

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“SIMULAÇÃO EM LAMINADOR PILOTO DA
INFLUÊNCIA DA LUBRIFICAÇÃO DURANTE O
PROCESSO DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA
MICROESTRUTURA E TEXTURA DO AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430”

Autor: Henrique de Castro Rodrigues

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Co-orientador: Eng. Dr. Tarcísio Reis de Oliveira

Novembro de 2008

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Henrique de Castro Rodrigues

“SIMULAÇÃO EM LAMINADOR PILOTO DA INFLUÊNCIA DA
LUBRIFICAÇÃO DURANTE O PROCESSO DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA
MICROESTRUTURA E TEXTURA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Co-orientador: Eng. Dr. Tarcísio Reis de Oliveira

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2008

SIMULAÇÃO EM LAMINADOR PILOTO DA INFLUÊNCIA DA LUBRIFICAÇÃO
DURANTE O PROCESSO DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA
MICROESTRUTURA E TEXTURA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430

Henrique de Castro Rodrigues

Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas.

Aprovada em 15 de dezembro de 2008

Por:

Prof. Ronaldo A.N.M. Barbosa, Ph.D. (UFMG)

Orientador

Prof. Dagoberto Brandão Santos, Ph.D. (UFMG)

Eng. Tarcísio Reis de Oliveira, Dr. (ArcelorMittal Inox Brasil S.A.)

Eng. Willy Schuwarden Júnior, M.Sc. (ArcelorMittal Inox Brasil S.A.)

Aprovada pelo Colegiado do CPGEM

Versão final aprovada por

Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Professor/Orientador

Aos Meus pais,
José Francisco e Elisa.

A minha esposa Adriene,
e aos meus filhos Isabela, Rodrigo e Pedro Henrique.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

A minha família pelo incentivo e compreensão por minhas sucessivas ausências.

A ArcelorMittal Inox Brasil, por proporcionar essa oportunidade de aprendizagem e crescimento.

Ao Paulo Roberto Magalhães Bastos, pelos conselhos e cobrança quanto ao retorno aos estudos e pela viabilização do mestrado.

Ao Marco Antônio Nunes de Carvalho, pela oportunidade de trabalho na Laminação de Tiras a Quente, pelo apoio e conselhos.

Aos gerentes da laminação de tiras a quente: Luiz Otávio Torres Procópio, Robson Machado, Benjamin Fullin Junior, Willy Schuwarden Junior e Fausto Figueiredo Vilela, pela liberação para participação no mestrado e pelo constante incentivo.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa, pela orientação, compreensão, paciência e incentivo.

Ao Tarcísio Reis de Oliveira pelas idéias, incentivo e orientação nesse trabalho na ArcelorMittal Inox Brasil.

Aos colegas da Laminação de Tiras a Quente da ArcelorMittal Inox Brasil, pelo incentivo e ajuda nos momentos difíceis. Em especial ao Willy Schuwarden Junior pelas calorosas discussões, ao Luciano Lellis Miranda por cuidar de tudo durante as minhas numerosas ausências e ao Arisio Abreu Barbosa pelos artigos e discussões sobre lubrificação a quente.

Aos colegas do Centro de Pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil: José Maria, Ronaldo Claret e Regina pelo acolhimento; Edna Leite e Jamile pela prontidão; Adriano, José Wagner, Luciana, Matosalen e Warlen pelo apoio, ensinamentos e alegria durante as laminações piloto no Laminador Fenn; ao Fabrício pela disponibilidade e pela ajuda com o *software* OIMTM; ao Anderson, Núbia e Paulo Luna pela dedicação na execução da microscopia ótica e eletrônica; ao Alexandre e Robson pela execução dos ensaios mecânicos; a Michella e ao Ronildson pela execução da perfilometria; ao Mardlório pela execução dos tratamentos térmicos.

À colega Meire Guimarães Lage pela ajuda com o *software* Thermo Calc.

Aos colegas Nelson e Cida, pelo empenho, simpatia e solução de todos os encaminhamentos levados à secretaria do CPGEM.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS:.....	xi
LISTA DE EQUAÇÕES:.....	xvi
LISTA DE NOTAÇÕES:.....	xviii
RESUMO	xx
ABSTRACT	xxi
1 - INTRODUÇÃO	1
2 - OBJETIVOS	2
3 - RELEVÂNCIA DO TRABALHO.....	3
4 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
4.1 Histórico dos aços inoxidáveis ^(1,4)	5
4.2 Passividade ⁽¹⁾	7
4.3 Os aços inoxidáveis ferríticos	8
4.4 Princípios metalúrgicos dos aços inoxidáveis ferríticos ^(1,3,5)	8
4.5 Mecanismos de restauração dos aços inoxidáveis ferríticos.....	15
4.5.1 Recuperação dinâmica (RCD) ⁽¹⁰⁾	17
4.5.2 Recristalização dinâmica ⁽¹⁰⁾	17
4.5.3 Recuperação estática e recristalização após deformação a quente ⁽¹⁰⁾	20
4.5.4 Recristalização metadinâmica ⁽¹⁰⁾	21
4.5.5 Os parâmetros tempo e temperatura ⁽¹⁰⁾	21
4.6 Plasticidade ⁽¹⁾	22
4.6.1 Estiramento	23
4.6.2 Embutimento	23
4.7 Fundamentos de Textura ⁽¹¹⁾	25
4.7.1 Orientação preferencial ⁽¹²⁾	26
4.7.2 Texturas de fibra e chapa ⁽¹²⁾	27
4.7.3 Determinação da Textura Cristalográfica	29
4.8 O efeito do atrito ⁽²⁾	31
4.9 Processo de produção do aço AISI 430 na ArcelorMittal Inox Brasil	32
4.9.1 A aciaria da ArcelorMittal Inox Brasil	32
4.9.2 A laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.....	33

4.9.3	A laminação de tiras a frio da ArcelorMittal Inox Brasil	35
4.10	Requisitos das bobinas laminadas a frio de aço AISI 430.....	37
4.10.1	Anisotropia.....	38
4.10.2	Estrias.....	38
5 -	METODOLOGIA	40
5.1	Material.....	40
5.2	Amostragem.....	42
5.2.1	Amostras de esboço	42
5.2.2	Amostras de tiras após laminação piloto	42
5.2.3	Preparação das amostras para análise em microscopias ópticas e eletrônica de varredura (MEV).....	44
5.3	Processamento termomecânico	44
5.3.1	O laminador piloto da ArcelorMittal Inox Brasil.....	45
5.3.2	Simulações realizadas no laminador piloto.....	48
5.4	Caracterização da microestrutura.....	49
5.5	Quantificação das fases ⁽¹⁰⁾ e textura presentes.....	50
5.6	Ensaio de estriamento	53
5.7	Sumário das caracterizações realizadas.....	54
5.7.1	Caracterizações realizadas para tiras laminadas a quente.....	55
5.7.2	Caracterizações realizadas para tiras laminadas a frio.....	56
6 -	SIMULAÇÕES EM LABORATÓRIO.....	57
6.1	Obtenção dos dados industriais.....	57
6.1.1	Considerações iniciais.....	59
6.1.2	Deformação por passe.....	60
6.1.3	Taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$).....	62
6.1.4	Temperaturas de laminação.....	63
6.1.5	O uso da temperatura modificada (T_z) nas simulações	65
6.1.6	Tempos entre passes (t_{ep})	67
6.2	Realização das simulações.....	68
6.2.1	Medição inicial das amostras de esboço	69
6.2.2	Ajuste de emissividade do material.....	70
6.2.3	Aquecimento e encharque das amostras de esboço.....	72

6.2.4	Aquecimento das amostras de tira após 1º passe.....	73
6.2.5	Laminação das amostras de esboço até 5º passe	74
6.2.6	Codificação das condições de simulação	76
6.2.7	Medição final das amostras de tiras laminadas a quente	76
6.2.8	Procedimento para laminação a frio das amostras	77
7 -	CARACTERIZAÇÕES REALIZADAS EM AMOSTRAS LAMINADAS A QUENTE.....	80
7.1	Apresentação dos resultados após laminação a quente piloto	80
7.1.1	Resultados de resistência média de deformação após laminação a quente piloto	80
7.1.2	Resultados da caracterização da microestrutura após processo na laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil ⁽¹⁰⁾	81
7.1.3	Resultados da caracterização da microestrutura após laminação a quente piloto	82
7.1.4	Resultados da caracterização das fases presentes após processo na laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil ⁽¹⁰⁾	83
7.1.5	Resultados da caracterização das fases presentes após laminação a quente piloto	84
7.1.6	Resultados da caracterização da textura presente após laminação a quente piloto	85
7.2	Discussão dos resultados após laminação a quente piloto.....	86
7.2.1	Discussão dos resultados de resistência média de deformação após laminação a quente piloto.....	86
7.2.2	Discussão dos resultados da caracterização da microestrutura após laminação a quente piloto.....	87
7.2.3	Discussão dos resultados de caracterização das fases presentes após laminação a quente piloto.....	88
7.2.4	Discussão dos resultados de caracterização das texturas presentes após laminação a quente piloto.....	88
7.3	Conclusões após laminação a quente piloto	89
8 -	CARACTERIZAÇÕES REALIZADAS EM AMOSTRAS LAMINADAS A FRIO	91

8.1	Apresentação dos resultados após laminação a frio piloto.....	91
8.1.1	Resultados de resistência média de deformação após laminação a frio piloto	91
8.1.2	Resultados da caracterização da microestrutura após laminação a frio piloto	92
8.1.3	Resultados da caracterização da textura presente após laminação a frio piloto	95
8.1.4	Resultados dos ensaios de tração após laminação a frio piloto.....	95
8.1.5	Resultados do ensaio de estriamento após laminação a frio piloto	96
8.2	Discussão dos resultados após laminação a frio piloto	98
8.2.1	Discussão dos resultados de resistência média de deformação após laminação a frio piloto.....	98
8.2.2	Discussão dos resultados da caracterização da microestrutura após laminação a frio piloto.....	99
8.2.3	Discussão dos resultados dos ensaios de tração após laminação a frio piloto	99
8.2.4	Discussão dos resultados dos ensaios de estriamento após laminação a frio piloto.....	100
8.2.5	Discussão dos resultados de caracterização das texturas presentes após laminação a frio piloto.....	100
8.3	Conclusões após laminação a frio piloto	101
9 -	CONCLUSÕES FINAIS	103
10 -	RECOMENDAÇÕES	105
11 -	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	106
12 -	BIBLIOGRAFIAS CONSULTADAS	111

LISTA DE FIGURAS:

