2023 [53]. Para efetuar os testes, sete corpos de prova foram preparados com diferentes formas e dimensões, mostrados na Figura 4.5, para simular diferentes modos de deformação. Três testes foram realizados para cada forma e dimensão dos corpos de prova. As superfícies dos corpos de prova foram marcadas eletroquimicamente com uma matriz quadrada de dimensão 2,5 x 2,5 mm. Durante os testes, imagens foram capturadas usando um conjunto de quatro câmeras. A partir dos registros das imagens, uma avaliação visual foi efetuada para detectar em qual momento se originou a fratura do corpo de prova. A partir daí, foram selecionadas vinte imagens anteriores à fratura e, com o auxílio do software AutoGrid, calculadas os pares de maior e menor deformação verdadeira obtidas na grade previamente marcada. Para cada condição estudada, foram elaboradas as Curvas Limites de Conformação à estrição e à fratura, totalizando quatro CLCs.

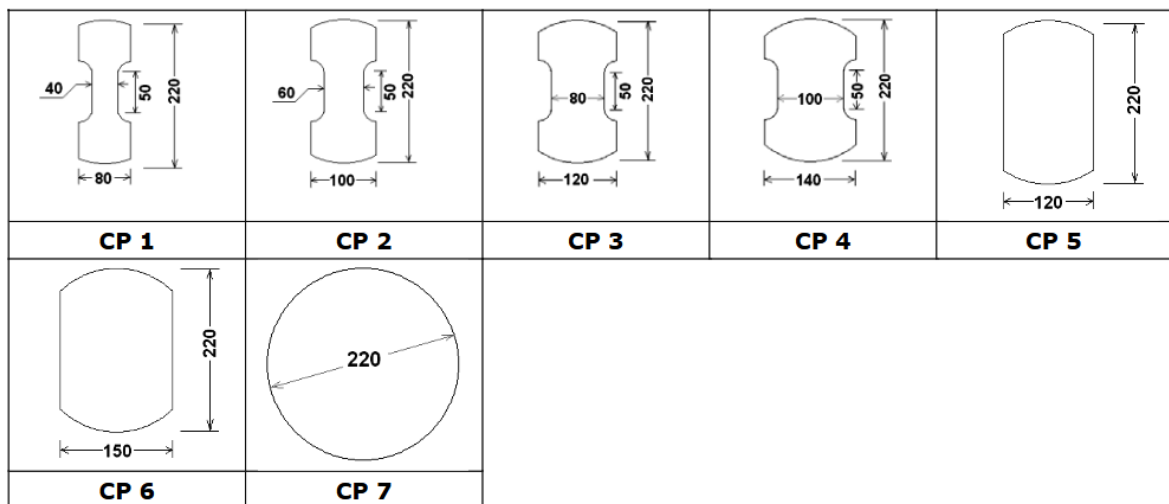


Figura 4.5. Representação esquemática dos corpos de prova utilizados para confecção da CLC.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Avaliação do Processo Industrial

A Tabela 5.1 mostra os valores de temperaturas médias obtidas para cada bobina laminada. Os valores foram próximos aos objetivados para realização do processo industrial. Em adição à menor temperatura de reaquecimento de placas, 50°C mais baixa para a laminação a morno, foi necessário ajustar a velocidade dos laminadores desbastadores para obter a temperatura de entrada no trem acabador de aproximadamente 100°C menor para a laminação a morno. Isso demonstra que menores temperaturas de reaquecimento de placas podem ser utilizadas, caso as cargas na laminação de desbaste suportem à redução em menor temperatura, aumentando o potencial de redução do consumo térmico do forno e obtendo melhores valores de anisotropia, conforme evidenciado por Sato *et al.* [7], uma vez que o teor de Ti em excesso para o aço em questão foi de 0,015% (ver Fig. 3.14).

Tabela 5.1 Temperaturas obtidas no processamento industrial

Condição	Temperatura de Reaquecimento	Temperatura de entrada do Trem Acabador*	Temperatura de Acabamento	Temperatura de bobinamento
Laminação a quente	1216°C	993°C	905°C	745°C
Laminação a morno	1166°C	897°C	824°C	753°C

*A temperatura de entrada do Trem Acabador é a medição de um ponto no topo do esboço. As outras medidas são valores médios. Todos os valores medidos correspondem a temperatura superficial.

As Figuras 5.1 e 5.2 mostram as temperaturas de entrada do laminador e temperatura de acabamento ao longo do comprimento das bobinas em ambas as condições estudadas. Para a bobina laminada a quente nota-se uma queda da temperatura de entrada ao longo do comprimento típica do processo de laminação a quente, uma vez que a base do esboço perde mais temperatura por ficar mais tempo exposta ao ambiente do que a região do topo. A temperatura de acabamento, por sua vez, mostra pouca variação uma vez que a velocidade de laminação é aumentada ao longo do comprimento para permitir que mesmo com a queda da temperatura de entrada, a temperatura de acabamento seja mantida na ordem de 900°C. A diferença de velocidade de laminação entre o topo e base da bobina laminada a quente foi de 8,9 m/s e 11,0 m/s, respectivamente. Na bobina laminada a morno, Figura 5.2, a temperatura de entrada ficou em um mesmo patamar, em torno de 900°C, mas com uma maior variação nas regiões em que as placas ficam posicionadas sobre as vigas do forno de reaquecimento de

placas. Temperaturas de reaquecimento mais baixas tendem a aumentar a percepção destas variações devido ao menor encharcamento das placas. Como a velocidade de laminação para o processo a morno foi a mesma ao longo do comprimento da bobina, 8,3 m/s, a variação da temperatura de entrada foi refletida na temperatura de acabamento. Portanto, para uma maior homogeneidade da temperatura ao longo do comprimento, sugere-se um maior controle no forno de reaquecimento de placas de forma a reduzir o efeito do resfriamento localizado nas regiões de contato da placa com as vigas do forno.

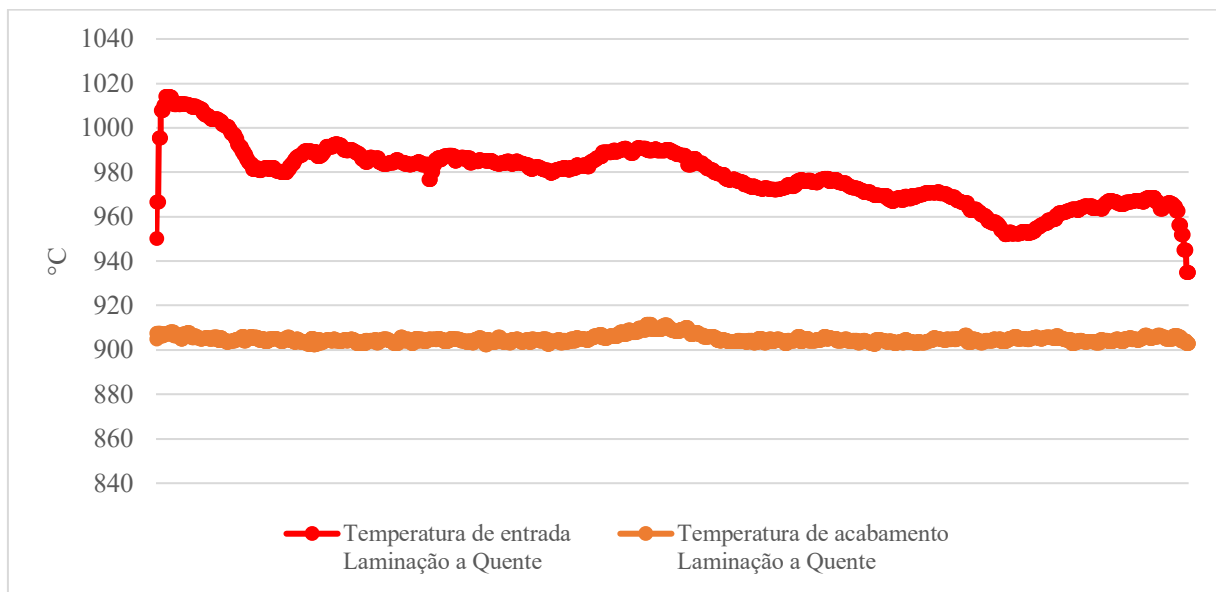


Figura 5.1 Temperatura de entrada e de acabamento ao longo do comprimento da bobina laminada a quente.

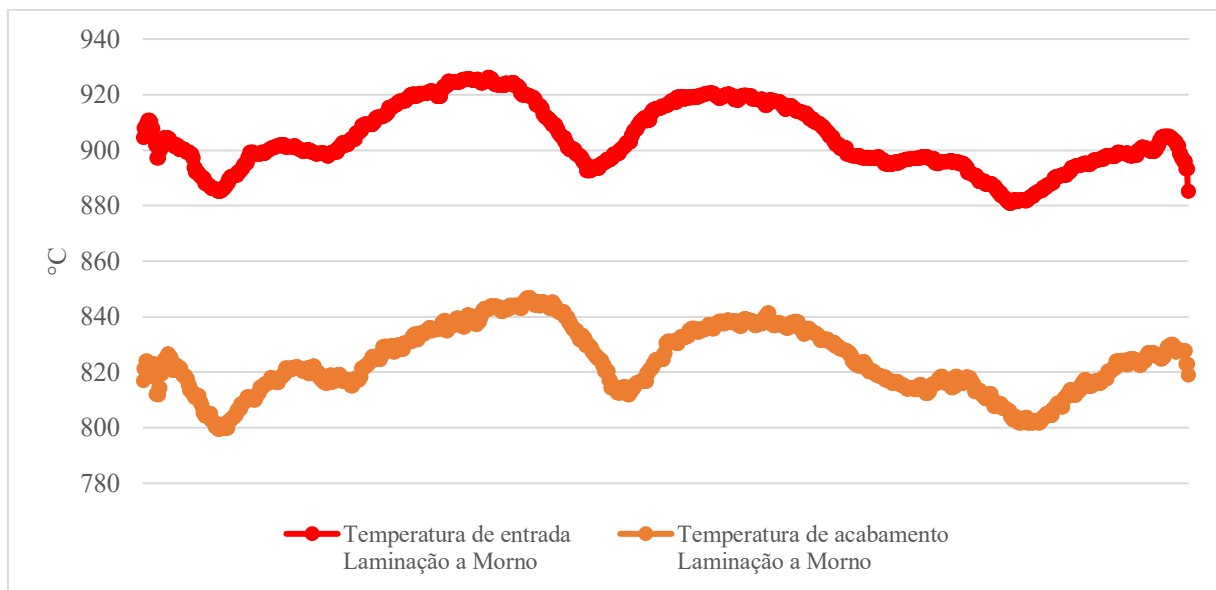


Figura 5.2 Temperatura de entrada e de acabamento ao longo do comprimento da bobina laminada a morno.

A TME calculada para cada cadeira de laminação do Trem Acabador é mostrada na Figura 5.3. Menores valores de TME foram observados para a laminação a morno, uma vez que

a ferrita em elevadas temperaturas apresenta menor resistência mecânica em comparação à austenita. Esta é uma das vantagens citadas por Barnett e Jonas [27] para a laminação a morno. Para a bobina laminada a quente, entre as cadeiras 1 e 4, o valor da TME se manteve em um nível similar, indicando que houve condições suficientes para a recristalização da microestrutura entre estas cadeiras. Nas duas últimas cadeiras, houve um incremento na TME, que pode ser explicada pelas menores temperaturas, taxas de deformação mais elevadas e menor tempo entre cadeiras, gerando uma condição em que não houve tempo o suficiente para a completa recristalização da microestrutura. Já para a bobina laminada a morno, uma queda na TME foi observada entre as cadeiras 1 e 4. Este comportamento indica um amaciamento durante a laminação, assim como observado por Barbosa [44]. Este fenômeno foi associado com a transformação induzida por deformação, denominado em inglês por DSIT (*dynamic strain induced transformation*), que ocorre quando a deformação é efetuada no intervalo de temperatura intercrítica. Nesses casos, a deformação aumenta localmente a energia livre e, conseqüentemente, o número de locais potenciais para a nucleação da nova fase, causando uma aceleração do processo de transformação de fase [54]. Nas duas últimas cadeiras, um aumento na TME foi observado, assim como visualizado para a bobina laminada a quente.

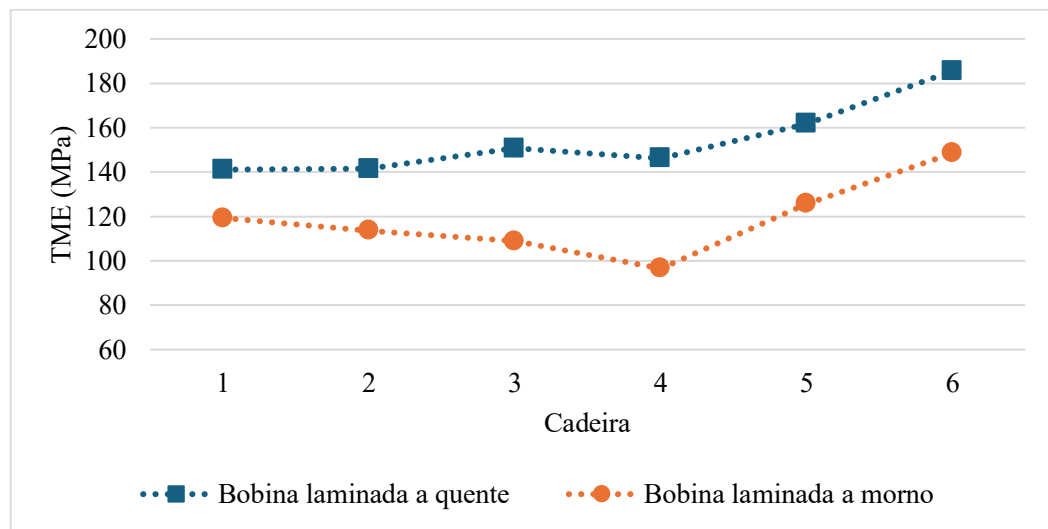


Figura 5.3 TME calculada para cada cadeira do Trem Acabador.

A relação entre a TME e a temperatura média ao longo da espessura, calculada pelo modelo matemático do laminador, foi plotada utilizando um polinômio de quarta ordem (Figura 5.4). Em elevadas temperaturas, onde a austenita é a fase estável, há um aumento na TME com o decréscimo da temperatura. Contudo, a contínua redução da temperatura promove a laminação na região ferrítica, ou ao menos com a maior parte da microestrutura ferrítica na

região intercrítica. A queda na TME com a redução da temperatura é destacada na Figura 5.4, indicando que estes passes foram realizados na região intercrítica, corroborando com o fenômeno DSIT observado por Barbosa [44]. Portanto, para efetuar a laminação de acabamento completamente no campo ferrítico, menores temperaturas de entrada no Trem Acabador devem ser utilizadas.