Figura 3.1 Percentual de participação de aços inoxidáveis ferríticos na produção total de aços inoxidáveis da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.	3
Figura 3.2 Custo do Níquel no mercado internacional (Fonte: London Metals Exchange).....	3
Figura 4.1 Passividade nos aços inoxidáveis com o aumento do teor de cromo ⁽¹⁾	7
Figura 4.2 Estruturas cúbicas de corpo centrado: a) célula unitária b) arranjo dos átomos no plano (110) ⁽¹⁾	9
Figura 4.3 Diagrama binário Fe-Cr ⁽⁵⁾	10
Figura 4.4 Efeito do teor de carbono e nitrogênio (C+N) no campo bifásico do diagrama Fe-Cr ⁽⁵⁾	11
Figura 4.5 Representação esquemática da classificação e da variação da composição química básica dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽³⁾	13
Figura 4.6 Diagrama de Schaeffler ⁽¹⁾	14
Figura 4.7 Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente ⁽⁹⁾ - adaptado.....	16
Figura 4.8 Curva tensão-deformação a quente quando da ocorrência somente de recuperação dinâmica ⁽⁹⁾	17
Figura 4.9 Representação esquemática do mecanismo de recristalização dinâmica geométrica ⁽²²⁾	19
Figura 4.10 Determinação da deformação crítica através de curvas $\sigma \times \epsilon$ e $\theta \times \sigma$ ⁽⁹⁾	20
Figura 4.11 Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura).....	26
Figura 4.12 (a) Textura (ou componente) {001}<110> em chapa; (b) textura de fibra {hkl}<100> em fio. ⁽¹²⁾	28
Figura 4.13 Arranjo experimental normalmente utilizado para análise de EBSD ⁽¹⁴⁾	30
Figura 4.14 Padrão de Kikuchi obtido em uma amostra de nióbio (CCC) (direita) e o padrão identificado (esquerda) ⁽¹⁴⁾	30
Figura 4.15 Representação esquemática do comportamento heterogêneo do material na laminação a quente.....	31
Figura 4.16 Fluxo de produção da aciaria da ArcelorMittal Inox Brasil.	33

Figura 4.17 Fluxo de produção da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.	33
Figura 4.18 Laminador <i>Steckel</i> . Material de divulgação da SMS Demag.	35
Figura 4.19 Diagrama de tratamentos termomecânicos do aço AISI 430 na ArcelorMittal Inox Brasil.	37
Figura 4.20 - Fenômeno de estrias observado em corpo de prova. Escala de referência em centímetros ⁽⁵⁾	39
Figura 5.1 Diagrama de Schaeffler (corrida 742301E).	41
Figura 5.2 Diagrama de equilíbrio do aço AISI 430 simulado por Thermo-Calc com a composição química 0,05%C, 0,39%Mn, 0,35%Si, 16,17%Cr e 0,05%N ⁽¹⁰⁾	41
Figura 5.3 Esquema da amostragem de esboço para a laminação a quente piloto.	42
Figura 5.4 Esquema da amostragem da tira após laminação a quente piloto.	43
Figura 5.5 Esquema de amostragem em relação ao comprimento das tiras laminadas a frio via laminador piloto.	43
Figura 5.6 Amostras para análise em microscopias óptica e eletrônica de varredura (MEV) provenientes das tiras após laminação piloto.	44
Figura 5.7 Laminador piloto Fenn modelo 4-085 do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.	46
Figura 5.8 Microscópio ótico do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.	50
Figura 5.9 Microscópio eletrônico de varredura do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.	51
Figura 5.10 Rugosímetro 3D de bancada da ArcelorMittal Inox Brasil.	54
Figura 6.1 Unidades metálicas com mesmo comportamento de carga e tempos de laminação a quente.	59
Figura 6.2 Variação da carga de laminação [t] no Steckel.	60
Figura 6.3 Componentes de deformação em um corpo.	60
Figura 6.4 Temperatura da tira após tesoura rotativa de pontas (T_{Enc}).	64
Figura 6.5 Temperatura de entrada ($T_{Ent_{SM}}$) e saída ($T_{Sai_{SM}}$) da tira durante os passes de laminação no Steckel.	64
Figura 6.6 Temperatura da tira durante bobinamento (T_{Bob}).	65

Figura 6.7 Comparação do tempo entre passes da ponta, cauda e corpo da tira na laminação de desbaste e laminação de acabamento ⁽¹⁰⁾	68
Figura 6.8 Localização das medições realizadas em amostras de esboço	69
Figura 6.9 O pirômetro infravermelho Raynger [®] 3i TM modelo 2ML3B, da Raytek [®] Corporation.....	71
Figura 6.10 Forno elétrico de câmara do tipo global, modelo FEG-25/60/20, fabricado pela Combustol Industria e Comercio Ltda	72
Figura 6.11 Forno elétrico de dupla abertura do tipo EDG.....	74
Figura 6.12 Localização das medições realizadas em amostras de tiras. As setas ilustram as medições de largura e os “X” as medições de espessura.....	77
Figura 6.13 Curva de tratamento térmico inicial das amostras laminadas a quente.....	78
Figura 6.14 Curva de tratamento térmico final das amostras laminadas a frio	79
Figura 7.1 Resistência média de deformação [MPa] por passe e condição de laminação	81
Figura 7.2 Fotomicrografias ópticas do corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X ⁽¹⁰⁾	82
Figura 7.3 Fotomicrografias ópticas das amostras após a laminação piloto, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X.....	83
Figura 8.1 Resistência média de deformação [MPa] por passe de laminação a frio e condição de atrito na laminação a quente.	92
Figura 8.2 Fotomicrografias ópticas das amostras sem lubrificação, após a laminação a frio piloto, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X.....	93
Figura 8.3 Fotomicrografias ópticas das amostras com lubrificação a 1% de Óleo Específico para laminação a quente, após a laminação a frio piloto, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X.....	94
Figura 8.4 Representação gráfica do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias maiores – Sem lubrificação no processo de deformação a quente.	97
Figura 8.5 Representação gráfica do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias maiores – Com lubrificação no processo de deformação a quente.....	98

LISTA DE TABELAS:

Tabela 4.1 Composição química nominal da primeira geração dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽¹⁾	8
Tabela 4.2 Composição química média do aço AISI 430 da ArcelorMittal Inox Brasil [% em peso].....	15
Tabela 4.3 Valores de r_m e n de alguns aços ferríticos ⁽¹⁾	25
Tabela 4.4 Propriedades mecânicas do aço AISI 430 laminado a frio ⁽¹⁶⁾	38
Tabela 5.1 Composição química média da corrida 742301E de aço AISI 430 da ArcelorMittal Inox Brasil [% em peso].	40
Tabela 5.2 Dados gerais de especificação do laminador piloto Fenn do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.....	47
Tabela 5.3 - Simulações do processo de laminação a quente no laminador piloto da ArcelorMittal Inox Brasil.....	48
Tabela 5.4 - Simulações do processo de laminação a frio no laminador piloto da ArcelorMittal Inox Brasil.....	48
Tabela 5.5 Parâmetros de ajuste do EBSD para amostras laminadas a quente.....	51
Tabela 5.6 Parâmetros de ajuste do EBSD para amostras laminadas a frio.....	52
Tabela 5.7 Parâmetros utilizados no <i>software</i> OIM TM para quantificação de fases. ⁽¹⁰⁾ ..	53
Tabela 6.1 Unidades metálicas de referência no processo de laminação de tiras a quente	58
Tabela 6.2 Plano de passes e deformações verdadeira e equivalente de referência	61
Tabela 6.3 Taxas de deformações de referência.....	63
Tabela 6.4 Temperaturas de laminação consideradas para a laminação piloto.....	65
Tabela 6.5 Parâmetro Z de Zener-Hollomon para cada passe de laminação no Steckel	66
Tabela 6.6 Temperatura modificada T_z para cada passe no laminador piloto	66
Tabela 6.7 Cálculo dos tempos entre cada passe de laminação no laminador Steckel...	68
Tabela 6.8 Resultados das medições dimensionais das amostras de esboço	70
Tabela 6.9 Parâmetros ajustados no forno FEG-25/60/20	73
Tabela 6.10 Parâmetros ajustados nos fornos EDG.....	74
Tabela 6.11 Temperaturas reais de início de laminação para cada passe	75
Tabela 6.12 Codificação das amostras testadas em laminação piloto	76

Tabela 6.13 Resultados médios das medições dimensionais das amostras de tiras laminada a quente no laminador piloto.....	76
Tabela 6.14 Ciclo de tratamento térmico das amostras laminadas a quente.....	77
Tabela 6.15 Esquema de passe para laminação a frio.....	79
Tabela 7.1 Resistência média de deformação a quente por condição de laminação piloto	80
Tabela 7.2 Desvios padrões da resistência média de deformação a quente por condição de laminação piloto.....	80
Tabela 7.3 Resultados das frações das fases presentes no corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento, seção longitudinal da espessura.....	84
Tabela 7.4 Resultados das frações das fases presentes nas amostras de tiras após a laminação piloto, seção longitudinal da espessura.	85
Tabela 7.5 Resultados das componentes de textura presentes nas amostras de tiras após a laminação piloto, seção longitudinal da espessura	86
Tabela 8.1 Média e desvio padrão das resistências médias de deformação [MPa] por condição de laminação a frio piloto e por passe.....	91
Tabela 8.2 Resultados das componentes de textura presentes nas amostras de tiras após a laminação a frio piloto, seção longitudinal da espessura	95
Tabela 8.3 Resultados dos ensaios de tração das amostras laminadas a frio	96
Tabela 8.4 Resultados do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias maiores.	97
Tabela 8.5 Resultados do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias menores.	97

LISTA DE EQUAÇÕES:

$$Cr_{eq} = X_{Cr} + 2X_{Si} + 1,5X_{Mo} + 5X_{V} + 5,5X_{Al} + 1,75X_{Nb} + 1,5X_{Ti} + 0,75X_{W} \quad (4.1) \dots\dots 15$$

$$Ni_{eq} = X_{Ni} + X_{Co} + 0,5X_{Mn} + 0,3X_{Cu} + 25X_{N} + 30X_{C} \quad (4.2) \dots\dots\dots 15$$

$$X_i = X_i^\alpha \cdot [1 - \exp(-k_i \cdot t^{n_r})] \quad (4.3) \dots\dots\dots 20$$

$$t_{50} = A \cdot \dot{\varepsilon}^{-p} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.4) \dots\dots\dots 21$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_\varepsilon}{RT}\right) \quad (4.5) \dots\dots\dots 22$$