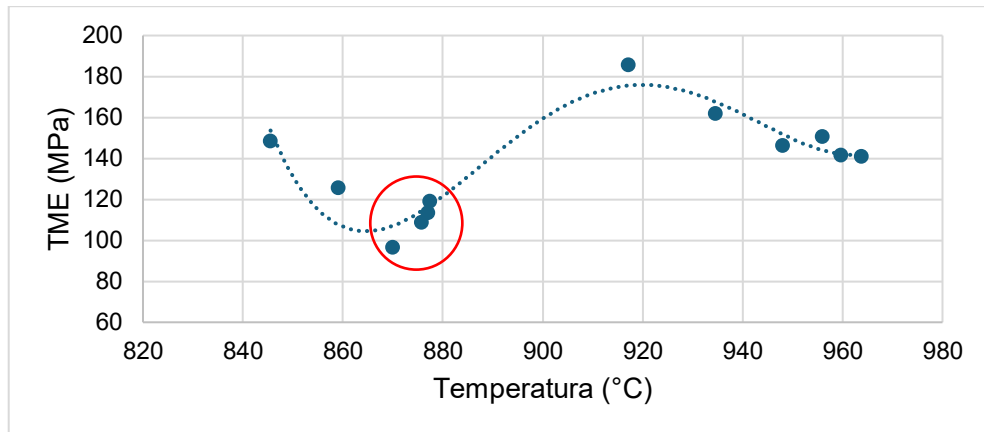


Figura 5.4 Relação entre a TME e a temperatura para as duas bobinas laminadas.

5.2 Avaliação da microestrutura obtida na bobina laminada a quente a na bobina recozida

As análises metalográficas efetuadas via microscopia ótica em amostras retiradas após a laminação de tiras a quente são mostradas na Figura 5.5. Para a amostra retirada na bobina laminada a quente, uma microestrutura completamente recristalizada foi observada. Este é o resultado esperado, uma vez que a transformação da austenita para ferrita ocorreu durante o resfriamento após laminação. Para a bobina laminada a morno, uma variação na microestrutura ao longo da espessura da bobina foi observada. Próximo à superfície, observa-se grãos de ferrita recristalizados, porém, à medida que se move em direção ao centro da espessura, grãos deformados, indicados por setas na figura, são observados. A Figura 5.6 mostra uma micrografia com maior aumento destacando os grãos deformados nesta região. Um resultado similar foi observado por Zhao *et al.* [55]. Como mencionado por estes autores, a microestrutura heterogênea foi causada principalmente por uma distribuição heterogênea da deformação cisalhante ao longo da espessura. Próximo à superfície, a deformação acumulada foi suficiente para promover a recristalização da ferrita. Nesta região, há uma elevada deformação cisalhante causada pela força de fricção entre os cilindros e a superfície da tira. No centro da espessura, por sua vez, não houve força motriz o suficiente para promover a recristalização uma vez que

a deformação acumulada foi menor nesta região, de forma similar ao ilustrado pela Figura 3.17. O efeito da deformação cisalhante ao longo da espessura em função do coeficiente de fricção entre cilindro e tira é detalhado no estudo efetuado por Matsuoka *et al.* [56].

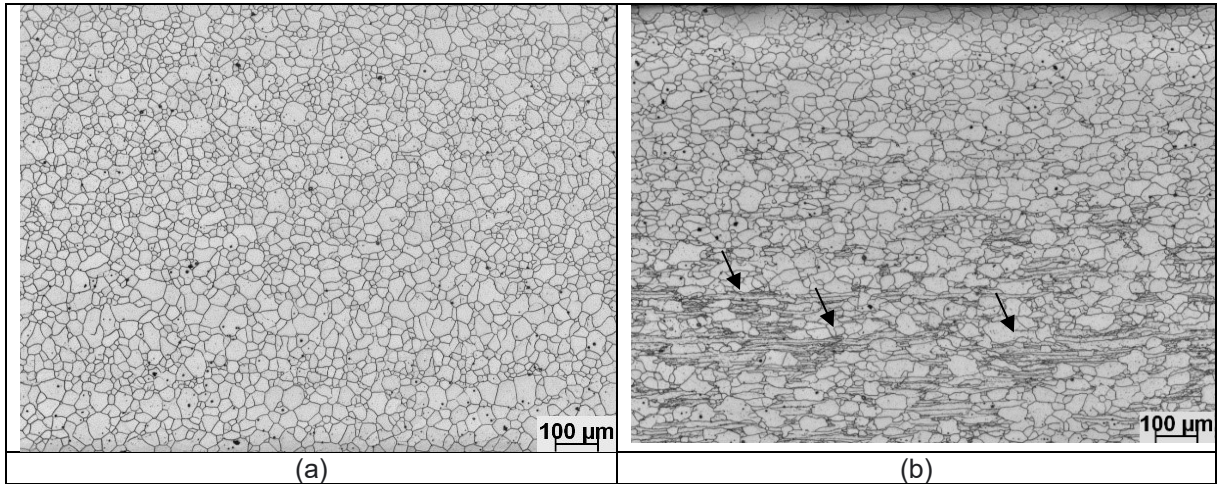


Figura 5.5. Microestrutura da bobina laminada a quente (a) e da bobina laminada a morno (b). As setas indicam grãos deformados.

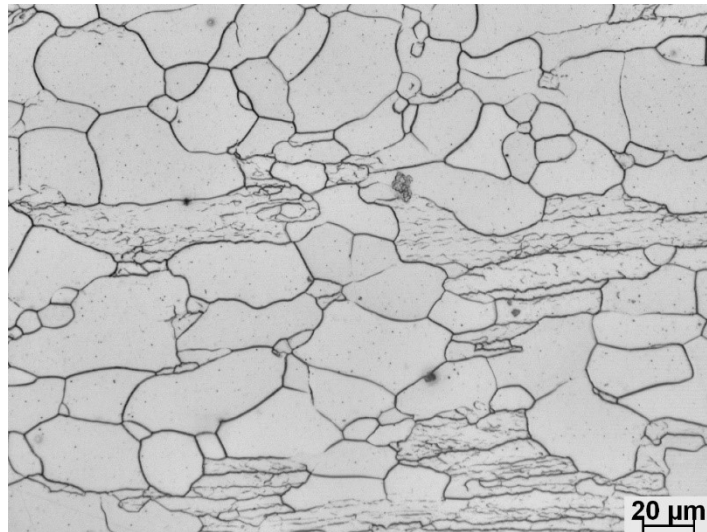


Figura 5.6 Detalhe da microestrutura deformada obtida na bobina laminada a morno.

As Figuras de 5.7 a 5.10 mostram mapas sobrepostos das amostras laminadas a quente e a morno, obtidas no MEV acoplado com EBSD. A região do contorno de grão foi demarcada nas micrografias na cor verde para ângulo inferior a 5° , vermelho ângulos entre 5° e 15° e preto para contornos com ângulo acima de 15° . Estes mapas evidenciam a heterogeneidade relativamente maior da microestrutura da amostra laminada a morno, no tocante à grande quantidade de contornos de baixo ângulo, com desorientação inferior a 5° , destacadas pelas linhas verdes, o que é característico de microestrutura não totalmente recristalizada. As análises

por EBSD revelaram que a heterogeneidade está presente também na superfície da amostra laminada a morno, embora seja mais intensa na região central, conforme foi observada nas análises convencionais de microestrutura.

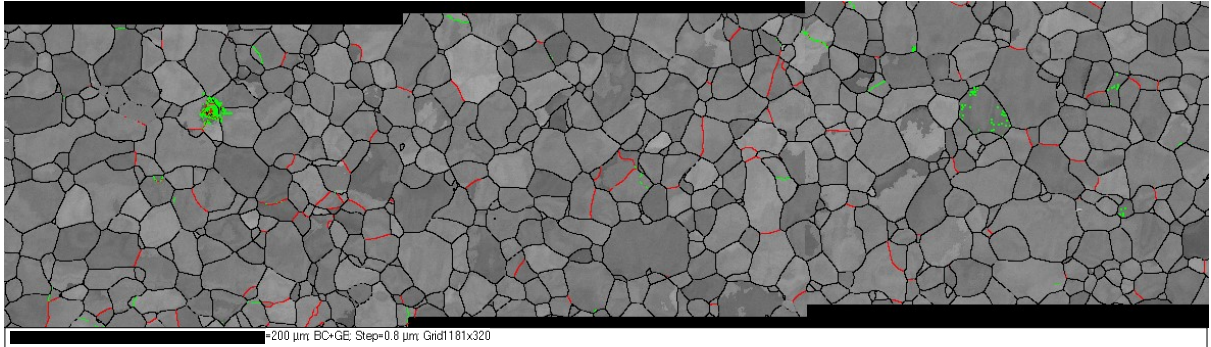


Figura 5.7 Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a quente, próximo à superfície.

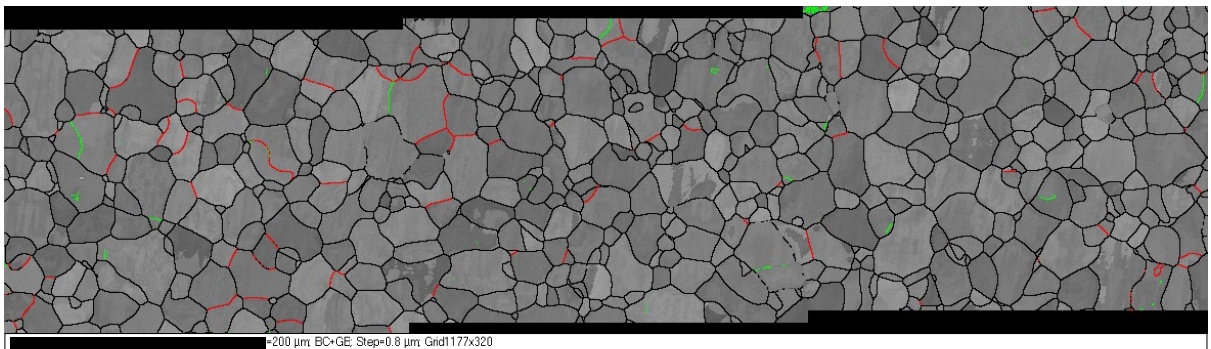


Figura 5.8. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a quente, próximo ao centro.

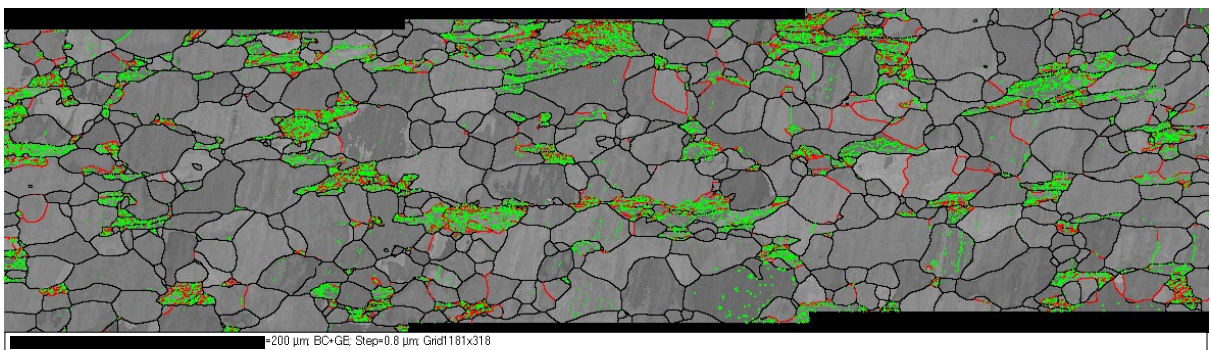


Figura 5.9 Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a morno, próximo à superfície.

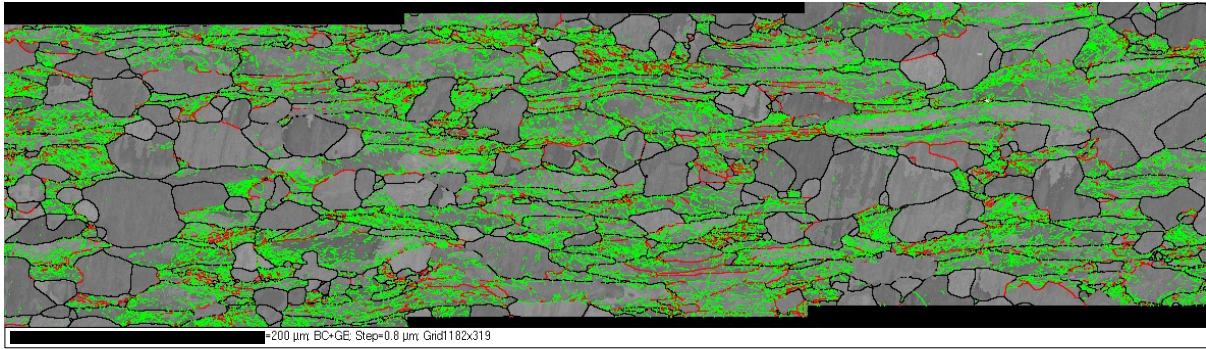


Figura 5.10 Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão para a amostra laminada a morno, próximo ao centro.

Barbosa [44] estudou o amaciamento de um aço IF-Ti durante a laminação a quente e a morno. O autor concluiu que, no campo ferrítico, os mecanismos com baixa cinética ditam a restauração microestrutural, como recuperação e o mecanismo de movimento de contornos de grão induzido por deformação, sigla em inglês SIBM (*strain induced boundary motion mechanism*). Por causa disso, para se obter uma microestrutura recristalizada após a laminação a quente, temperaturas mais altas devem ser utilizadas no campo ferrítico, de forma a dar mais energia para que os fenômenos de recristalização possam ocorrer. Okuda e Seto [36] mostraram que em um aço IF-Ti, a microestrutura foi completamente recristalizada quando a temperatura de acabamento foi de 850°C. Porém, a 800°C, a fração recristalizada passou a depender da redução. Quanto maior a redução, maior foi a fração recristalizada em função da maior energia acumulada para promover a recristalização em temperaturas mais baixas. Portanto, avaliando os resultados microestruturais com os parâmetros de processo discutidos no item 5.1, menores temperaturas de entrada devem ser utilizadas para se alcançar a laminação no campo ferrítico, mas com temperaturas de acabamento mais elevadas para se obter uma microestrutura recristalizada na bobina a quente. Destaca-se que uma melhor condição de lubrificação, conforme destacado por Matsuoka *et al.* [56], também é importante para o alcance de uma microestrutura homogênea ao longo da espessura da bobina.