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (4.6) \dots\dots\dots 23$$

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w_i}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right)} \quad (4.7) \dots\dots\dots 24$$

$$r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} = \frac{\varepsilon_2}{-(\varepsilon_2 + \varepsilon_1)} \quad (4.8) \dots\dots\dots 24$$

$$r_m = \frac{r_o + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (4.9) \dots\dots\dots 24$$

$$\Delta r = \frac{r_o - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (4.10) \dots\dots\dots 25$$

$$\sigma_{m\varepsilon} = \frac{P}{w \cdot \sqrt{R\Delta h}} \quad (5.1) \dots\dots\dots 48$$

$$\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (6.1) \dots\dots\dots 60$$

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]} \quad (6.2) \dots\dots\dots 61$$

$$\varepsilon_{eq} = 1,155 \cdot \varepsilon_3 \quad (6.3) \dots\dots\dots 61$$

$$\varepsilon_{eq} = 1,155 \cdot \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (6.4) \dots\dots\dots 61$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{eq}}{t_c} \quad (6.5) \dots\dots\dots 62$$

$t_c = \frac{ARC}{v_t}$	(6.6)	62
$ARC = \sqrt{r \cdot \Delta h}$	(6.7)	62
$\Delta h = h_i - h_f$	(6.8)	62
$T_Z = \frac{Q_\varepsilon}{R \cdot \ln \left(\frac{Z}{\varepsilon} \right)}$	(6.9)	66
$t_{ep} = 0,5 \cdot (t_i + t_{i+1}) + t_r$	(6.10)	67

LISTA DE NOTAÇÕES:

EBSD	electron backscattering diffraction
α	ferro-alfa (uma das formas alotrópicas do ferro), ferrita ou fase alfa
δ	ferrita-delta (uma das formas alotrópicas do ferro)
γ	austenita (uma das formas alotrópicas do ferro)
σ	fase sigma
CCC	cúbica de corpo centrado (estrutura cristalina)
RCD	recuperação dinâmica
EFE	energia de falha de empilhamento
RXD	recristalização dinâmica
RXDC	recristalização dinâmica contínua
ε_c	deformação crítica
θ	taxa de encruamento
σ_{ef}	tensão efetiva
ε_p	deformação de pico
RXM	recristalização metadinâmica
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação
Q	energia de ativação
R	constante dos gases
T	temperatura absoluta
t_{ep}	tempo entre passes de laminação
t_i	tempo do passe de laminação
t_r	tempo de reversão entre passes
t_c	tempo de contato
ARC	arco de contato
v_t	velocidade de laminação
r	raio do cilindro de trabalho
h_i	espessura de entrada do passe
h_f	espessura de saída do passe
σ_p	tensão de pico
σ_s	tensão no estado estacionário

D_s	tamanho de grão no estado estacionário
Q_ε	energia de ativação para deformação
BQ Preta	bobina laminada a quente sem recozer e decapar
BQ Branca	bobina laminada a quente, recozida e decapada
BF	bobina laminada a frio, recozida, decapada e encruada

RESUMO

Este trabalho trata da simulação e caracterização da influência do uso de lubrificação durante o processo de deformação a quente no aço inoxidável ferrítico AISI 430 em laminador reversível tipo Steckel. Foi realizada uma simulação do ciclo termomecânico do processamento industrial do aço AISI 430 desde o reaquecimento da placa até o tratamento térmico final em recozimento contínuo. Foi realizada também uma caracterização da microestrutura e textura da tira após laminação a quente piloto e da microestrutura, textura, ensaios mecânicos e estriamento da tira laminada a frio piloto após recozimento final.

A quantificação das fases presentes (fração de ferrita recristalizada e não recristalizada e martensita) não se mostrou apropriada quando da utilização do conceito de T_z (temperatura modificada pela equação de Zenner-Hollomon), que ocasionou o uso de temperaturas muito próximas à faixa inferior da região bifásica do diagrama de equilíbrio Fe-C-Cr, levando à formação de carbonetos finamente dispersos que foram indexados como martensita na análise com uso de EBSD.

O uso de lubrificação durante o processo de deformação a quente exerce uma forte influência na redução das texturas de cisalhamento e na homogeneidade das fibras α ao longo da espessura nas amostras de BQ, indicando acarretar menores esforços mecânicos nos processos de laminação a quente e a frio, o que é um ganho considerável: menores cargas de laminação tanto a quente quanto a frio, inclusive com possibilidade de redução de um passe na laminação a frio e conseqüente ganho em produtividade nesse processo e um nível de estriamento um pouco melhor, porém, apresenta um ponto negativo: o decréscimo da estampabilidade, que está ligado a redução da relação entre fibras γ e θ nas amostras laminadas a frio, piorando a anisotropia do material.

ABSTRACT

This work deals simulation and characterization of the influence lubrication during hot deformation in AISI 430 ferritic stainless steel in a Steckel mill process. A characterization of industrial process AISI 430 thermo mechanical cycle simulation from slab reheating until finish annealed coil has been presented. A microstructure and texture characterization has been provided for pilot hot strip rolled and microstructure, texture, mechanical and hopping tests for pilot cold strip rolled after finish annealed process.

The quantification of presents phases (recrystallised and non-recrystallised ferritic fraction and martensite) isn't appropriated for Tz concept (modify temperature by Zener-Hollomon equation), that used temperatures near the Fe-C-Cr diagram biphasic region range, where thin carbides was indexed which martensite in EBSD analysis.

Lubrication during hot deformation process has large influence in reduced shearing textures and fiber α homogeneity through hot band samples thickness, showing less mechanical efforts in the hot and cold rolling process: decreasing in hot and cold rolling loads, with possibility to reduce one cold rolling pass and to improve productivity gain, and a better ridging level, but, present a bad point: poor drawability caused for reduced in the fibers γ e θ relation in the cold rolling samples.

1 - INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos vêm se tornando cada vez mais importantes no cenário mundial, no qual o aço AISI 430, contendo nominalmente 17 % de cromo em peso, tem uma significância particular, com seu bom acabamento superficial, estampabilidade, boa resistência à corrosão, soldabilidade e competitividade de custo frente aos aços inoxidáveis austeníticos, devido à ausência ou pouca adição de níquel. As propriedades desse tipo de aço estão diretamente ligadas a sua microestrutura final, que é determinada pela série de esquemas de deformações e recozimento dentro do fluxo de processo⁽¹⁾.

No ano de 2003⁽²⁾, quando da comparação entre os aços inoxidáveis ferríticos produzidos pelas três empresas do grupo ArcelorMittal (ArcelorMittal Inox Brasil, Ugine&ALZ e J&L), observou-se que o aço AISI 430 da ArcelorMittal Inox Brasil apresentava o estriamento mais elevado, sendo o melhor resultado para o da J&L. Os aços da Ugine se mostravam sempre em uma condição intermediária entre os dois outros fabricantes. Após verificação de alguns resultados de textura medida por EBSD ao longo da espessura de bobinas laminadas a quente, percebeu-se que a distribuição das texturas de cisalhamento próximas a superfície são maiores nos aços da ArcelorMittal Inox Brasil, o que levou a suposição de que as condições de atrito verificadas durante a laminação a quente seriam um fator importante a ser considerado nos estudos destes aços.

Este trabalho pretende contribuir com novas informações sobre a evolução da microestrutura e textura de aços inoxidáveis ferríticos laminados a quente com e sem uso de lubrificação, o que poderá resultar em reduções de custos no processo (reduções no consumo de cilindros e de energia elétrica na laminação a quente), melhoria das propriedades mecânicas e qualidade superficial das bobinas laminadas a frio.

2 - OBJETIVOS

São objetivos específicos do presente trabalho:

- a) Caracterizar a influência do uso de lubrificação durante o processo de deformação a quente via laminador piloto reversível na microestrutura e textura de bobinas laminadas a quente de aço inoxidável ferrítico AISI 430;
- b) Avaliar a influência do uso de lubrificação durante o processo de deformação a quente via laminador piloto reversível na microestrutura, anisotropia e grau de estriamento em bobinas laminadas a frio de aço inoxidável ferrítico AISI 430.

É objetivo geral do presente trabalho:

- a) Avaliar a influência do uso de lubrificação durante o processo de deformação a quente via laminador piloto reversível nas cargas de laminação do aço inoxidável ferrítico AISI 430;

3 - RELEVÂNCIA DO TRABALHO

A demanda cada vez mais crescente dos aços inoxidáveis ferríticos em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos (Figura 3.1) devido ao menor custo em função da ausência ou pouca adição de níquel (Figura 3.2) e propriedades mecânicas competitivas, tem levado a ArcelorMittal Inox Brasil a optar pelo aumento da produção de bobinas do aço AISI 430.

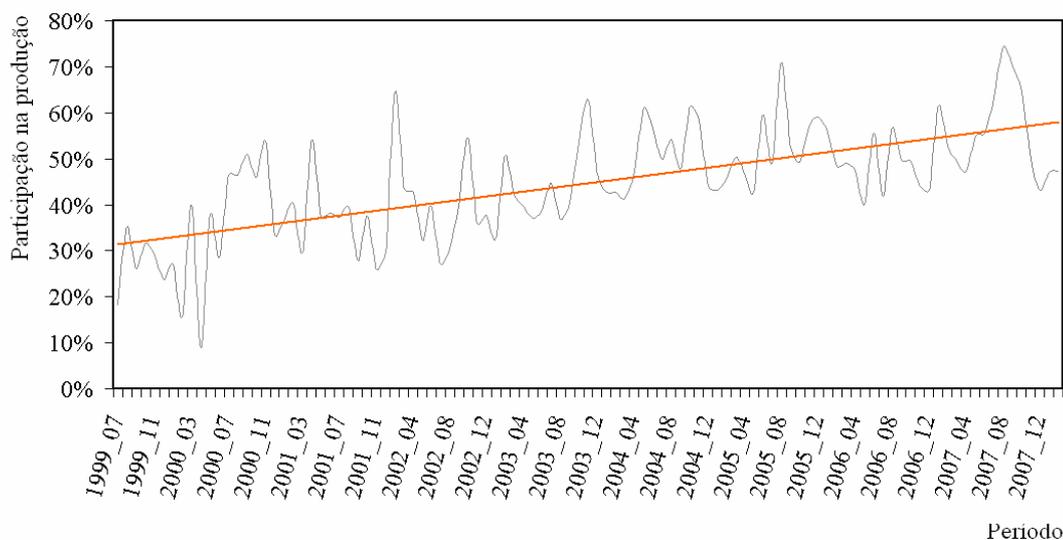


Figura 3.1 Percentual de participação de aços inoxidáveis ferríticos na produção total de aços inoxidáveis da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.