A microestrutura obtida após a laminação a frio e o recozimento sob ambas as condições foi completamente recristalizada. No entanto, observou-se um tamanho de grão menor e mais homogêneo na bobina laminada a quente (Figura 5.11a). O tamanho médio do grão nesta amostra foi de 12,6 μm. A microestrutura obtida na bobina laminada a morno apresentou um tamanho de grão maior (17,4 μm), porém com uma microestrutura mais heterogênea, com grãos grandes, indicados pelas setas vermelhas, e grãos menores, indicados pelas setas pretas, na Figura 5.11b.

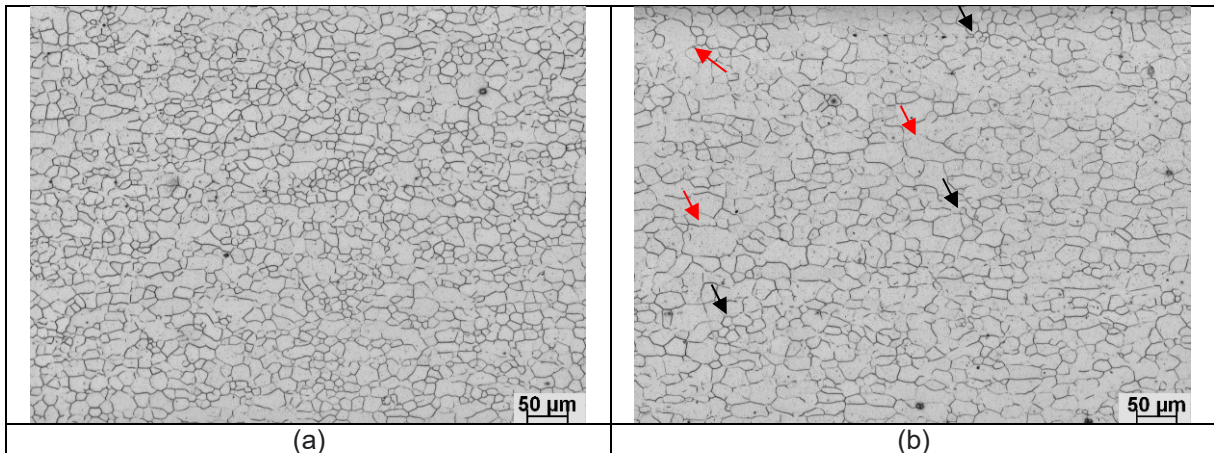


Figura 5.11 Microestrutura após laminação a frio e recozimento para a bobina laminada a quente (a) e para a bobina laminada a morno (b). As setas vermelhas indicam grãos grossos e as setas pretas indicam grãos pequenos.

Os mapas EBSD sobrepostos obtidos para as amostras recozidas, mostrados nas Figuras 5.12 e 5.13, estão em conformidade com as análises convencionais, com relação à mais uniformidade dos grãos da amostra proveniente do processo de laminação a quente em comparação com a amostra oriunda da laminação a morno. Uma vez que os parâmetros de laminação a frio e recozimento contínuo foram similares para as duas bobinas, a diferença na microestrutura final foi proveniente da maior heterogeneidade obtida após a laminação de tiras a quente para a bobina laminada a morno. As propostas para reduzir a heterogeneidade na laminação a morno foram discutidas anteriormente.

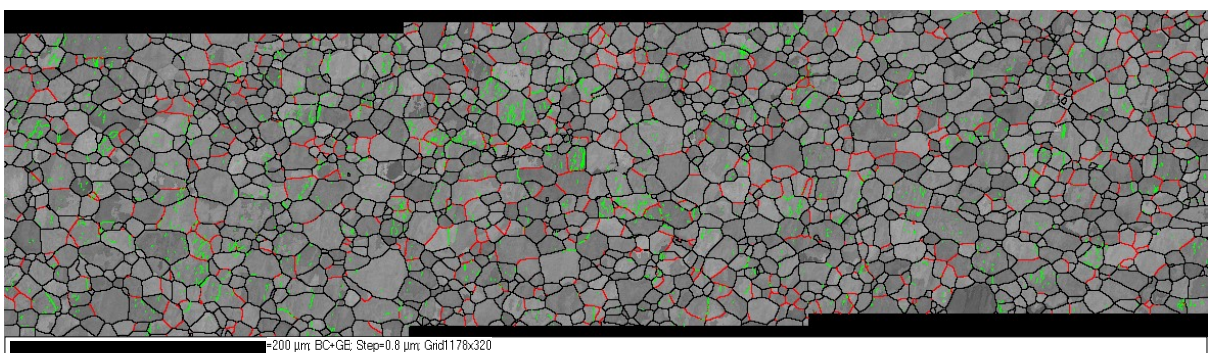


Figura 5.12 Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão após recozimento contínuo da bobina laminada a quente.

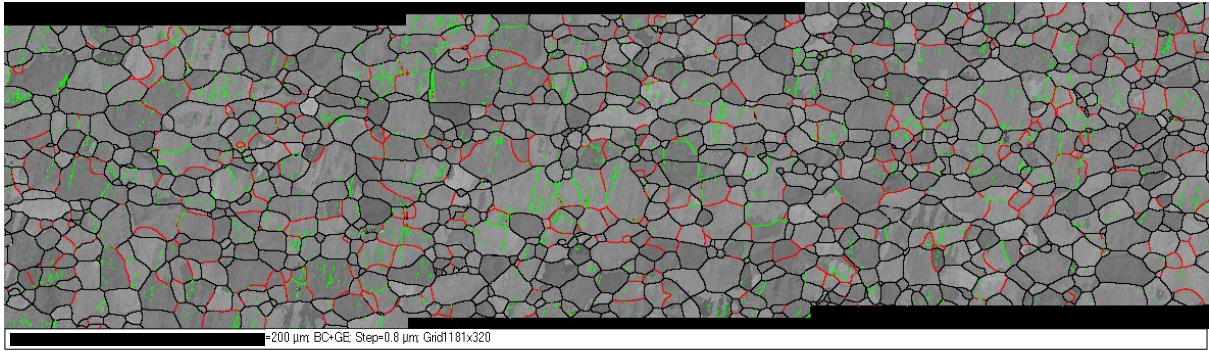


Figura 5.13. Mapa EBSD destacando a distribuição de contornos de grão após recozimento contínuo da bobina laminada a morno.

5.3 Avaliação da textura ao longo do processo produtivo

Os mapas de textura cristalográfica das amostras após a laminação a quente e laminação a morno são mostrados nas Figuras 5.14 a 5.17. As figuras representam a figura de polo inversa (FPI) e a ODF, com destaque para o corte com $\varphi_2 = 45^\circ$. Na amostra obtida na bobina laminada a quente, Figura 5.14, a análise da ODF, representada na seção $\varphi_2 = 45^\circ$, correspondente à região a $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa, revela a presença de componentes texturais moderadamente definidos. Observa-se uma predominância da fibra γ (orientações do tipo $\{111\}/\text{ND}$), com pico de intensidade em torno de 4,8 vezes superior à distribuição aleatória, sugerindo uma orientação preferencial desenvolvida ao longo da direção normal (ND). Além disso, identifica-se a presença da fibra α (orientações do tipo $\{hkl\}\langle 110 \rangle$), associada à direção de laminação (RD), indicando que o processo de laminação influenciou parcialmente a formação da textura. Esses resultados são coerentes com a FPI, à qual mostrou uma distribuição relativamente aleatória das orientações cristalográficas, porém com a presença de orientações preferenciais locais. Tais características são típicas de materiais que sofreram deformação a quente seguida por processos de recristalização, como ocorre com os aços IF, cujos baixos teores de intersticiais favorecem a mobilidade das discordâncias e o desenvolvimento de uma microestrutura com textura moderada [57, 58].

A análise da microestrutura no centro da espessura da amostra, Figura 5.15, revelou diferenças marcantes em relação à região de $\frac{1}{4}$ da espessura. A FPI mostra uma distribuição de orientações cristalográficas relativamente aleatória, mas com maior uniformidade em relação à região mais superficial. A ODF ($\varphi_2 = 45^\circ$) evidencia um aumento significativo na intensidade da textura, com pico máximo de 7,71, indicando uma orientação cristalográfica mais acentuada. Nota-se um fortalecimento da fibra α ($\{110\}/\text{RD}$), associada ao efeito direto da laminação na direção de laminação, enquanto a fibra γ ($\{111\}/\text{ND}$), predominante a $\frac{1}{4}$ da espessura,

apresenta menor intensidade no centro. Tais variações indicam uma distribuição não uniforme da textura ao longo da espessura da chapa, ainda que a transformação de fases tenha ocorrido na etapa de resfriamento, posterior à laminação.

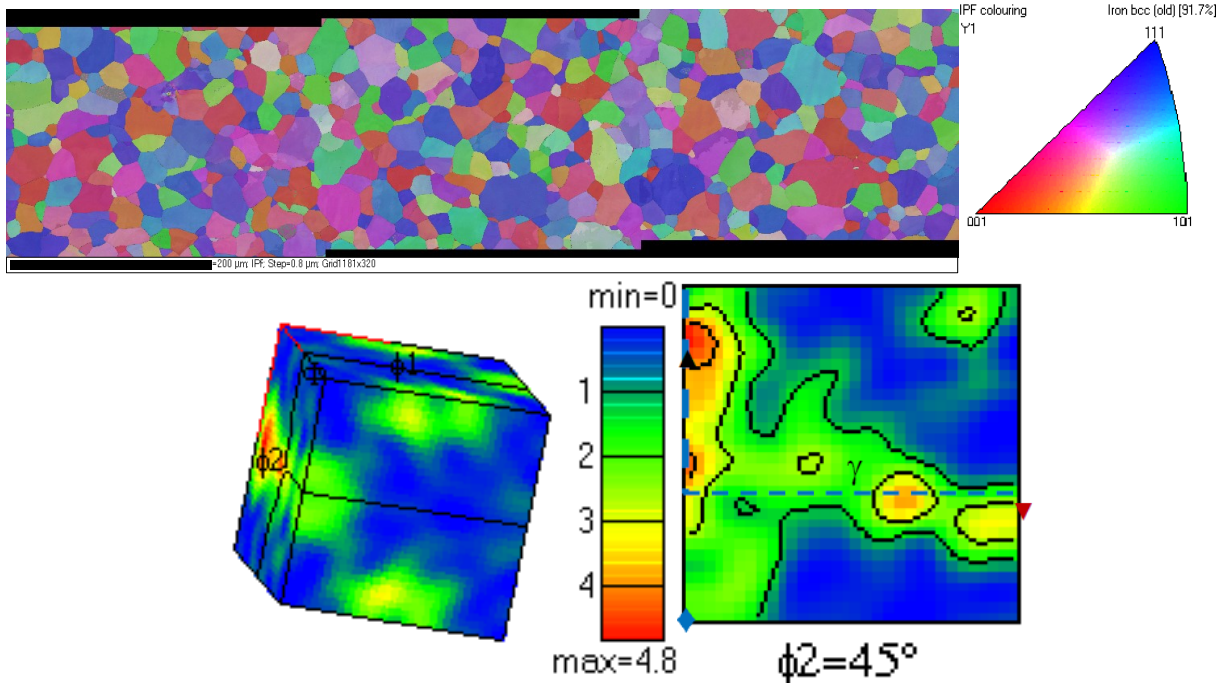


Figura 5.14. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra laminada a quente. \blacktriangle - $(114)[1\bar{1}0]$; \blacktriangledown - $(554)[\bar{2}\bar{2}5]$; \blacklozenge - $(110)[1\bar{1}0]$.

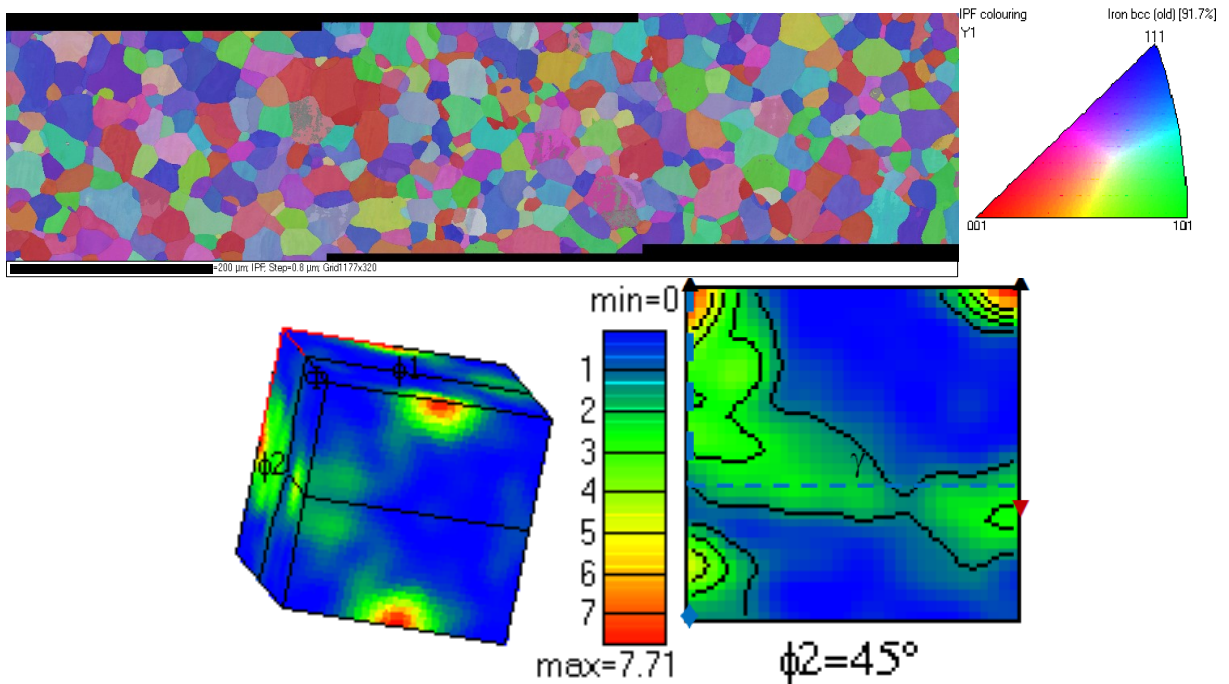


Figura 5.15 Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região no centro da espessura da amostra laminada a quente. \blacktriangle - $(114)[1\bar{1}0]$; \blacktriangledown - $(554)[\bar{2}\bar{2}5]$; \blacklozenge - $(110)[1\bar{1}0]$.