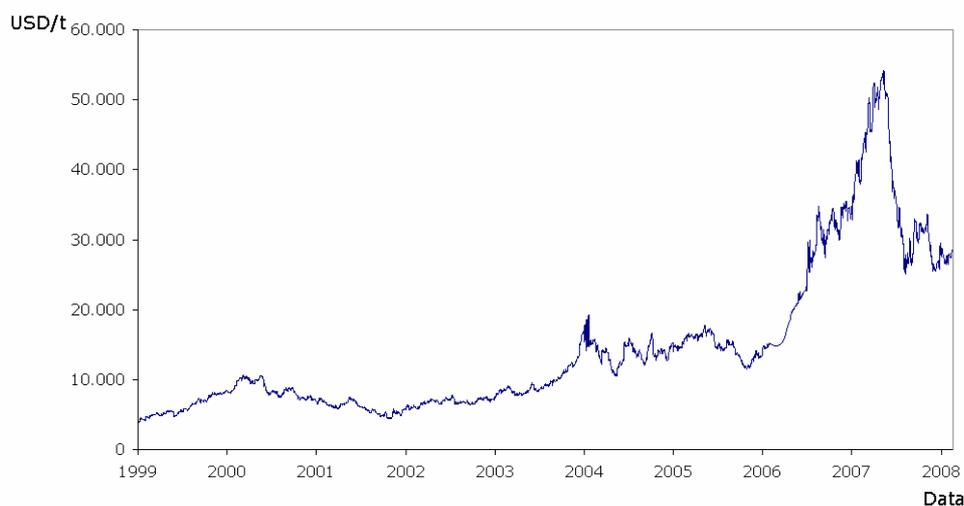


Figura 3.2 Custo do Níquel no mercado internacional (Fonte: London Metals Exchange).

Essa demanda crescente tem levado à necessidade de desenvolvimentos na área industrial, de forma a reduzir custos na produção. Nesse contexto, o uso do óleo de lubrificação no laminador Steckel mostra-se muito atraente para a empresa, pois, possibilita um ganho de custos relacionados ao menor desgaste de cilindros de laminação e aos menores esforços necessários para a redução da espessura até o valor desejado pelos clientes, com um menor consumo de energia.

A relevância deste trabalho está na oportunidade de se conhecer a influência do uso do óleo de laminação na microestrutura e textura das bobinas laminadas à quente, bem como na anisotropia, grau de estriamento, microestrutura e textura das bobinas laminadas a frio de aço inox AISI 430.

4 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 Histórico dos aços inoxidáveis ^(1,4)

“Aço inoxidável” é um termo genérico dado a um grupo de ligas que são mais comumente conhecidas por sua resistência a corrosão. Esses aços também exibem uma faixa ampla de propriedades que tem sido de grande importância para indústria desde o último século. Ser “inoxidável” implica em uma resistência ao manchamento, oxidação superficial ou localizada e, no geral, define uma liga com um teor de cromo em excesso entre 11% e 30% em peso. O cromo é o elemento de liga mais importante, porque confere aos aços inoxidáveis uma elevada resistência à corrosão pela formação de fina camada de filme passivo, protegendo o aço de ataques corrosivos. Elementos de liga como Ni, Mn, Mo, Nb, Ti, Al, S e Se também podem ser adicionados para produzir outros tipos de aços inoxidáveis com propriedades específicas às diversas aplicações.

O benefício da adição de cromo e o aumento da resistência à oxidação em aços são conhecidos desde o início do século 19. As primeiras observações sobre as propriedades químicas de uma liga ferro-cromo foram realizadas por Berthier em 1821 (o cromo foi descoberto em 1797 por Vauquelin e isolado primeiramente em 1854 por Bunsen). Da redução de uma mistura de óxidos de ferro e de cromo, o metal resultante (primeira liga ferro-cromo) demonstrou um acréscimo da resistência contra ácidos, com uma alta resistência encontrada para altos teores de cromo. No final do século 19, os efeitos nocivos do alto teor de carbono na resistência à corrosão de ligas ferro-cromo foram caracterizados por Carnot e Goutal. Essa descoberta foi atribuída ao trabalho industrial de Goldschmidt, que em 1895, desenvolveu a produção de metais ferro-cromo baixo carbono e cromo pela redução de termo-alumínio. Essa técnica entusiasmou investigações sobre composição química, resistência à corrosão e uso industrial dos modernos aços inoxidáveis atuais. A composição química foi inicialmente explorada pelos metalurgistas franceses Guillet e Portevin, que estudaram os efeitos do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas das novas ligas ferro-cromo. Ligas entre 0,043 a 1% de carbono em peso foram estudadas nesse trabalho e, serviram de base para o desenvolvimento de duas das modernas classes de aços inoxidáveis: os aços

martensíticos com 13% de cromo em peso e os aços inoxidáveis ferríticos com 17% de cromo em peso. Guillet e Giesen investigaram a influência do níquel em ligas ferro-cromo, desenvolvendo assim os aços inoxidáveis austeníticos. Ao mesmo tempo, Monnartz considerou os mecanismos de corrosão e estabeleceu o papel da passividade e do percentual de carbono na resistência a corrosão. Finalmente o potencial industrial dos aços inoxidáveis foi primeiramente realizado por Brearley em Sheffield em 1913. Os aços inoxidáveis martensíticos eram desenvolvidos enquanto novas ligas eram estudadas para revestimentos de rifles e armamentos navais. O primeiro produto de aço inoxidável foi para mesa de cutelaria, usando um aço do tipo 420.

Com a redução do percentual de carbono nos aços, uma nova classe de material foi formada. Um aço inoxidável baixo carbono, com cromo entre 14 e 16% em peso foi então desenvolvida em 1914 por Dantsizen e Becket para uso como palheta de turbina. Essa liga ficou comumente conhecida como aço inoxidável ferrítico, por sua microestrutura ferrítica dominante.

Os aços inoxidáveis austeníticos, que inicialmente foram desenvolvidos por Guillet e Giesen, ficaram realmente conhecidos depois de patenteadas por Strauss em 1912. Esses aços foram assim chamados, devido a estabilidade da microestrutura austenítica à temperatura ambiente.

Dessa forma, nos dias atuais, os aços inoxidáveis são classificados em quatro categorias:

- Aços inoxidáveis martensíticos: estrutura CCC (cúbica de corpo centrado) para teores de carbono até 0,18% ou tetragonal de corpo centrado (TCC) para teores de carbono acima de 0,18%⁽⁴⁾, ambos magnéticos e tratáveis termicamente;
- Aços inoxidáveis ferríticos: estrutura CCC, magnético e não tratável termicamente;
- Aços inoxidáveis austeníticos: estrutura CFC (cúbica de face centrada), não magnético no estado recozido e não tratável termicamente;
- Aços inoxidáveis duplex: contém fases austenítica e ferrítica (estruturas CCC e CFC).

4.2 Passividade⁽¹⁾

A boa resistência a corrosão dos aços inoxidáveis é em consequência da habilidade de tornar-se passivo. Passividade é uma condição característica dos aços inoxidáveis e implica que sob circunstâncias especiais, um metal ou liga perde sua reatividade química, retardando a corrosão a um ponto onde o metal é separado do contato com o ambiente, isto é, permanece passivo.

A natureza da passividade não é simples de compreender, porém é fácil descrever como sendo a existência de um filme protetor que restringe o ataque. Surge de camadas de gás absorvidos fisicamente (não necessariamente o oxigênio). Então, é possível concluir que um filme superficial protetor é formado com o aumento de cromo e, é somente completado quando o teor de cromo atinge em torno de 12% em peso (Figura 4.1), a uma relação de aproximadamente um átomo de cromo para sete átomos de ferro. Se o cromo está distribuído uniformemente, nessa concentração, uma camada de óxido hidratado de ferro e cromo é formada, prevenindo novas reações do ambiente com o metal base.

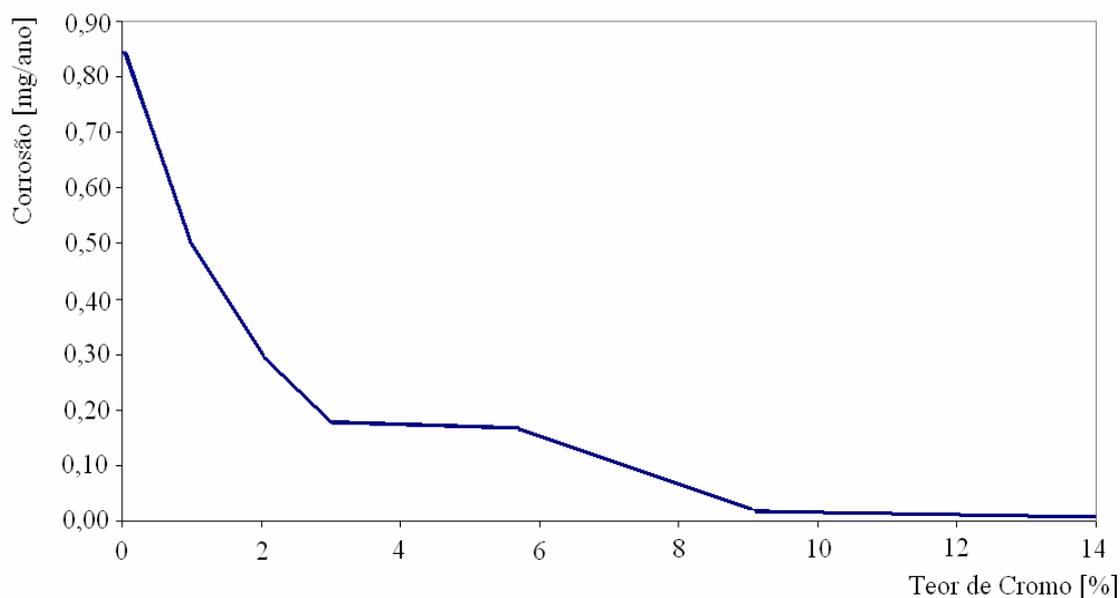


Figura 4.1 Passividade nos aços inoxidáveis com o aumento do teor de cromo⁽¹⁾.

Nos aços inoxidáveis são ainda encontrados, além do carbono, outros elementos que são freqüentes nos demais tipos de aço, tais como silício, manganês e nitrogênio, mesmo que em quantidades consideradas residuais.

4.3 Os aços inoxidáveis ferríticos

A grande maioria dos aços inoxidáveis ferríticos foi usada inicialmente para utensílios de cozinha, adornos automotivos e decoração arquitetural, devido aos seus pontos fortes de ductilidade e plasticidade, com boa resistência à corrosão e oxidação. A Tabela 4.1 mostra a composição química da primeira geração de aços ferríticos ⁽¹⁾.

Tabela 4.1 Composição química nominal da primeira geração dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽¹⁾.