Na amostra obtida na bobina laminada a morno, a FPI a $\frac{1}{4}$ da espessura (Fig. 5.16) revela grãos recristalizados com orientações aleatórias, o que é corroborado pela ODF com baixa intensidade ($\sim 4,7$) e presença das fibras α e γ de maneira difusa. A região central do material, Figura 5.17, apresenta grãos fortemente alongados na direção da laminação, com coloração da FPI mais homogênea, principalmente tons rosa-avermelhados, característica típica da fibra α ($\{112\}\langle 110\rangle$). A ODF mostra alta intensidade de textura (até 14,5), com predomínio absoluto da orientação α e ausência da fibra γ , que são texturas típicas de processos de deformação plástica [59]. Variações similares ao longo da espessura também foram verificadas por Li *et al.* [35], associado à laminação a morno sem utilização de lubrificante. A distribuição da textura ao longo da espessura teve uma maior heterogeneidade em comparação com a bobina laminada a quente, uma vez que a transformação de fase na bobina laminada a quente tende a gerar uma textura mais aleatória. Esta variação da textura ao longo da espessura é apontada na literatura [58] como um dos principais problemas associados à laminação a morno ou no campo bifásico. Isso sugere que a textura da superfície produzida durante a laminação a morno de aços é resultante do cisalhamento da ferrita. Ray e Jonas [58] mencionam que a heterogeneidade na microestrutura e textura ao longo da espessura ocasionada pela laminação a morno pode persistir inclusive após uma subsequente recristalização completa da microestrutura, sendo, portanto, importante controlar a homogeneidade da microestrutura e textura desde a bobina a quente.

A distribuição de intensidades ao longo das fibras alfa, gama e eta, mostradas na Figura 5.18, confirma que a bobina laminada a quente desenvolveu uma textura cristalográfica mais uniformemente distribuída entre as regiões a $\frac{1}{4}$ da espessura e do centro, com algumas ligeiras diferenças em componentes específicas. Ambas apresentaram maior concentração ao longo da fibra alfa, porém com menor orientação segundo a componente $(100)[1\bar{1}0]$ na região a $\frac{1}{4}$ em comparação com a região do meio da espessura. Da mesma forma, ambas apresentaram concentrações moderadas ao longo da fibra gama, porém na região a $\frac{1}{4}$ ocorreu maior concentração segundo a componente $(111)[1\bar{1}0]$ enquanto na região do meio da espessura, predominou a componente $(111)[1\bar{2}1]$. Na amostra laminada a morno, por outro lado, foram notadas diferenças de intensidade relativamente elevada entre as regiões a $\frac{1}{4}$ e do meio da espessura, principalmente ao longo da fibra alfa.

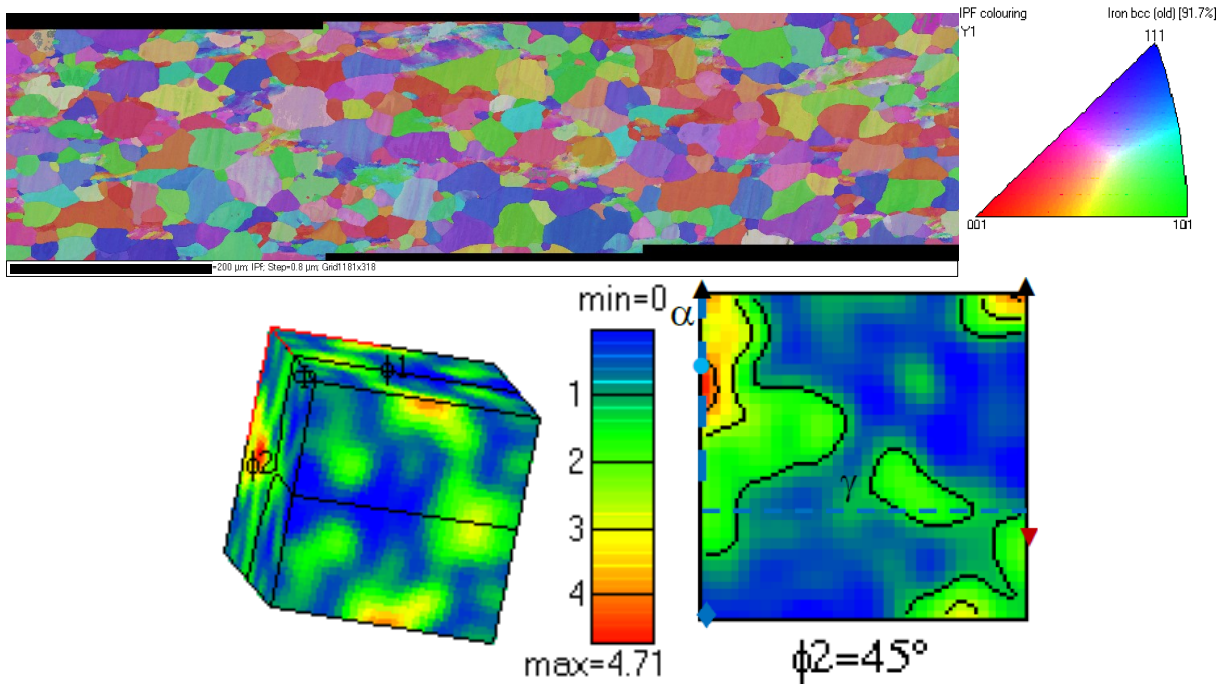


Figura 5.16 Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$ em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da amostra laminada a morno. \blacktriangle $-(114)[1\bar{1}0]$; \blacktriangledown $-(554)[\bar{2}25]$; \blacklozenge $-(110)[1\bar{1}0]$.

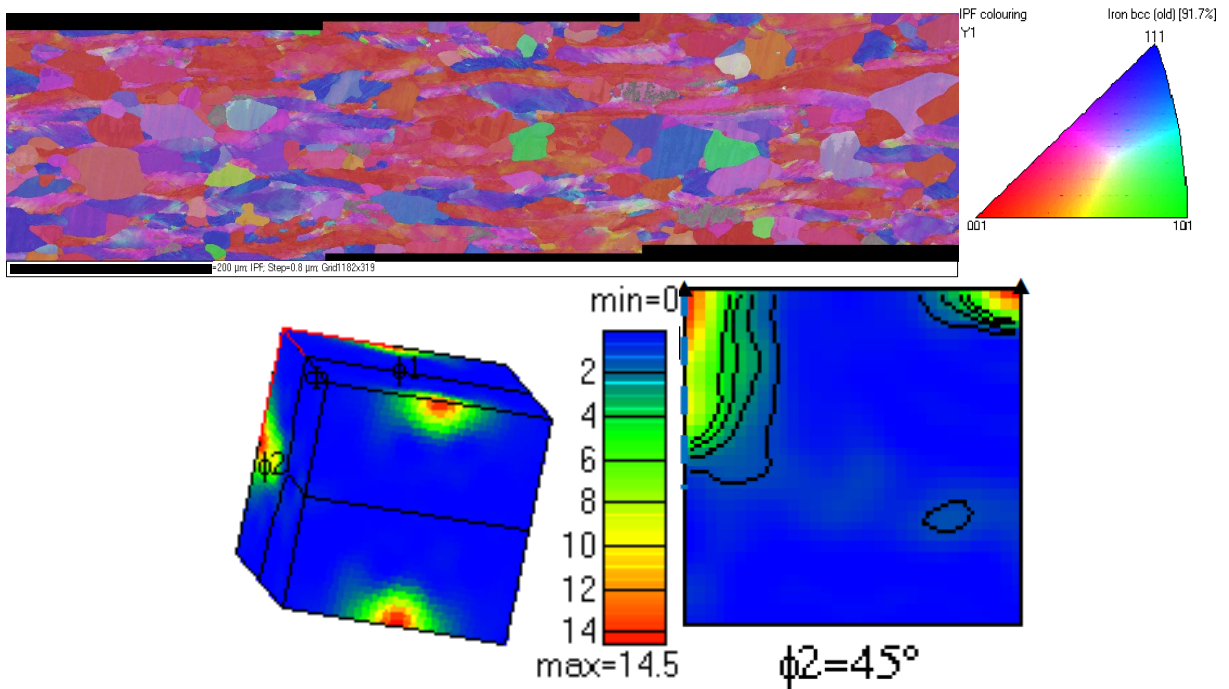
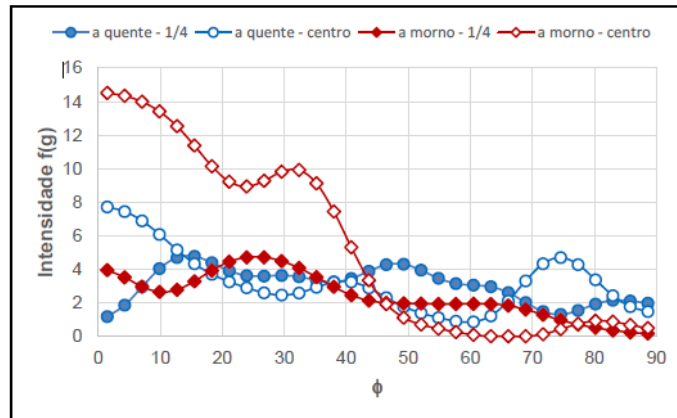
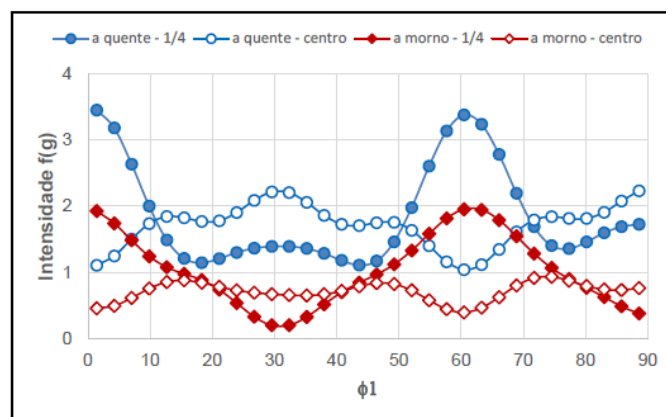


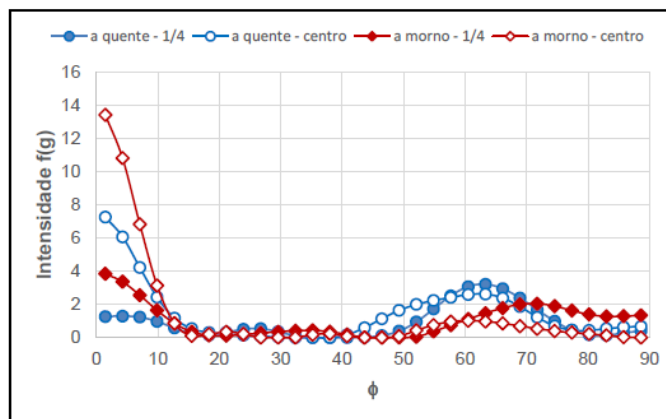
Figura 5.17. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$ em região no centro da espessura da amostra laminada a morno. \blacktriangle $-(100)[1\bar{1}0]$.



a-) fibra alfa – $\langle 110 \rangle //$ direção de laminação ($\phi_1=0^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).



b-) fibra gama – $\{111\} //$ plano de laminação ($\phi_1=54,7^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).



c-) fibra eta – $\langle 110 \rangle //$ direção transversal ($\phi_1=90^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).

Figura 5.18. Intensidade ao longo das fibras alfa (a), gama (b) e eta (c) das amostras, após laminação a quente e a morno.

As Figuras 5.19 e 5.20 mostram a textura a $\frac{1}{4}$ da espessura, após a laminação a frio, nas bobinas laminadas a quente e a morno, respectivamente. A Figura 5.21 mostra a distribuição da orientação cristalográfica ao longo das fibras alfa, gama e eta. As imagens obtidas por EBSD mostram que, após a laminação a frio, há um evidente alongamento dos grãos na direção de laminação, configurando uma microestrutura altamente deformada. Os resultados exibidos nas

figuras revelaram que, em ambas as amostras, o processo de laminação a frio resultou na formação de textura cristalográfica fortemente orientada segundo a fibra alfa e, também, ao longo da fibra gama. Essa evolução indica o fortalecimento de orientações preferenciais induzidas pela deformação plástica intensa, sendo característica da textura de laminação a frio de aços com estrutura CCC [59]. Porém, a amostra oriunda do processo de laminação quente apresentou textura mais uniforme, assim como na textura obtida na bobina a quente. Conforme se observa na Figura 5.21(b), as orientações estão uniformemente distribuídas ao longo das componentes da fibra gama, nesta amostra. Por outro lado, na amostra oriunda do processo de laminação a morno, ocorreu maior concentração ao longo da componente $(111)[1\bar{1}0]$, porém, com menor concentração segundo a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$.

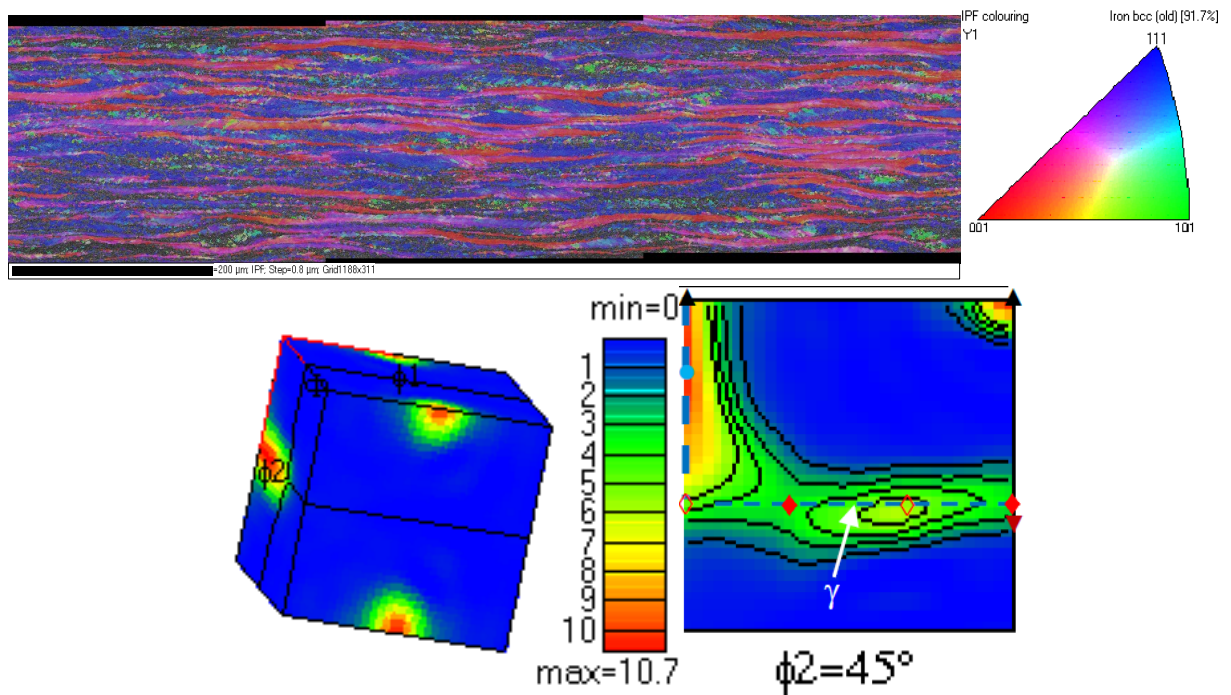


Figura 5.19. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a quente, após laminação a frio •- $(114)[1\bar{1}0]$; ▲ $-(100)[1\bar{1}0]$; ▼ $-(554)[\bar{2}\bar{2}5]$; ◆ $-(111)[\bar{1}\bar{1}2]$; ◇ $-(111)[1\bar{1}0]$.

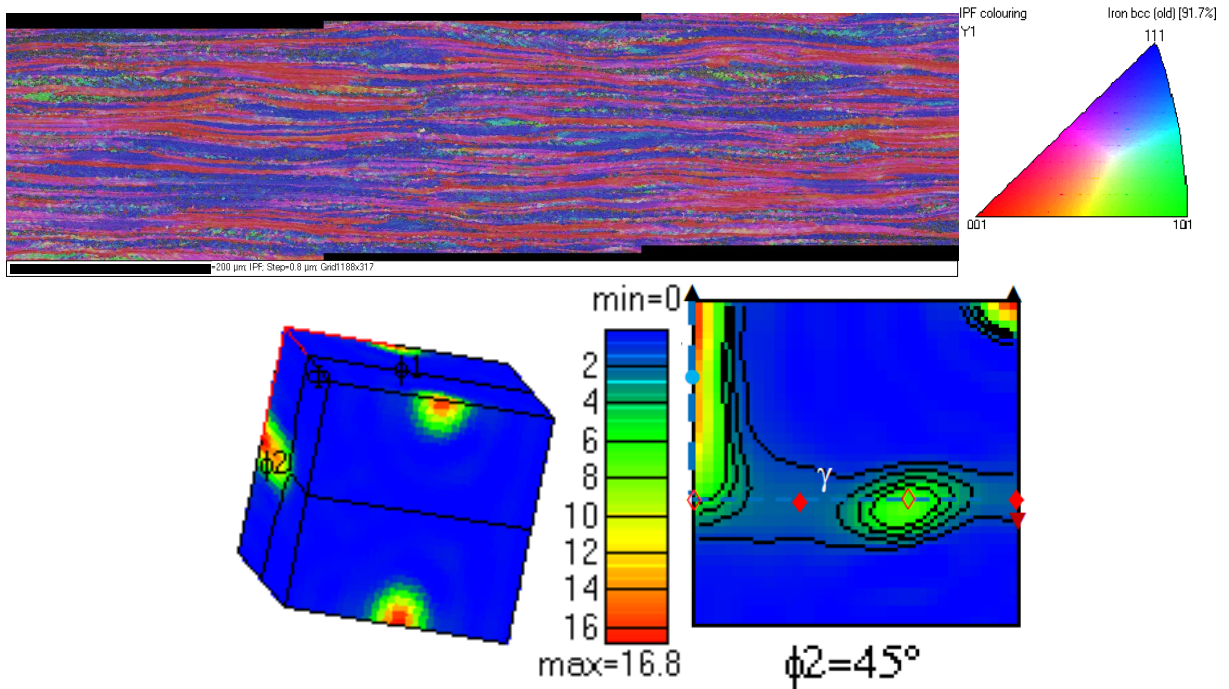
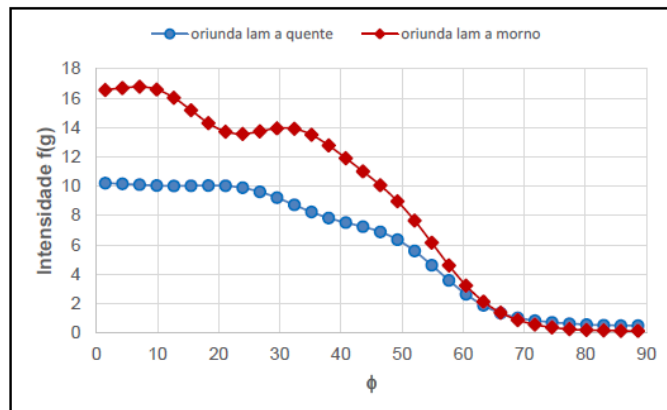
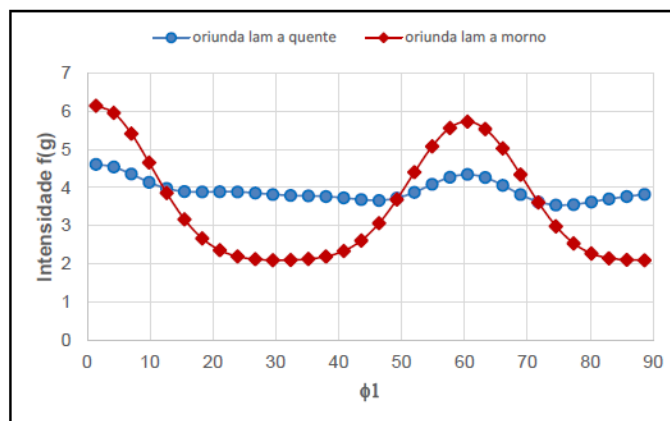


Figura 5.20. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a morno, após laminação a frio •- $(114)[1\bar{1}0]$; ▲ $-(100)[1\bar{1}0]$; ▼ $-(554)[\bar{2}25]$; ◆ $-(111)[\bar{1}\bar{1}2]$; ◇ $-(111)[1\bar{1}0]$.



a-) fibra alfa – $\langle 110 \rangle$ //direção de laminação ($\phi_1=0^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).



b-) fibra gama – $\{111\}$ //plano de laminação ($\phi=54,7^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).

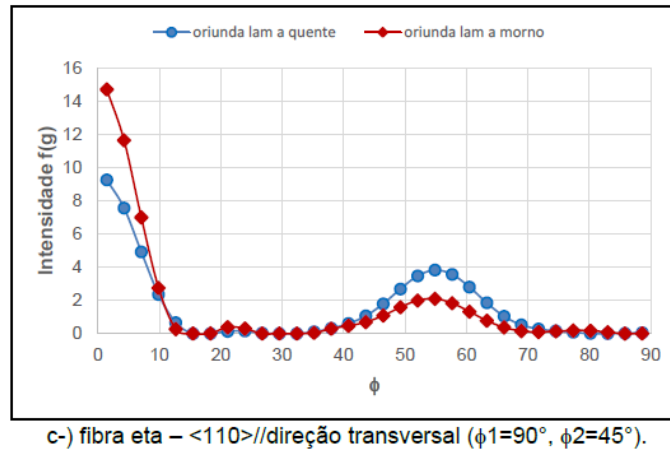


Figura 5.21. Intensidade ao longo das fibras alfa (a), gama (b) e eta (c) das amostras oriundas da laminação a quente e a morno, após a laminação a frio.

Os mapas de textura cristalográfica, obtidos em região próxima a $\frac{1}{4}$ da espessura das amostras, na condição recozida, estão mostrados nas Figuras 5.22 e 5.23. Na figura 5.24, representa-se a distribuição de orientação cristalográfica ao longo das fibras alfa, gama e eta. Conforme se observa nas Figuras 5.22 e 5.23, o processo de recozimento promoveu a formação de textura fortemente orientada segundo a fibra gama em ambas as amostras, conforme está evidenciado na Figura 5.22(b). Na amostra proveniente da laminação a quente observa-se uma forte intensidade na fibra γ , particularmente nas orientações $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$, típicas de texturas recristalizadas em aços IF após recozimento, apresentado uma maior homogeneidade segundo esta fibra [14,57]. Na amostra oriunda de laminação a morno, também há presença marcante da fibra γ , mas com uma concentração mais localizada (pico intenso), sugerindo que a textura recristalizada evoluiu de forma menos homogênea. A textura resultante apresentou um aspecto mais anisotrópico, com predominância das componentes $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ e $(554)[\bar{2}\bar{2}5]$, enquanto a componente $(111)[1\bar{1}0]$ manteve praticamente a intensidade observada na amostra na condição após laminação a frio, o que tende a aumentar a susceptibilidade do material à formação de orelhamento durante operações de estampagem profunda. Esta verificação confirma a observação efetuada por Ray e Jonas [58] sobre a possibilidade da heterogeneidade proveniente da laminação a morno afetar a textura mesmo após a completa recristalização da microestrutura. Nota-se também a presença da fibra α um pouco mais perceptível nas bordas da seção da ODF em comparação ao aço proveniente da laminação a quente.

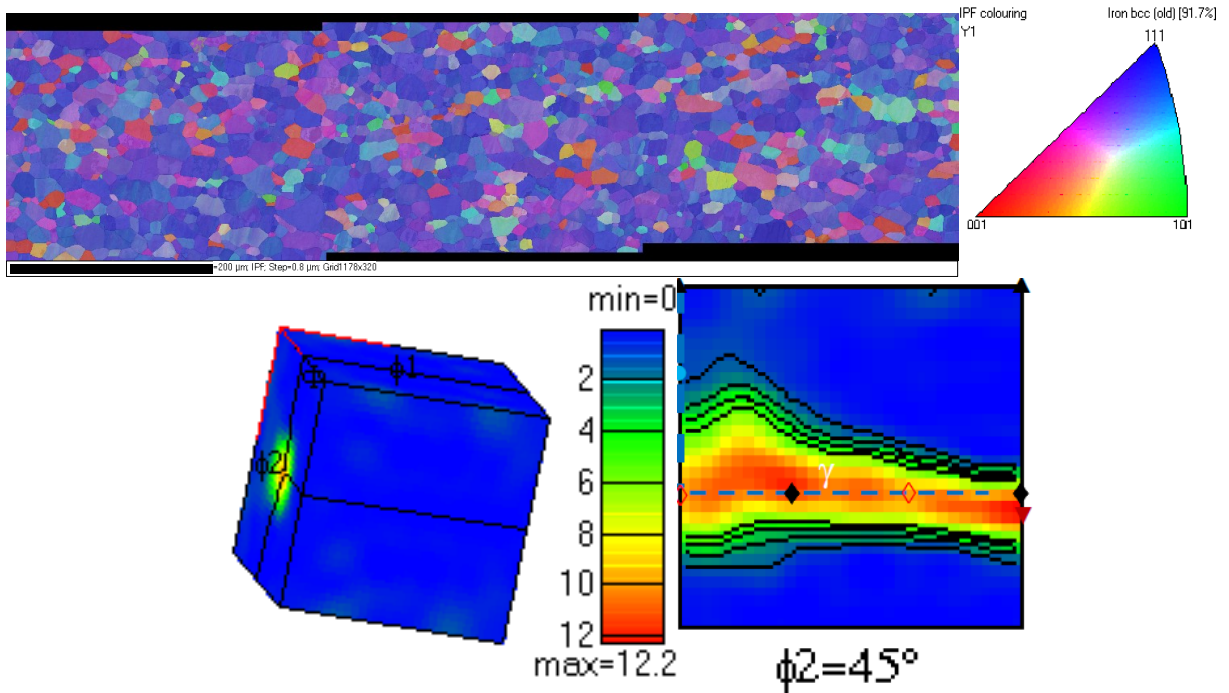


Figura 5.22. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a quente, após laminação a frio •- (114)[110]; ▲ -(100)[110]; ▼ - (554)[225]; ◆ - (111)[112]; ◇- (111)[110].

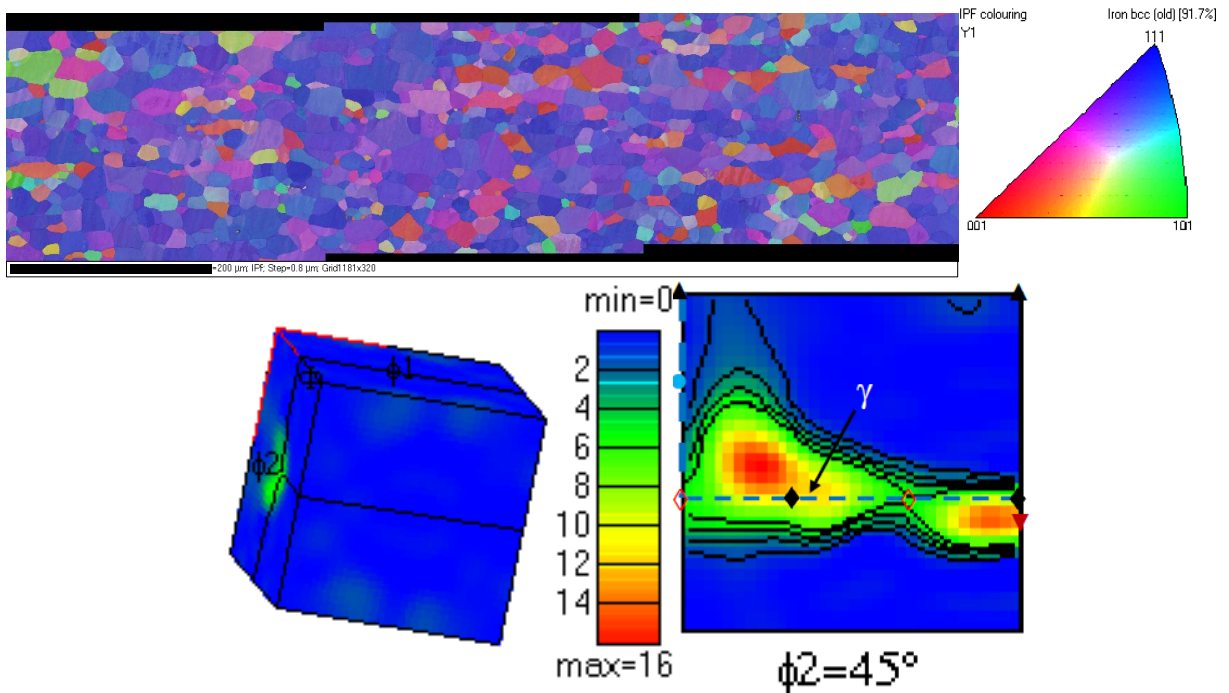
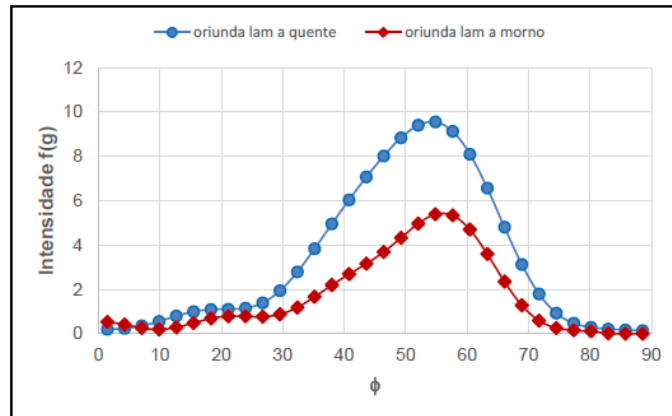
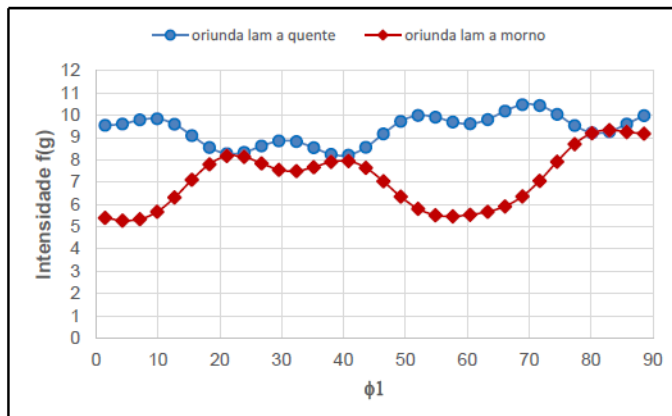