Aço	Composição química [% em peso]			
	C	Cr	Mo	Outros
429	0,12	14,0 a 16,0	-	
430	0,12	16,0 a 18,0	-	
430F	0,12	16,0 a 18,0	0,6	0,06 P; 0,15 min S; 0,15 min Se
430FSe	0,12	16,0 a 18,0	-	
434	0,12	16,0 a 18,0	0,75 a 1,25	Nb + Ta = 5x%C min
436	0,12	16,0 a 18,0	0,75 a 1,25	
442	0,20	18,0 a 23,0	-	
446	0,20	23,0 a 27,0	-	

4.4 Princípios metalúrgicos dos aços inoxidáveis ferríticos ^(1,3,5)

Em teoria, os aços inoxidáveis ferríticos são estruturalmente simples. À temperatura ambiente, eles possuem uma solução sólida de Fe-Cr alfa (α), com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), onde os átomos estão situados nos cantos e no centro da célula unitária, como mostra a Figura 4.2. Os átomos estão em contato ao

longo da direção $\langle 111 \rangle$, que é referenciada como a direção mais compacta. Seu parâmetro de rede é $a = 4r/\sqrt{3}$ e o espaçamento entre os átomos na direção $\langle 110 \rangle$ é $a\sqrt{2}$.

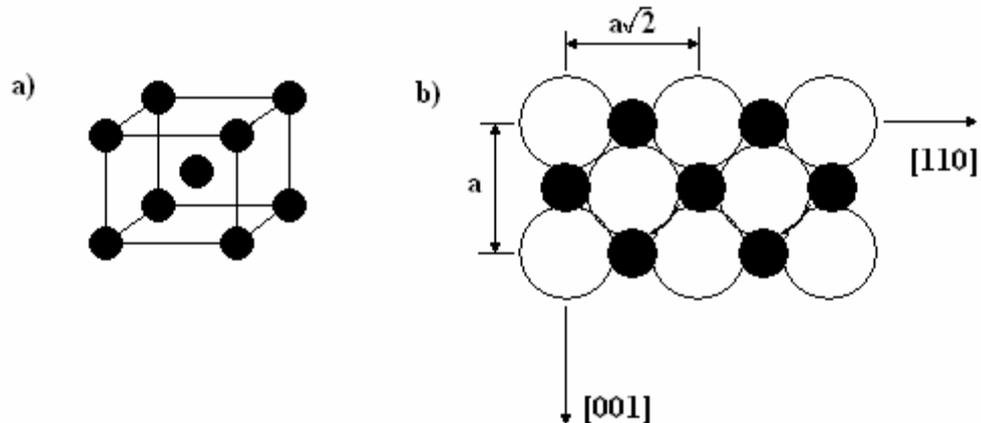


Figura 4.2 Estruturas cúbicas de corpo centrado: a) célula unitária b) arranjo dos átomos no plano (110)⁽¹⁾.

Por sua natureza, esses aços possuem baixa solubilidade de carbono, com a maioria desse carbono presente em forma de carbonetos complexos e finamente dispersos.

Como a adição de cromo em uma liga Fe-C é requisito básico para se obter um aço inoxidável e, esse elemento também tem uma estrutura CCC igual ao Fe- α , favorecendo a ocorrência da estrutura ferrítica, o mesmo é referenciado como estabilizador da ferrita. Conforme a Figura 4.3, que considera apenas uma liga binária Fe-Cr com 0% de carbono, pode-se identificar duas classes de ligas:

- de 0 a 13% de Cr, que pode ser tratada termicamente nas regiões de δ , γ e $\gamma + \alpha$, seguidos de resfriamento até 20° C, obtendo como resultado uma microestrutura martensítica;
- acima de 13% de Cr: com uma estrutura ferrítica desde a temperatura ambiente até a curva solidus. Entre 45 e 50% de Cr em peso, pode ocorrer a fase σ , porém, sua cinética de formação é suficientemente lenta para ela não ocorrer durante curtos tratamentos térmicos em ligas com concentração inferiores a 25-30% de Cr. Uma vez formada, a fase σ leva a uma fragilização da estrutura, pois, apresenta-se como uma fina camada de precipitados nos contornos de grão de ferrita.

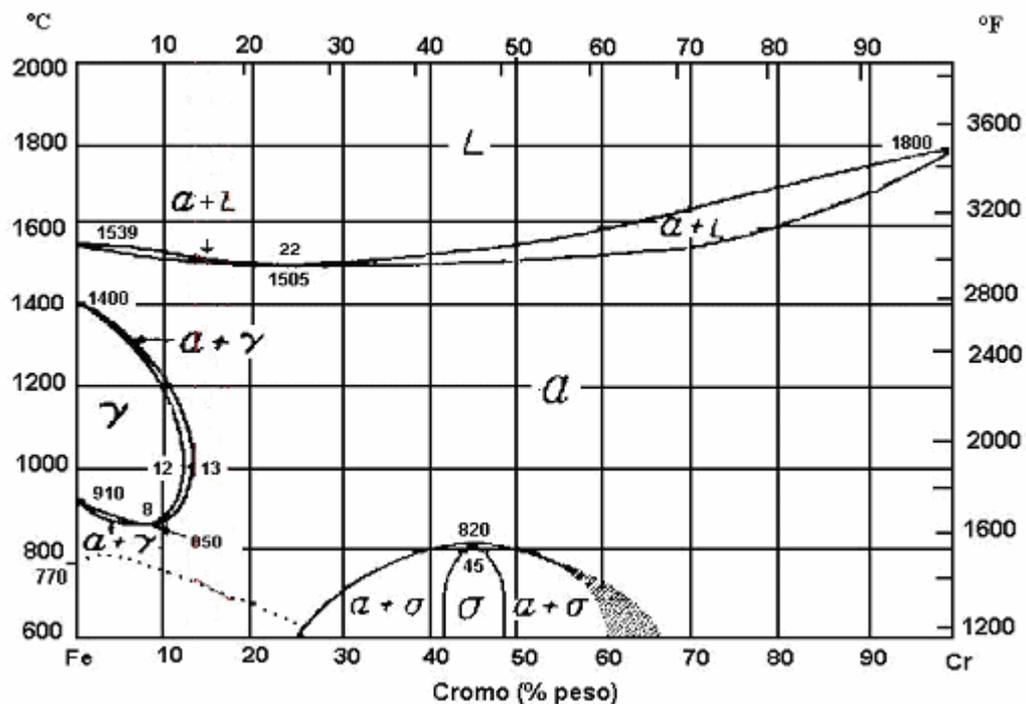


Figura 4.3 Diagrama binário Fe-Cr ⁽⁵⁾.

Essas ligas são altamente susceptíveis ao crescimento de grão quando aquecidas a temperaturas das regiões ferríticas (α ou δ).

Outros elementos também presentes nos aços inoxidáveis ferríticos, por exemplo, o carbono, têm uma influência significativa na resistência mecânica e devem ter seus percentuais cuidadosamente controlados. Progressos na fusão e nas técnicas de processo estão, gradualmente, permitindo ajustar precisamente a quantidade dos elementos de menor percentual na liga, como Si, Mn e Mo, com o objetivo de obter propriedades específicas. Desta forma, o aço inoxidável ferrítico pode, muitas vezes, competir em termos de estampabilidade e aspectos superficiais com a liga austenítica Fe-Cr-Ni. Neste caso, a vantagem econômica dos ferríticos fica evidente.

A designação de aço inoxidável ferrítico se deve à sua estrutura na condição de peça recozida. Em temperaturas elevadas, alguns desses aços podem apresentar, na verdade, uma estrutura “duplex”, ferrítica e austenítica, como, por exemplo, no caso do aço AISI 430. Em outros, dependendo do teor de cromo, de carbono, nitrogênio e de

estabilizantes como nióbio e titânio, a estrutura pode permanecer totalmente ferrítica em todas as temperaturas. Devido a esta característica, a faixa de temperatura de existência da austenita diminui rapidamente e para teores acima de 13% de cromo, a austenita não mais se forma. Para teores de cromo entre 12% e 13% , o material sofre somente a transformação parcial da ferrita, permanecendo bifásico (ferrita + austenita) entre as temperaturas de 900°C e 1200°C. A austenita apresenta alta temperabilidade e, quando resfriada a partir do campo bifásico, pode facilmente se transformar em martensita, causando uma forte perda de tenacidade e ductilidade do material.

Os elementos C e N são gamagêneos e provocam um deslocamento dos limites da região da austenita para a direita quando adicionados em ligas Fe-Cr (Figura 4.4). No resfriamento lento, mesmo que alguma austenita se forme, a estrutura será ferrítica com carbonetos e nitretos de cromo à temperatura ambiente. Porém, se o resfriamento for rápido, a austenita se transformará em martensita, gerando uma estrutura bifásica após resfriamento, composta por ferrita + martensita. Neste caso, para que se mantenha a estrutura totalmente ferrítica, qualquer que seja a velocidade de resfriamento, deve-se reduzir os teores de C e N, estabilizar o aço ou aumentar o teor de Cr.

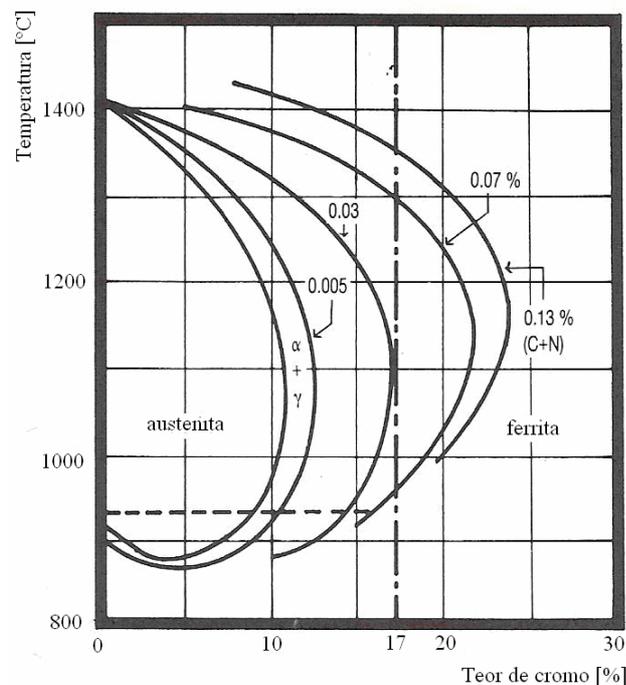


Figura 4.4 Efeito do teor de carbono e nitrogênio (C+N) no campo bifásico do diagrama Fe-Cr ⁽⁵⁾.

Os elementos que estabilizam a ferrita, chamados alfacêneos, são: Cr, Ti, Nb, Mo, Al, Si, P, Sb, As, Ta, Zr e S. A formação de carbonetos de cromo é eliminada com a adição de elementos com maior afinidade ao C como são os casos do Ti e do Nb.

Quatro composições típicas de aços inoxidáveis ferríticos podem ser descritas baseando-se no percentual de cromo, o que representa de maneira conveniente esta família de materiais:

- Aços com Cr entre 11% e 12% em peso. Este é o menor teor necessário à garantia de eficiência da camada passiva. Esses aços necessitam que uma escolha cuidadosa dos elementos de liga seja realizada para que, em conjunto com adaptações no processo de fusão e práticas de produção, possa-se proporcionar um resultado satisfatório em uma grande faixa de aplicações e com grandes vantagens econômicas. Aços típicos:
 - 405 - Redução de carbono e cromo e adição de alumínio;
 - 409 / 409L - Redução de carbono e cromo e adição de Ti ou Nb para estabilização e conseqüente melhoria da soldabilidade e estampabilidade;
 - 410 - Redução de cromo para se ter um produto mais barato;
- Aços com 17% de Cr em peso. Este é o aço AISI 430, o mais comum dentre os inoxidáveis ferríticos. A partir deste aço ferrítico, foram desenvolvidos outros aços para se atenderem necessidades de aplicações específicas (Figura 4.5). Aços típicos:
 - AISI 430
 - 430F - Adição de S para melhorar a usinabilidade;
 - 434 - Adição de Mo para melhorar a resistência a corrosão;
- Aços com 17% de Cr e que contêm adições de elementos com uma forte afinidade com o carbono e com o nitrogênio, como Ti, Nb ou Zr. Esses aços são os chamados “ferríticos estabilizados”. Aços típicos:
 - 436 - Adição de Mo e Nb para aumento da resistência à corrosão e resistência a altas temperaturas;

- 439 – Redução de carbono e adição de Ti ou Nb para estabilização e conseqüente melhoria da soldabilidade e estampabilidade;
 - 441 - Redução de carbono, aumento de Cr e adição Nb para uma melhor resistência à fluência;
 - 444 - Redução de carbono, aumento de Cr e adição de Mo e Ti para melhorar a resistência à corrosão.
- Aços com alto teor de Cr. Esses são os chamados “aços ferríticos de alto cromo”. Eles possuem níveis de cromo geralmente superiores a 24% porém sem ultrapassar teores de 28% em peso. Exemplo típico:
 - 446 - Redução de carbono e aumento de Cr para melhorar a resistência à corrosão em altas temperaturas.

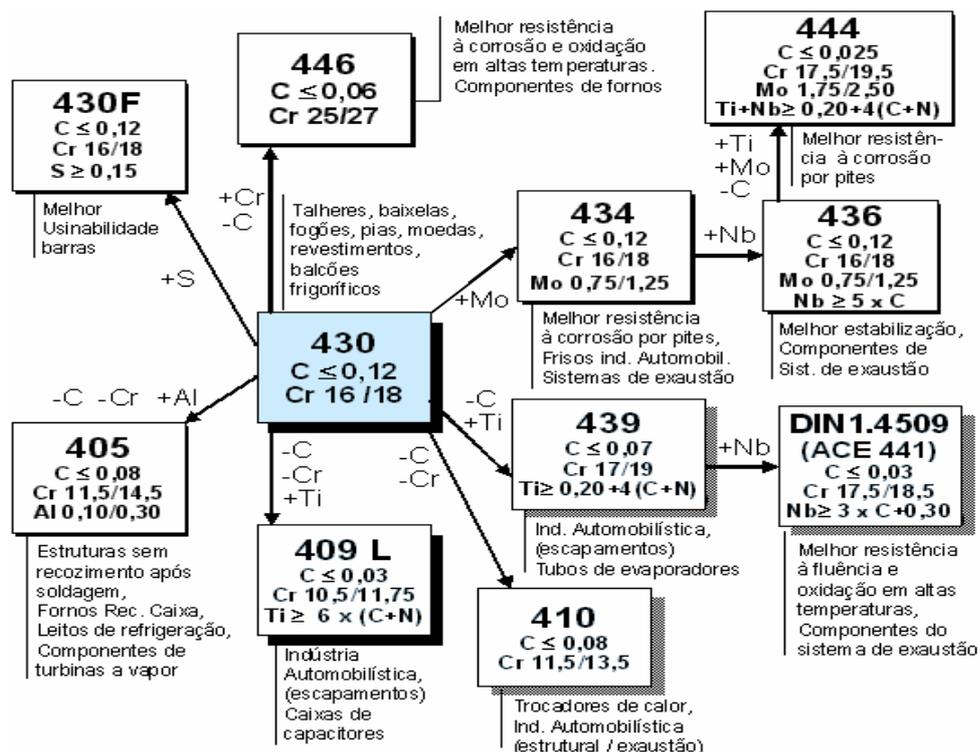


Figura 4.5 Representação esquemática da classificação e da variação da composição química básica dos aços inoxidáveis ferríticos⁽³⁾.

As limitações dos aços ferríticos são as encontradas em aplicações criogênicas e onde seções espessas são requisitadas, devido à presença da transição dúctil-frágil (a adição

de Ni tem sido utilizada nos aços super-ferríticos para superar este problema). Os aços ferríticos também não têm um bom comportamento na estampagem profunda e como juntas soldadas. A fragilização a 475°C ocorre quando o aço permanece próximo desta temperatura por tempo prolongado, precipitando fases α' e σ , que também afetam a ductilidade das soldas.

Devido à presença de diversos elementos na composição química dos aços inoxidáveis ferríticos, tais como: Ti, Nb, Mn, Si e Mo, uma das maneiras mais comuns de representar o efeito destes na estrutura básica de aços inoxidáveis Cr-Ni é através do diagrama de Schaeffler (Figura 4.6). Esse diagrama foi o resultado de investigações do efeito de determinadas adições de ligas e composição das fases resultantes à temperatura ambiente (austenita, ferrita ou martensita). Sua intenção industrial foi definir o efeito da composição química na constituição do metal soldado.

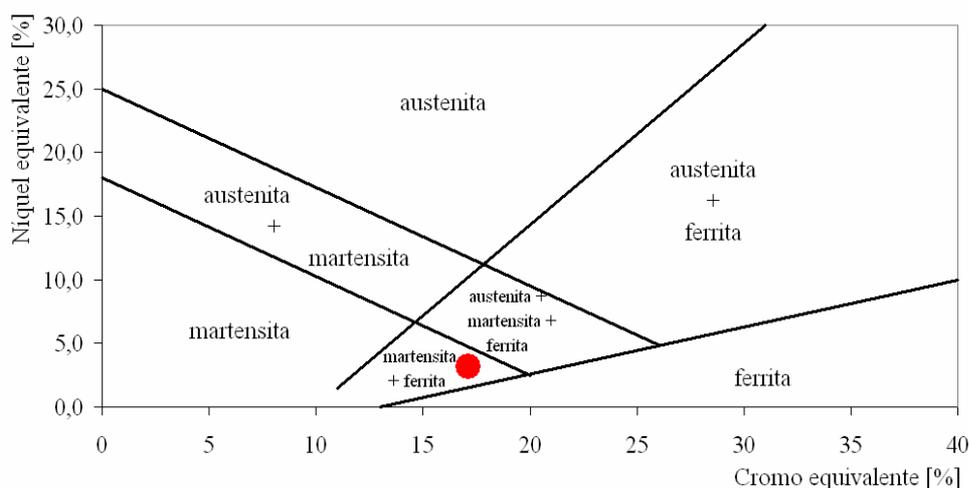


Figura 4.6 Diagrama de Schaeffler ⁽¹⁾.

Apesar das fases presentes nos aços inoxidáveis não poderem ser definidas precisamente, algumas indicações relativas ao potencial de formação de ferrita e austenita são conseguidas com o uso desse diagrama. De forma sucinta, ele mostra as regiões de existência das três fases para ligas Fe-Cr-Ni. Utiliza-se o conceito de cromo e níquel equivalentes para todos os elementos de ligas, estabilizadores da ferrita e austenita, respectivamente, tornando esse diagrama de grande aplicação industrial.

O cromo equivalente (Cr_{eq}) tem sido empiricamente determinado usando os mais comuns elementos estabilizadores da ferrita, enquanto o níquel equivalente (Ni_{eq}) tem sido determinado usando os elementos estabilizadores da austenita, conforme:

$$Cr_{eq} = X_{Cr} + 2X_{Si} + 1,5X_{Mo} + 5X_{V} + 5,5X_{Al} + 1,75X_{Nb} + 1,5X_{Ti} + 0,75X_{W} \quad (4.1)$$

$$Ni_{eq} = X_{Ni} + X_{Co} + 0,5X_{Mn} + 0,3X_{Cu} + 25X_{N} + 30X_{C} \quad (4.2)$$

Onde, X_x é o percentual em peso de cada elemento x presente. A composição química do aço AISI 430 utilizado nesse trabalho é mostrado na Tabela 4.2. Calculando as frações equivalentes dessa composição química, foram obtidos os seguintes valores:

$$Cr_{eq} = 17,13$$

$$Ni_{eq} = 3,13$$

Tabela 4.2 Composição química média do aço AISI 430 da ArcelorMittal Inox Brasil [% em peso].

Cr	Mn	Ni	Si	Cu	V	Mo	C	N	Nb	P	Sn	S
16,14	0,40	0,22	0,34	0,02	0,04	0,02	0,047	0,051	0,02	0,028	0,005	0,002

A posição dos valores equivalentes de níquel e cromo está indicada na Figura 4.6 por um círculo vermelho. A microestrutura final esperada de um resfriamento rápido após deformação a altas temperaturas deve ser uma estrutura de dupla fase: martensita e ferrita. Essa microestrutura duplex é conseguida com o controle da composição química, pois, a fase austenítica é um efeito benéfico a altas temperaturas porque retarda o crescimento de grão ferrítico, que pode causar a fragilização do material no estado bruto de solidificação (placas de aço).

4.5 Mecanismos de restauração dos aços inoxidáveis ferríticos

Na condição recozida, os aços inoxidáveis ferríticos geralmente mostram uma orientação cristalográfica preferencial, resultante da acumulação de processos de deformação e recristalização através de seu fluxo de produção, desde o lingotamento contínuo de placas até o produto final na forma de bobinas laminadas a quente ou a frio.

Os mecanismos envolvidos na deformação a quente têm sido estudados em detalhes por vários pesquisadores e, de forma geral, a recuperação é o processo considerado dominante nos aços inoxidáveis ferríticos, ou seja, a geração de deslocações sendo acompanhadas por suas aniquilações contínuas e rearranjos, para formarem uma rede de subgrãos, cujo crescimento aumenta com a temperatura e decresce com a taxa de deformação. O crescimento desses subgrãos leva a formação de novos cristais dentro dos grãos iniciais. ⁽⁵⁾

Portanto, a maioria dos produtos metálicos, exceto alguns fundidos e peças sinterizadas, passa por um processo de deformação a quente em alguma das fases de sua fabricação⁽⁶⁾. Muitas propriedades destes materiais são diretamente influenciadas pelas características da sua microestrutura, sendo que esta depende, por sua vez, do processo de deformação a quente.