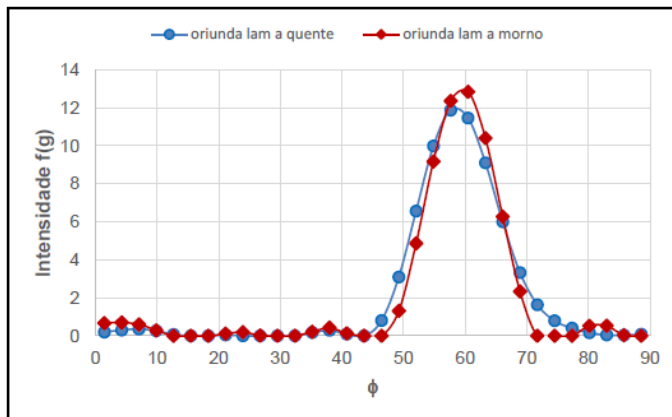
Figura 5.23. Mapa de figura de polo inversa e ODF com destaque para o corte com $\phi_2 = 45^\circ$, em região a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina laminada a morno, após laminação a frio •- (114)[110]; ▲ -(100)[110]; ▼ - (554)[225]; ◆ - (111)[112]; ◇- (111)[110].



a-) fibra alfa – $\langle 110 \rangle //$ direção de laminação ($\phi_1=0^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).



b-) fibra gama – $\{111\} //$ plano de laminação ($\phi=54,7^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).



c-) fibra eta – $\langle 110 \rangle //$ direção transversal ($\phi_1=90^\circ$, $\phi_2=45^\circ$).

Figura 5.24 Intensidade ao longo das fibras alfa (a), gama (b) e eta (c) das amostras oriundas da laminação a quente e a morno, após recozimento.

Tais diferenças foram provenientes da textura heterogênea e com menor profundidade da recristalização obtida na bobina a quente proveniente da laminação a morno, sendo que os processos subsequentes de laminação a frio e recozimento, apesar de amenizar as diferenças observadas na bobina a quente, não foi capaz que eliminá-las completamente. Além do ajuste nas temperaturas de processo, mencionados anteriormente, sugere-se um ajuste no lubrificante utilizado no processo de laminação de tiras a quente de modo a reduzir a variação

microestrutural e de textura ao longo da espessura da bobina, uma vez que variações tão abruptas não foram evidenciadas por outros autores, como Elsner *et al.* [41] e Hao *et al.* [43].

5.4 Avaliação da Conformabilidade da Chapa

5.4.1 Ensaios de tração

Os resultados médios das propriedades mecânicas, com os respectivos desvios padrão indicados entre parênteses, obtidos nos ensaios de tração das amostras laminadas a frio e recozidas, estão resumidos na Tabela 5.2. Os valores de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e expoente de encruamento foram obtidos a partir de amostras retiradas transversalmente à direção de laminação. Para essas propriedades, observou-se pouca diferença entre as duas condições analisadas. Quanto ao coeficiente de anisotropia, são apresentados os valores na direção transversal à laminação (r_{90}), normal (\bar{r}) e planar (Δr). Essas propriedades foram as que apresentaram maiores variações na comparação entre as duas condições. A diferença nesta propriedade é atribuída a maior variação na textura obtida na bobina laminada a morno, conforme discutido anteriormente. Apesar de se ter obtido um bom coeficiente na direção transversal à de laminação, apesar que inferior à bobina laminada a morno, a maior diferença ocorreu no coeficiente de anisotropia normal, indicando baixos valores em outras direções. Conforme as análises de textura discutidas previamente, a laminação a morno propiciou uma textura da fibra gama não uniforme, que está diretamente ligada ao pior resultado na anisotropia do aço. A análise da Figura 5.24b permite observar que a 90° foi a região em que houve uma maior intensidade da fibra gama e é nítida a variação da intensidade desta fibra no plano de laminação. As informações completas dos ensaios de tração realizados podem ser visualizadas no Anexo 1.

Tabela 5.2: Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração

Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento %	n	r_{90}	\bar{r}	Δr
Laminação a quente	132 (1)	294 (0)	51.0 (1.1)	0.26 (0.00)	2.55 (0.04)	2.12 (0.01)	0.59 (0.03)
Laminação a morno	130 (2)	290 (2)	48.3 (6.0)	0.26 (0.00)	2.20 (0.04)	1.78 (0.04)	0.43 (0.03)

Os valores obtidos neste estudo não estão em concordância com aqueles encontrados por Hao *et al.* [43], que indicaram um aumento no \bar{r} de 2,10 para 2,36, sendo o valor mais

elevado referente ao corpo de prova proveniente da laminação a morno. Kumar *et al.* [18] relataram um pequeno aumento no \bar{r} de 2,10 para 2,15 por meio da laminação a morno de um aço IF-Ti/Nb. No entanto, à medida que a temperatura da laminação a morno foi reduzida, o valor de \bar{r} diminuiu para 1,93. Nesse caso, a laminação a morno em temperaturas mais baixas levou a uma distribuição não uniforme da fibra gama, o que é prejudicial à obtenção de coeficientes de anisotropia mais elevados. Comportamento similar foi visto no presente estudo e também foi observado por Chang *et al.* [38] em um aço IF-Ti, mas na condição laminada a quente e recozida, sem o processo de laminação a frio entre essas duas etapas. Conforme discutido anteriormente, para se alcançar uma melhor capacidade de conformação, as condições da laminação a morno devem ser revistas com o objetivo de obter na bobina a quente uma menor variação microestrutural e de textura ao longo da espessura.

5.4.2 Ensaios de conformação mecânica

Apesar do menor coeficiente de anisotropia obtido no ensaio de tração para o material laminado a morno, ambas as condições apresentaram um valor de Razão Limite de Estampagem de 2,2, ou seja, foi possível conformar em forma de copo uma amostra circular com diâmetro de 110 mm, utilizando um punção com diâmetro de 50 mm. Visualmente, também não foram observados orelhamentos significativos nos copos formados, Figura 5.25, o que é coerente com a pequena diferença no coeficiente de anisotropia planar medido pela ensaio de tração. De fato, os valores das propriedades mecânicas obtidos nos ensaios realizados na direção transversal à laminação permitem classificar ambos os materiais como aços aptos para estampagem extra profunda, conforme estabelecido pela norma NBR 5915-2:2013 [50]. Este comportamento pode ser comprovado através da RLE.



Figura 5.25 Copos formados no ensaio RLE. Esquerdo proveniente da bobina laminada a quente e direito da bobina laminada a morno.

Nesse ensaio, a falha tipicamente ocorre em uma região do material localizada na parede do copo formado pelo embutimento, que está submetida a uma deformação de tração, ou seja, a um estado plano de deformação que promove o alongamento e a redução da espessura [16]. A Figura 5.26 exibe um desenho esquemático indicando tipicamente onde ocorre a fratura no ensaio de RLE. A Figura 5.27, por sua vez, exibe um corpo de prova em que houve a ruptura durante a realização do ensaio, em região similar à apontada no esquema.

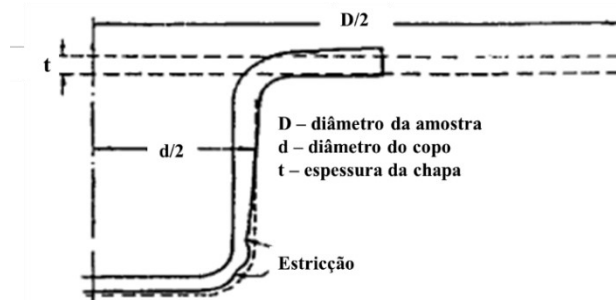


Figura 5.26 Desenho esquemático indicando a região de estricção no ensaio RLE [60].



Figura 5.27 Exemplo de fratura em um dos corpos de prova no ensaio RLE.

O ensaio de estiramento Erichsen é utilizado para avaliar a capacidade do metal em ser submetido à deformação plástica em processos de embutimento com estiramento, sendo o resultado uma medida da estampabilidade sob condições de tensões biaxiais. O desempenho nesse ensaio está correlacionado com o expoente de encruamento. Em aços com maior expoente de encruamento, as deformações tendem a se distribuir de forma mais homogênea, evitando a concentração localizada da deformação [3,16]. A Tabela 5.3 exhibe os resultados de três medições efetuadas para cada condição estudada e a Figura 5.28 mostra um exemplo do corpo de prova utilizado neste ensaio. Conforme descrito na metodologia, cinco ensaios foram efetuados para cada amostra, sendo descartado o menor e o maior valor. Os resultados obtidos foram bastante similares para as duas condições estudadas, com ligeiro melhor desempenho para a bobina laminada a quente. Ambos os aços também foram classificados como aptos para estampagem profunda extra pelo resultado deste ensaio, conforme os critérios da norma NBR 5915-2:2013 [50]. Em comparação com o estudo realizado por Kumar [18], os resultados foram superiores para a laminação realizada no campo austenítico; contudo, não foi observada uma melhoria significativa no índice Erichsen com a laminação a morno, conforme também verificado por aquele autor.

Tabela 5.3: Índice Erichsen obtidos nas amostras provenientes da laminação a quente e a morno

Teste	Bobina laminada a quente	Bobina laminada a morno
1	12.1 mm	12.0 mm
2	12.1 mm	11.9 mm
3	12.0 mm	11.9 mm

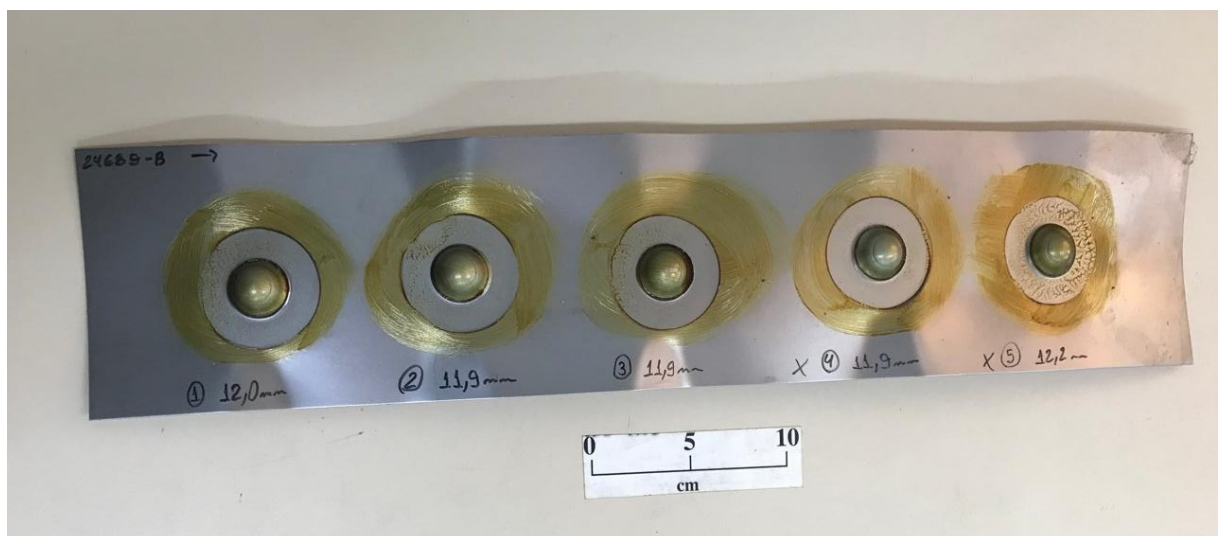


Figura 5.28 Exemplo do corpo de prova após o ensaio Erichsen.

Assim como no ensaio de estiramento Erichsen, cinco testes foram efetuados no ensaio de expansão cônica de furo para determinar a Razão de Expansão de Furo (REF), sendo descartados os extremos superior e inferior. A Figura 5.29 mostra o exemplo de dois corpos de prova, um para cada condição estudada, após a realização do ensaio. O índice REF é uma medida da capacidade de estiramento de bordas do aço. Esse índice representa a capacidade do material para conformação em componentes de geometria complexa nas proximidades das bordas e define sua resistência à ocorrência de trincas durante a deformação por estiramento das bordas [61]. Diversos autores citados por Paul [61] realizaram estudos para correlacionar os resultados da expansão de furo com aqueles obtidos nos ensaios de tração. Como a falha no ensaio de tração uniaxial está relacionada à estricção do corpo de prova, parâmetros que retardam esse fenômeno influenciam diretamente os resultados da expansão de furo. Entre os estudos, é citada a influência do coeficiente de anisotropia normal. Quanto maior o seu valor, melhores tendem a ser os resultados no ensaio de expansão de furo. Kim *et al.* [62] avaliaram a predição da expansão de furo baseado no ensaio de tração uniaxial em diferentes tipos de aço. Conforme os autores [62], a predição desenvolvida no estudo sugeriu a importância em aumentar o \bar{r} e o alongamento para se obterem melhores resultados no ensaio de expansão de furo.

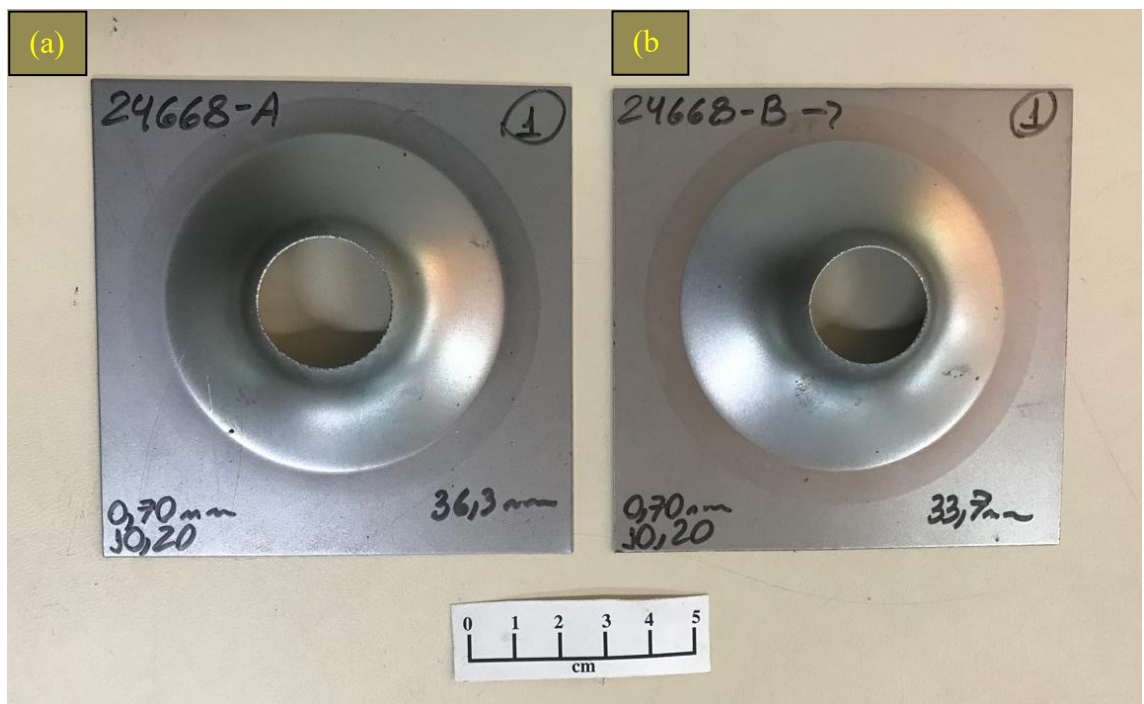


Figura 5.29. Exemplo dos corpos de prova após o ensaio expansão cônica de furo. (a) Esquerda para a bobina laminada a quente e (b) direita para a bobina laminada a morno.

A Tabela 5.4 apresenta os resultados obtidos para as duas condições estudadas, destacando o melhor resultado para a bobina proveniente da laminação a quente. Conforme apresentado na Tabela 5.2, o material laminado a quente apresentou maior coeficiente de anisotropia normal. Considerando que as demais propriedades mecânicas foram bastante similares, pode-se concluir que o melhor desempenho no ensaio de expansão de furo cônico está relacionado à maior homogeneidade microestrutural, uma vez que a bobina oriunda do processo de laminação a quente apresentou uma estrutura de grãos ferríticos mais homogeneamente refinados, que resultou em uma superior capacidade do material em absorver e distribuir melhor os esforços mecânicos inerentes ao ensaio, e de textura, que, por sua vez, permitiu a obtenção de um elevado coeficiente de anisotropia normal do aço.

Tabela 5.4: Influência da laminação a quente e a morno na razão de expansão de furo

Condição	Teste	REF	REF_{médio}	REF_{desvio padrão}
Laminação a quente	1	146.2	144.5	1.6
	2	144.4		
	3	143.0		
Laminação a morno	1	133.0	129.8	2.8
	2	127.6		
	3	128.9		

Por fim, para finalizar a avaliação da capacidade de conformação, foram elaboradas Curvas Limites de Conformação para as duas condições estudadas. Conforme mencionado na metodologia, foram utilizadas diferentes formas e dimensões das amostras para abranger os modos de deformação de embutimento ($\epsilon_1 > 0$ e $\epsilon_2 < 0$) e de estiramento biaxial ($\epsilon_1 > 0$ e $\epsilon_2 > 0$). Um exemplo das amostras, após a realização do ensaio, é mostrado na Figura 5.30. Na imagem é possível verificar o reticulado marcado sobre a superfície da chapa para servir de base para medição das deformações. Exemplos das medições efetuadas com auxílio das câmeras e do *software* são mostrados na Figura 5.31. Para o cálculo da CLC, a partir de imagens similares à da Figura 5.31, foram utilizadas os pares de maior e menor deformação verdadeira em que foi possível efetuar a conformação sem estrição ou fratura.



Figura 5.30 Exemplo dos corpos de prova após os ensaios de conformação para elaboração da CLC.

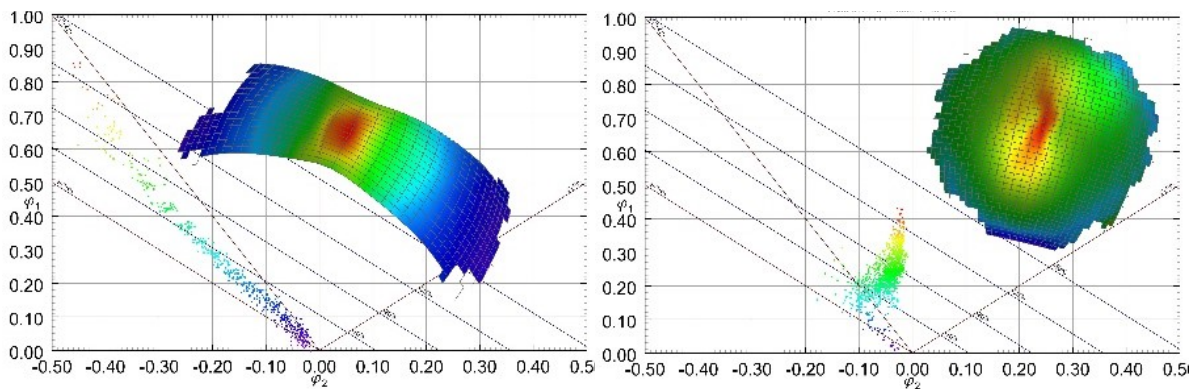


Figura 5.31 Exemplos das medições das deformações utilizadas para construir a CLC.

A Figura 5.32 mostra as curvas obtidas para cada condição estudada. As curvas verdes representam a bobina laminada a quente, e as vermelhas representam a bobina laminada a morno. As linhas sólidas referem-se à curva de limite de conformação utilizando a fratura como critério de falha, enquanto as linhas pontilhadas referem-se à estrição como critério de falha. A curva obtida utilizando a fratura como critério de falha foi ligeiramente superior para a bobina laminada a quente, o que é consistente com as propriedades obtidas pelo ensaio de tração. Novamente, destaca-se como principal diferença o maior coeficiente de anisotropia, proveniente da textura mais uniforme, obtida na bobina laminada a quente. Maiores valores de coeficiente de anisotropia também estão relacionados a curvas limites de conformação superiores [63].

As curvas obtidas utilizando a estrição como critério de falha mostraram comportamento muito semelhante na região à esquerda do diagrama. Nesta região, o modo de deformação é governado pelo embutimento. Conforme discutido anteriormente, apesar do coeficiente de anisotropia mais baixo para a condição de laminação a morno, os aços apresentaram o mesmo desempenho no ensaio RLE e este mesmo resultado foi verificado na CLC, comprovando a adequação de ambos os aços para operações de embutimento extra profundas. No lado direito do diagrama, referente às operações de estiramento, houve uma maior diferença entre as curvas utilizando a estrição como critério de falha, com a bobina laminada a quente mostrando melhor desempenho em comparação com a bobina laminada a morno. Este resultado está de acordo com os ensaios Erichsen e, principalmente, de expansão cônica de furo, em que a bobina laminada a quente apresentou melhor desempenho ao retardar o início da estrição, o que também está relacionado ao melhor desempenho obtido na curva de limite de conformação na região governada pelo estiramento.

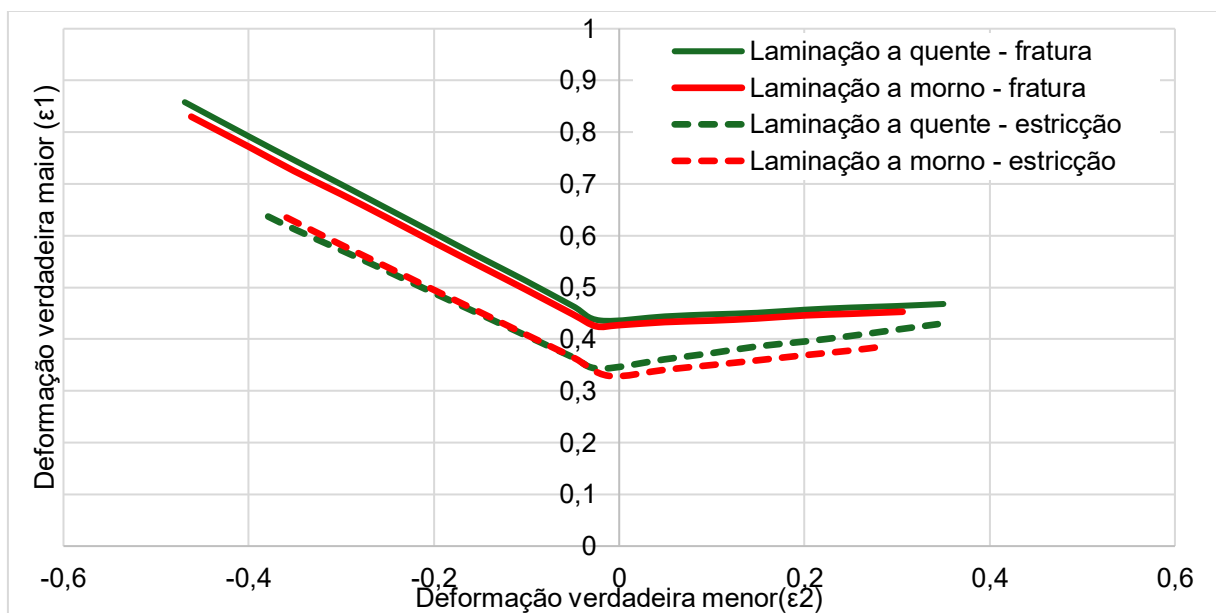


Figura 5.32 Diagrama CLC para as condições avaliadas. As linhas verdes representam a bobina laminada a quente e as linhas vermelhas a bobina laminada a morno.

De uma forma geral, ambas as condições permitiram a obtenção de aços com elevada capacidade de conformação, conforme as normas e ensaios avaliados no estudo, o que pode ser considerado como uma das principais características de aços IF. Contudo, a capacidade de conformação da bobina laminada a quente foi superior em praticamente todas as avaliações efetuadas, sobretudo naquelas em que a homogeneidade da microestrutura e textura exerce um papel preponderante, como, por exemplo, no coeficiente de anisotropia e expansão cônica de

furo. Nestes ensaios, foi notável a maior capacidade de conformação para a bobina laminada a quente. Portanto, a obtenção de uma maior capacidade de conformação na bobina proveniente da laminação a morno é imprescindível obter uma textura mais uniforme após o processo de laminação de tiras a quente, visto que a heterogeneidade da textura foi refletida ao longo dos processos e, conseqüentemente, na capacidade de conformação da chapa.

6. CONCLUSÕES

Os parâmetros obtidos no processo industrial demonstraram o potencial da laminação a morno no processo de laminação de tiras a quente, como, por exemplo, as menores temperaturas de processo e menores cargas de laminação no trem acabador. Para a bobina laminada a morno, foi observada uma queda na tensão média de escoamento (TME) entre as cadeiras 1 e 4. Este comportamento foi relacionado ao fenômeno de transformação induzida por deformação (DSIT), típico de laminação no campo intercrítico. Para garantir uma maior fração da microestrutura no campo ferrítico, menores temperaturas de entrada no trem acabador podem ser empregadas, aumentando o potencial de redução de custos com menor consumo de combustíveis devido a possibilidade de se reduzir a temperatura de reaquecimento das placas.

No tocante a microestrutura obtida em cada condição estudada, a bobina laminada a quente apresentou microestrutura totalmente recristalizada após laminação, enquanto a bobina laminada a morno mostrou heterogeneidade ao longo da espessura, com grãos deformados no centro e recristalizados na superfície. Essa heterogeneidade foi atribuída energia acumulada pela deformação plástica no centro da espessura na condição a morno, não oferecendo condições termodinâmicas para restauração da microestrutura. Após laminação a frio e recozimento, ambas as amostras exibiram microestruturas recristalizadas, porém a bobina laminada a quente apresentou grãos menores (12,6 μm) e mais homogêneos, enquanto a bobina laminada a morna apresentou grãos maiores (17,4 μm) e distribuição heterogênea. Os mapas EBSD confirmaram maior homogeneidade estrutural na bobina laminada a quente, sugerindo que as variações originadas na laminação de tiras a quente influenciam significativamente a microestrutura final, mesmo após tratamentos subsequentes.

De forma similar à microestrutura, a textura da bobina laminada a quente apresentou maior uniformidade entre as regiões a $\frac{1}{4}$ e o centro da espessura da bobina a quente, com predominância equilibrada das fibras α e γ . A bobina laminada a morno demonstrou uma textura mais heterogênea, com forte domínio da fibra α no centro da espessura e ausência quase completa da fibra γ , característica associada à deformação plástica acumulada nesta região. Após a laminação a frio, ambas as amostras desenvolveram textura típica de aços encruados com estrutura CCC, com fortalecimento principalmente da fibra α . Contudo, a amostra laminada a quente manteve maior homogeneidade nas intensidades dessas fibras. No estado recozido, ambas as amostras apresentaram forte desenvolvimento da fibra γ , mas novamente a amostra da bobina proveniente da laminação a quente mostrou distribuição mais homogênea

desta fibra, enquanto a bobina laminada a morno apresentou uma orientação mais localizada e anisotrópica.