Neste capítulo, serão descritos os processos metalúrgicos de restauração, que alteram a microestrutura e textura do aço inoxidável ferrítico durante a sua deformação a quente por laminação, ilustrados na Figura 4.7.

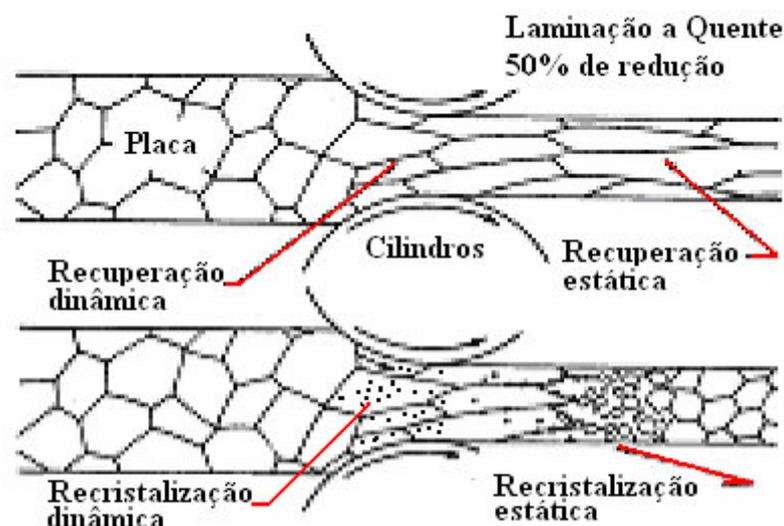


Figura 4.7 Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente ⁽⁹⁾- adaptado

4.5.1 Recuperação dinâmica (RCD) ⁽¹⁰⁾

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem uma estrutura CCC com alta energia de falha de empilhamento (EFE) e o principal mecanismo de amaciamento é a recuperação dinâmica (RCD). Nesse aspecto, eles diferem do comportamento de endurecimento e de amaciamento usualmente observados nos aços austeníticos. Isto é especialmente notável no caso do aço inoxidável AISI 430, que tem uma baixa densidade de deslocamentos durante deformações a altas temperaturas⁽⁷⁾. Usualmente, ao serem deformados a quente, os inoxidáveis ferríticos se endurecem por deformação até que um platô de tensão seja atingido. Neste ponto, o metal deixa de se encruar no sentido de que há um balanço entre a densidade de deslocamentos introduzidas no sistema e aquelas que são retiradas via RCD⁽⁸⁾. Na curva tensão-deformação, esse efeito aparece como uma estabilização da tensão à medida que o material vai sendo deformado, como mostrado na Figura 4.8.

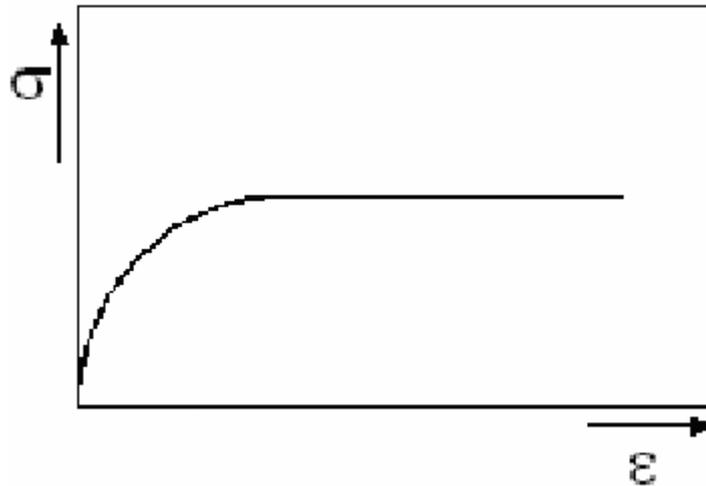


Figura 4.8 Curva tensão-deformação a quente quando da ocorrência somente de recuperação dinâmica ⁽⁹⁾.

4.5.2 Recristalização dinâmica ⁽¹⁰⁾

A recristalização que ocorre durante a deformação dos metais em altas temperaturas é chamada recristalização dinâmica (RXD). Cuidadosa análise das curvas tensão-

deformação, geradas a partir de várias taxas de deformação e de temperaturas, juntamente com uma análise das microestruturas obtidas, mostrou que duas classes de recristalização dinâmica podem ser observadas. A primeira, usualmente conhecida na literatura como recristalização dinâmica (RXD), que ocorre pela reação de nucleação e crescimento de novos grãos na matriz deformada, é na realidade uma recristalização dinâmica descontínua. A segunda resulta unicamente da recuperação dinâmica (RCD) e migração de contornos de grãos não envolvendo reações de nucleação e crescimento. Devido a esta ausência de nucleação, este mecanismo é chamado de recristalização dinâmica contínua (RXDC).⁽²²⁾

Como no alumínio, no ferro α e nas ligas de titânio β , os aços inoxidáveis ferríticos apresentam também a recristalização dinâmica contínua RXDC.^(10,21) Este comportamento está associado aos materiais de alta EFE^(24,7), onde o deslizamento cruzado e a recuperação pelo rearranjo e aniquilação de deslocações durante a deformação têm mais eficiência. Como a ocorrência de nucleação convencional fica impossibilitada, novos grãos são gerados, de uma forma mais gradual, por recuperação dinâmica, desorientação progressiva de subcontornos e crescimento de grão.⁽²²⁾

Dois modelos alternativos foram propostos para explicar a recristalização durante a deformação a quente em aços ferríticos. Um sugere que os novos contornos de alto ângulo se formem por um processo contínuo envolvendo a absorção de deslocações móveis pelos contornos dos subgrãos presentes em baixas deformações. Mais recentemente, um mecanismo diferente, referenciado como recristalização dinâmica geométrica foi proposto. Neste, os contornos de alto ângulo observados a altas deformações são originados da deformação e alongamento dos contornos de grão presentes no material original. Quando a distância entre dois contornos vizinhos é reduzida ao tamanho de equilíbrio do subgrão, aparecem regiões de “pinched-off”, com a separação de grãos alongados (Figura 4.9).^(8,22,28)

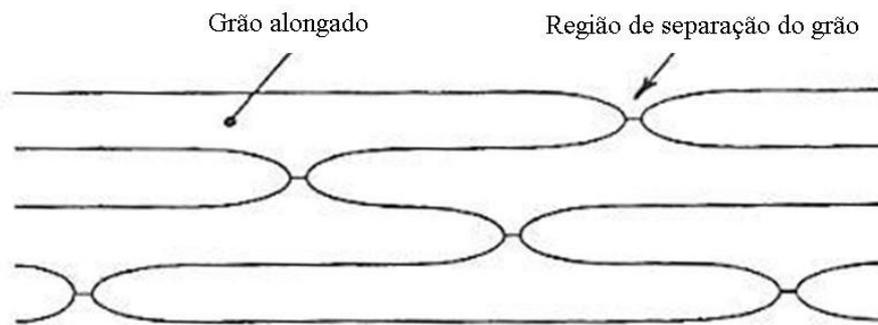


Figura 4.9 Representação esquemática do mecanismo de recristalização dinâmica geométrica⁽²²⁾.

Provavelmente, somente o primeiro mecanismo está presente com valores de deformações usados industrialmente, mas os dois mecanismos operam simultaneamente em regiões de altas deformações ($\epsilon > 10$) em materiais policristalinos.⁽²²⁾

No início da deformação dos aços inoxidáveis ferríticos, os subcontornos de grão são formados próximos dos contornos dos grãos originais. Estes subcontornos são criados a partir das deslocações que são necessárias para acomodar as diferentes deformações entre os grãos próximos e que possuem diferentes orientações. Aumentando a deformação, a desorientação dos subcontornos aumenta devido ao aumento das deslocações nesta região por recuperação dinâmica. Os subgrãos progressivamente invadem o interior dos grãos originais, fenômeno este que é conhecido na literatura como poligonização. Quando estes contornos atingem uma desorientação superior a 15° , eles se tornam contornos de grão. Após grandes deformações, a microestrutura resultante é composta por cristalitos, que são delimitados ao mesmo tempo por contornos e subcontornos de grão. Neste caso, a estrutura original não é mais percebida. Este comportamento é típico da RXDC.^(21,22,24)

A deformação crítica (ϵ_c), após a qual começa a RXDC, pode ser determinada a partir de uma relação entre a taxa de encruamento (θ) e a tensão efetiva (σ_{ef}). Como pode ser visto na Figura 4.10, a curva obtida desta relação por An et al.⁽²⁴⁾ apresenta duas regiões distintas. O ponto de inflexão é a deformação crítica (ϵ_c), que quando atingida inicia a RXDC. Para o aço AISI 430, a ϵ_c é considerada entre 30% a 40% da ϵ_p (deformação de

pico). Este valor é relativamente pequeno quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, onde a ε_c é 0,6 vezes a ε_p . Estas propriedades são atribuídas às características da RXDC.⁽²⁴⁾

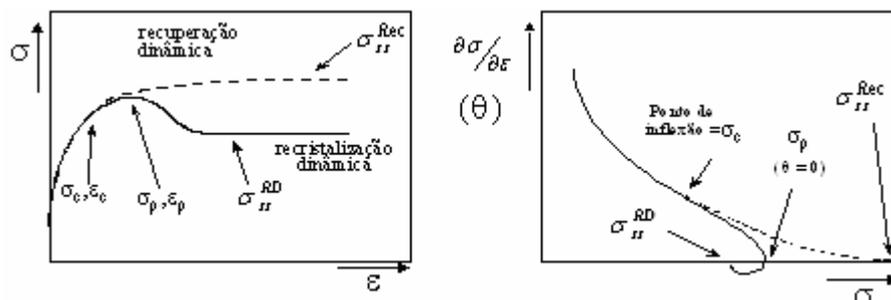


Figura 4.10 Determinação da deformação crítica através de curvas $\sigma \times \varepsilon$ e $\theta \times \sigma$ ⁽⁹⁾.

4.5.3 Recuperação estática e recristalização após deformação a quente⁽¹⁰⁾

Três mecanismos de amaciamento são identificados após a deformação a quente dos materiais⁽²²⁾: recuperação estática, recristalização estática e recristalização metadinâmica ou pós-dinâmica. A cinética para estes três mecanismos de amaciamento é descrita por uma equação do tipo Avrami:

$$X_i = X_i^\alpha \cdot [1 - \exp(-k_i \cdot t^{n_r})] \quad (4.3)$$

Nesta equação, $X_i = X_{RCE}$, X_{RXE} ou X_{RXM} , se refere à fração amaciada associada à recuperação estática, recristalização estática ou recristalização metadinâmica, t é o tempo e X_i^α e k_i são parâmetros que dependem de detalhadas condições de deformação.