Os parâmetros medidos através dos ensaios de tração apresentaram valores similares de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e expoente de encruamento. O coeficiente de anisotropia, por sua vez, apresentou diferenças significativas entre as condições estudadas. A amostra proveniente da bobina laminada a quente apresentou valores superiores de coeficiente de anisotropia normal ($\bar{r} = 2,12$ vs. 1,78) e planar ($\Delta r = 0,59$ vs. 0,43), evidenciando melhor capacidade de conformação, atribuída à textura mais uniforme e presença equilibrada da fibra γ .

Os ensaios de conformação mecânica também evidenciaram uma performance ligeiramente superior para a bobina laminada a quente. Ambas as amostras obtiveram o mesmo valor de Razão Limite de Estampagem (RLE = 2,2) e o índice Erichsen também apresentou resultados similares, com ligeira superioridade da amostra a quente (12,1 mm vs. 11,9 mm), sendo ambas as condições classificadas como aptas para estampagem profunda extra. No entanto, no ensaio de expansão cônica de furo, a amostra laminada a quente obteve desempenho significativamente superior (REF médio de 144,5 vs. 129,8), correlacionado ao maior coeficiente de anisotropia e maior homogeneidade microestrutural. As Curvas Limite de Conformação (CLC) também evidenciaram um melhor desempenho para a bobina laminada a quente, especialmente nas regiões associadas à deformação por estiramento, refletindo melhor resistência à estrição e fratura.

Por fim, apesar de a laminação a morno apresentar vantagens energéticas e viabilidade técnica, os resultados indicaram que, para os parâmetros utilizados no presente estudo, a condição de laminação a quente propicia melhor homogeneidade microestrutural e textural, o que resulta em propriedades superiores de conformação. Para alcançar desempenho semelhante com laminação a morno são necessárias revisões nas condições de temperatura e lubrificação, de forma a reduzir as heterogeneidades observadas.

REFERÊNCIAS

1. HWANG, Y. S.; CHEN, H.C.; HORNG, W.R.; CHOU, T.S. Metallurgy and application of interstitial-free steel. China Steel Technical Report., v. 8, p. 30-38, 1994.
2. HOILE, S. Processing and properties of mild interstitial free steels. Material Science and Technology, v. 16, n. 10, p. 1079-1093, 2000.
3. GHOSH, P.; RAY, R. K. Deep drawable steels. In: Automotive Steels. Woodhead Publishing, 2017. p. 113-143.
4. TSUNOYOMA, K. Metallurgy of Ultra-Low-C Interstitial-Free Sheet for Automobile Applications. Phys. Status Solidi (a), v. 167, n. 2, p. 427-433, 1998.
5. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 5915: Chapas e bobinas de aço laminadas a frio: parte 2 – aços para estampagem. 2013.
6. GUPTA, I; BHATTACHARY, D. In: R Pradhan (Ed.), Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products, TMS, 1990, p. 43-72.
7. SATO, S. OBARA, T. NISHIDA, M. IRIE, T. In: R. Pradhan (Ed.) Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Steel Sheet, TMS. Effects of alloying elements and hot rolling conditions on the mechanical properties of continuous annealed extra-low-carbon steel sheet, TMS, 1985, p. 151-166.
8. PADILHA, A. F., SICILIANO, F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. 3 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 232 p.
9. RANDLE, V., ENGLER, O. Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture & Orientation Mapping. Holanda: Gordon and Breach Science Publishers, 2000, 388 p.
10. COSTA, F.S., MARRA, K.M. Curso sobre textura em aços. 2000. 60 p. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais – USIMINAS, Ipatinga.
11. REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776 p.

12. RAY, R. K., JONAS, J. J., HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Review*, v. 39, n. 4, p. 129-172, 1994.
13. HASHIMOTO, N. YOSHINAGA, N. SENUMA, T. Texture evolution of IF Steel due to recrystallization. *ISIJ International*, v. 38, n. 6, p. 617-624, 1998.
14. SUWAS, S.; RAY, R.K. *Crystallographic Texture of Materials*. Londres: Springer, 2014, 265 p.
15. SANTOS, A. P. R. Análise de textura cristalográfica por difração de raios-X em aços IF com diferentes adições de titânio, nióbio e fósforo. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 82 p, 2017.
16. DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2^a. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653 p.
17. REDDY, A. C. S.; RAJESHAM, S.; REDDY, P.R.; UMAMAHESWAR, A.C. A review on different sheet metal tests for formability. In: *AIP Conference Proceedings*. AIP Publishing, 2020.
18. SATISH KUMAR, D.; MANJINI S.; UDAYA BHAT, K. Formability behaviour of ferritic and austenitic rolled Nb–Ti stabilized IF grade steel. *Sādhanā – Academy Proceedings in Engineering Science*, v. 48, n. 1, p. 9, 2023.
19. GIORGER, M.; MERKLEIN, M. Determination of forming limit diagrams—a new analysis method for characterization of materials' formability. *CIRP Annals*, v. 52, n. 1, p. 213-216, 2003.
20. ARAB, N.; JAVADIMANESH, A. Theoretical and experimental analysis of deep drawing cylindrical cup. *Journal of Minerals and Materials characterization and engineering*, v. 1, n. 06, p. 336-342, 2013.
21. BARNETT, M. R.; JONAS, J. J. Influence of Ferrite Rolling Temperature on Grain Size and Texture in Annealed Low C and IF Steels. *ISIJ International*, v. 37, n. 7, p. 706-714, 1997.

22. SENUMA, T. YADA, H.; SHIMIZU, R.; HARASE, J. Textures of low carbon and titanium bearing extra low carbon steel sheets hot rolled below their A_{r3} temperatures. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 38, n. 12, p. 2673-2681, 1990.
23. DE PAEPE, A.; HERMAN, J. C.; LETOY, V. Deep drawable ultra low carbon Ti IF steels hot rolled in the ferrite region. *Steel research*, v. 68, n. 1, p. 479-486, 1997.
24. BARNETT, M. R.; JONAS, J. J. Influence of ferrite rolling temperature on grain size and texture in annealed low C and IF steels. *ISIJ International*, v. 37, n. 7, p. 706-714, 1997.
25. BARNETT, M. R.; JONAS, J. J. Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels. *ISIJ International*, v. 37, n. 7, p. 697-705, 1997.
26. SENUMA, T. Physical Metallurgy for Producing Super Formable Deep Drawing Steel Sheets. In: *Proc. Int. Symposium on Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties*, v. 1, Aachen/Germany. 1998. p. 157-168.
27. BARNETT, M. R.; JONAS, J. J. Distinctive aspects of the physical metallurgy of warm rolling. *ISIJ International*, v. 39, n. 9, p. 856-873, 1999.
28. BARRET, C. J. Influence of lubrication on through thickness texture of ferritically hot rolled interstitial free steel. *Ironmaking & steelmaking*, v. 26, n. 5, p. 393-397, 1999.
29. TOMITZ, A.; KASPAR, R. Deep-drawable thin-gauge hot strip of steel as a substitution for cold strip. *ISIJ International*, v.40, n. 9, p. 927-931, 2000.
30. JONAS, J. J. Effects of shear band formation on texture development in warm-rolled IF steels. *Processing Technology*, v. 117, n. 3, p. 293-299, 2001.
31. BARRET, C. J.; WILSHIRE, B. The production of ferritically hot rolled interstitial-free steel on a modern hot strip mill. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 122, n. 1, p. 56-62, 2002.
32. HUMPHREYS, A. O.; LIU D.; TOROGHINEJAD, M. R.; ESSADIQI, E.; JONAS, J. J. Warm rolling behaviour of low carbon steels. *Materials Science and Technology*, v. 19, n. 6, p. 709-714, 2003.

33. SATOH, S.; OBARA, T.; TAKASAKI, J.; YASUDA, A.; NISHIDA, M. A New process for manufacturing deep-drawing cold-rolled steel sheets from extra-low-carbon steels. *Kawasaki Steel Technical Report.*, v. 12, p. 36-44, 1985.
34. KONG, N.; ZHANG, J.; LI, H.; WEI, B.; MITCHELL, D.R. The influence of a novel inorganic-polymer lubricant on the microstructure of interstitial-free steel during ferrite rolling. *Metals*, v. 10, n. 12, p. 178, 2020.
35. LI, L.; CAI, Z.; WANG, S.; WU, H.; FENG, Y.; LIU, Y.; MAO, X. Texture Evolution with Different Rolling Parameters of Ferritic Rolled IF Steel. *Metals*, v. 11, n. 9, p. 1341, 2021.
36. OKUDA, K.; SETO, K. Recrystallization Behavior Immediately after Hot-Rolling in Ferrite Region in Ultra Low Carbon Sheet Steels. In: *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2012. p. 623-626.
37. WANG, Z.; GUO, Y.; XUE, W.; LIU, X.; WANG, G. Effect of coiling temperature on the evolution of texture in ferritic rolled Ti-IF steel. *Material Science and Technology*, v. 23, n. 3, p. 337, 2007.
38. CHANG, W.G.; YU, W.; YANG, H.; MAN, Z.Q.; CAO, Y.F. Effect of ferritic hot rolling process on microstructure and properties of IF steel. In: *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2020. p. 505-512.
39. PAN, H.; WAN, Y.; WANG, H.; SHEN, X.; FU, B.; LI, D.Y.; YAN, J. An investigation of friction coefficient on microstructure and texture evolution of interstitial-free steel during warm rolling and subsequent annealing. *Crystals*, v. 9, n. 11, p. 565, 2019.
40. TIITO, K. M.; JUNG, C.; WRAY, P.; CI, G.; AJ, D. Evolution of texture in ferritically hot rolled Ti and Ti+ Nb alloyed ULC steels during cold rolling and annealing. *ISIJ International*, v. 44, n. 2, p. 404-413, 2004.
41. ELSNER, A.; KASPAR, R.; PONGE, D.; RAABE, D.; VAN DER ZWAAG, S. Recrystallisation texture of cold rolled and annealed IF steel produced from ferritic rolled hot strip. In: *N Trans Tech Publications Ltd*, 2004.

42. KUMAR, D.; SAMBANDAM, M.; BHAT, U. Development of an industrial ferritic rolling process for IF grade steel. *Ironmaking & Steelmaking*, v. 47, n. 6, p. 632-639, 2020.
43. HAO, L.L.; LI, L.; QIU, C.Y.; WANG, J.G.; ZHOU, X.; KANG, Y.L. Texture development and properties of Ti-IF steels produced by different hot-rolling processes. *Journal of Iron and Steel Research International*, v. 26, p. 310-320, 2019.
44. BARBOSA, J. V. Estudo do amaciamento de um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio após deformação a quente e a morno. Dissertação (Mestrado em Metalurgia Física) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. 108 p, 2019.
45. SIM, R.B. The calculation of roll force and torque in hot rolling mills. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, v. 168, n. 1, p. 191-200, 1954.
46. MINAMI, K.; SICILIANO, F. Mathematical modeling of mean flow stress during the hot strip rolling of Nb steels. *ISIJ international*, v. 36, n. 12, p. 1507-1515, 1996.
47. THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM E112-13. 2021.
48. THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Test methods and definitions for mechanical testing of steel products. ASTM A370. 2024.
49. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado. NBR 16281. 2014.
50. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Chapas e bobinas de aço laminado a frio: parte 2 – aços para estampagem. NBR 5915-2. 2013.
51. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *Metallic Materials: sheet and strip – hole expanding test*. ISO 16630. 2017.
52. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *Metallic Materials – Determination of forming-limit curves for sheet and strip: Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory*. ISO 12004-2. 2021.

53. THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for determining forming limit curves. ASTM E2218-23. 2023.
54. GHOSH, C.; BASABE, V.V.; JONAS, J.J.; KIM, Y.M.; JUNG, I.H.; YUE, S. The dynamic transformation of deformed austenite at temperatures above the Ae_3 . *Acta Materialia*, v. 61, p. 2348-2362, 2013.
55. ZHAO, H., CHENG, P.F., ZHOU, X. Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic Rolling Low Carbon Steel. In: *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2019. p. 278-282.
56. MATSUOKA, S.; MORITA, M.; FURUKIMI, O.; OBARA, T. Effect of lubrication condition on recrystallization texture of ultra-low C sheet steel hot-rolled in ferrite region. *ISIJ international*, v. 38, n. 6, p. 633-639, 1998.
57. RAY, R.K.; JONAS, J.J.; HOOK, R.E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Review*, v. 39, n. 4, p. 129-172, 1994.
58. RAY, R.K.; JONAS, J.J. Transformation texture in steels. *International Materials Review*, v. 35, n. 1, p. 1-36, 1990.
59. HUTCHINSON, B. Deformation microstructures and textures in steels. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. v. 357, p. 1471-1485, 1999.
60. COLGAN, M.; MONAGHAN, J. Deep drawing process: analysis and experiment. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 132, p. 35-41, 2003.
61. PAUL, S.K. A critical review on hole expansion ratio. *Materialia*, v. 9, p. 100566, 2020.
62. KIM, J. H.; KWON, Y.J.; LEE, K.A.; KIM, H.S.; LEE, C.S. Prediction of Hole Expansion Ratio for Various Steel Sheets Based on Uniaxial Tensile Properties. *Metal and Materials International*, v. 24, p. 187-194, 2018.
63. PAUL, S.K. Controlling factors of forming limit curve: A review. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, v.2, p. 100033-100033, 2021.

ANEXOS

Resultados do ensaio de tração da bobina proveniente da laminação a quente

Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. unif. (%)	Along. total (%)	n	r
90° 1	133	294	28,4	52,2	0,260	2,579
90° 2	132	294	28,3	50,1	0,259	2,563
90° 3	132	294	28,3	50,7	0,259	2,507
45° 1	137	305	27,2	48,0	0,250	1,818
45° 2	137	306	27,3	49,8	0,251	1,816
45° 3	137	305	27,1	50,0	0,250	1,824
0° 1	128	296	29,3	51,6	0,266	2,295
0° 2	130	298	28,8	51,8	0,263	2,255
0° 3	132	300	29,2	53,2	0,263	2,274

Resultados do ensaio de tração da bobina proveniente da laminação a morno

Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. unif. (%)	Along. total (%)	n	r
90° 1	129	289	28,1	55,2	0,257	2,158
90° 2	129	288	27,2	45,6	0,257	2,234
90° 3	132	292	26,8	44,2	0,255	2,220
45° 1	133	299	27,5	48,7	0,251	1,538
45° 2	133	298	27,2	49,4	0,250	1,587
45° 3	132	298	27,6	49,5	0,253	1,566
0° 1	129	301	28,9	49,2	0,263	1,713
0° 2	131	300	29,0	49,8	0,261	1,803
0° 3	131	299	28,6	52,4	0,261	1,829