A recristalização estática durante a laminação a quente de aços inoxidáveis ferríticos pode ser promovida por aumento da deformação, por aumento do tempo entre passes e pela utilização de temperaturas intermediárias de deformação. Temperaturas mais elevadas favorecem a recuperação e, a temperaturas mais baixas, o material não recupera nem recristaliza.⁽²⁹⁾

4.5.4 Recristalização metadinâmica ⁽¹⁰⁾

A recristalização metadinâmica (RXM) ou pós-dinâmica, como é também chamada na literatura, se refere ao crescimento de grãos após a deformação do material a partir de núcleos que foram gerados durante a deformação. O processo começa dinamicamente e cresce estaticamente durante o tempo entre as deformações ou durante o estágio final de resfriamento.⁽²⁵⁾ A RXM tem uma forte influência na microestrutura (tamanho de grão e textura) e conseqüentemente nas propriedades (limite de resistência, ductilidade à fratura e anisotropia) no produto final. RXM somente ocorrerá caso a recristalização dinâmica descontínua (RXD) tenha ocorrido durante o período de deformação anterior. A RXM não necessita de um período de incubação e é muito mais rápida quando comparada com a recristalização clássica.⁽²²⁾

O amaciamento produzido pela RXM aumenta não só em função do aumento do tempo entre passes, mas também em função da taxa de deformação do passe anterior. Esta dependência pode ser descrita por:⁽²²⁾

$$t_{50} = A \cdot \dot{\epsilon}^{-p} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R.T}\right) \quad (4.4)$$

Onde t_{50} é o tempo para 50% de amaciamento, A e p são constantes do material e Q a energia de ativação.

4.5.5 Os parâmetros tempo e temperatura ⁽¹⁰⁾

Nos processos de deformação a quente em laminadores convencionais tipo “*Tandem*”, que possuem várias cadeiras de acabamento montadas em seqüência, onde vários passes de deformação estão envolvidos e o tempo entre passes é relativamente pequeno (< 1s), não existe tempo suficiente para amaciamento completo entre passes e parte da deformação é acumulada para o passe seguinte. Isto ocorre até que uma deformação crítica (ϵ_c) seja alcançada para que se inicie o amaciamento por RXD.

Em laminadores reversíveis, como nos do tipo *Steckel*, o tempo entre passes é maior e diferentes fenômenos dinâmicos acontecem durante a deformação e fenômenos estáticos podem ocorrer durante o tempo de espera entre passes. A evolução microestrutural opera então de maneira cíclica a cada passe de laminação (deformação a cada passe mais o tempo de espera até o passe seguinte), e a microestrutura final é o resultado acumulado da seqüência destas transformações. Nas deformações subseqüentes, a tensão permanece relativamente baixa em função da RXD durante a deformação, suplementada pela ocorrência de RXM, caso esta ocorra durante o intervalo de tempo entre passes.

Os mecanismos de amaciamento são controlados pela ativação térmica e pela energia acumulada durante a deformação. Quanto maior for a temperatura, maior será a cinética de recristalização e maior será o grão recristalizado.⁽³⁰⁾ Para considerar os efeitos simultâneos da temperatura e da taxa de deformação na tensão de escoamento, o parâmetro de Zener-Hollomon deve ser utilizado, e este é dado por:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{\epsilon}}{R.T}\right) \quad (4.5)$$

A energia de ativação para a deformação (Q_{ϵ}) obtida por Hilton⁽¹⁾ para o aço AISI 430 foi de 375kJ/mol. A RXDC é responsável pelo mecanismo de amaciamento na deformação a quente do aço inoxidável AISI 430 e o refinamento de grãos é obtido pela deformação com altos valores de Z.

4.6 Plasticidade ⁽¹⁾

A conformação é usada para descrever a forma e a estrutura de um objeto. Contudo, plasticidade descreve a facilidade com que o material pode ser manipulado por conformação. As características dos aços inoxidáveis que afetam sua plasticidade

incluem: limite de escoamento, limite de resistência, ductilidade e o efeito do encruamento nessas propriedades e r (coeficiente de deformação plástica).

4.6.1 Estiramento

O estiramento é usado na produção do corpo de painéis automotivos onde é importante que a chapa possa deformar por alongamento com espessura uniforme. A medida mais apropriada é a deformação ou expoente de encruamento ou valor n , que relaciona a tensão verdadeira com a deformação verdadeira numa região de deformação plástica uniforme em um ensaio de tração e, é dado por:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (4.6)$$

Onde: σ é a tensão verdadeira, k é o coeficiente de proporcionalidade, ε é a deformação verdadeira e n é o coeficiente de encruamento.

4.6.2 Embutimento

A capacidade de embutimento de um material é medida pela razão entre o diâmetro inicial do blank e o diâmetro do copo estampado. Para melhorar a estampabilidade, os pontos fracos na parte inferior do copo devem ser enrijecidos. A melhor performance vem com o controle da textura cristalográfica na chapa.

A resistência ao afinamento da espessura da chapa pode ser caracterizada por r , ou taxa de deformação plástica. Essa taxa também é conhecida como coeficiente de Lankford e é uma medida da anisotropia normal. Ela é definida como uma relação entre as deformações verdadeiras na largura e espessura, no ensaio de tração é uma medida de quanto o material pode ser deformado antes da ocorrência de uma falha localizada. Ela pode ser definida como:

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w_i}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right)} \quad (4.7)$$

Onde w_i e h_i são largura e espessura iniciais e w_f e h_f são largura e espessura finais. Convencionalmente, esse relacionamento é obtido pela medição das deformações na largura (ε_2) e no comprimento (ε_1), pela dificuldade de determinação da deformação na espessura (ε_3). Então:

$$r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} = \frac{\varepsilon_2}{-(\varepsilon_2 + \varepsilon_1)} \quad (4.8)$$

Para algumas chapas laminadas, a variação nas propriedades elástica e plástica com a orientação no plano da chapa é evidente. Por esse motivo, a anisotropia normal é quantificada por r_m , isto é, a média de todas as medições tomadas em diferentes ângulos em relação a direção da chapa, conforme a seguir:

$$r_m = \frac{r_o + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (4.9)$$

Onde os valores subscritos representam os ângulos 0, 45 e 90° em relação á direção de laminação, quando da execução do ensaio de tração.

Uma das maneiras, segundo as quais a direcionabilidade das propriedades mecânicas produzidas pela laminação, se manifesta na estampagem profunda é através do fenômeno de formação de orelhas. Este fenômeno consiste na formação de uma saliência ondulada na região superior de um copo estampado, a qual necessita de intenso desbaste para se tornar uniforme. Dependendo da orientação preferencial no plano da chapa, poderão se formar: duas, quatro ou seis orelhas. A formação de orelhas pode ser diretamente correlacionada com a anisotropia planar medida por Δr .⁽¹⁵⁾

$$\Delta r = \frac{r_o - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (4.10)$$

A Tabela 4.3 compara valores de r_m e n de alguns tipos de aços ferríticos com o AISI 430.

Tabela 4.3 Valores de r_m e n de alguns aços ferríticos ⁽¹⁾.

Aço	r_m	n
Baixo C	1,2 a 1,6	0,22 a 0,26
AISI 430	1,2	0,21
18Cr-2Mo	1,5	0,20
26Cr-1Mo	1,4	0,21

4.7 Fundamentos de Textura⁽¹¹⁾

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. A grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de 10µm a 1 mm. Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita: 10 a 100 µm. Portanto, as peças e componentes policristalinos são constituídos de um número enorme de grãos. Por exemplo, um corpo de prova de tração típico pode conter cerca de 10¹⁰ grãos. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinas têm orientação espacial diferente de grão para grão. As diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, *ao redor* de alguma ou de *algumas orientações particulares*. Nesta última condição, o agregado policristalino

apresenta orientação preferencial ou *textura cristalográfica*. Assim, a *textura* pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão *textura aleatória* para significar ausência de orientação preferencial (Figura 4.11).

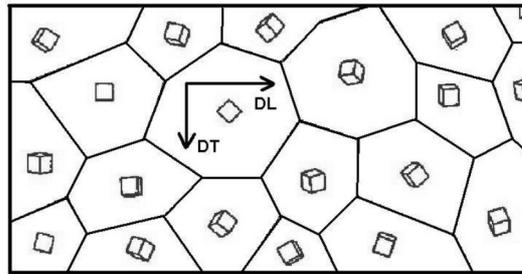


Figura 4.11 Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura).

Finalmente, é importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente. A presença ou ausência de textura não pode ser inferida a partir da forma dos grãos. Por exemplo, grãos alongados (não equiaxiais) não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um processo que introduz textura em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (não equiaxiais).

4.7.1 Orientação preferencial ⁽¹²⁾

A textura ou orientação preferencial pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fusão/solidificação, conformação mecânica ou recozimento.

Após a fusão e posterior solidificação, como no caso de placas de aço produzidas no lingotamento contínuo, os grãos alongados da zona colunar apresentam forte orientação preferencial. Já os grãos da zona equiaxial central apresentam distribuição aleatória de orientações.

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação. A textura final de deformação depende principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, da mudança da forma imposta pela conformação e da temperatura em que o material foi deformado. Nesse caso, como a conformação tem basicamente um caráter bidimensional, a orientação preferencial é mais limitada, como indicado na Figura 4.12(a), não apenas se desenvolve na direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação ou ao comprimento da chapa, mas há também uma forte tendência para a formação de um plano cúbico $\{001\}$, ou face da célula unitária, que se alinha paralelamente ao plano de laminação ou à superfície da chapa, formando a orientação preferencial $\{001\}\langle 110 \rangle$ ⁽¹³⁾.

Quando o material deformado é recozido, pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas, causa apenas a recuperação e pequena ou nenhuma modificação na textura. Recozimento a temperaturas mais altas, causa frequentemente recristalização e o aparecimento de uma nova textura, geralmente diferente da textura de deformação. Essa nova textura é denominada textura de recristalização. Durante o subsequente crescimento normal de grão, após a recristalização não ocorre mudanças acentuadas de textura. Por outro lado, em temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer durante o recozimento e após a recristalização, o crescimento exagerado de grãos ou recristalização secundária, ou seja, alguns grãos crescem consumindo seus vizinhos menores. A textura resultante, nesse caso, é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização.

4.7.2 Texturas de fibra e chapa⁽¹²⁾

Em geral, diz-se que a textura é formada por *componentes*. Uma *componente* é representada por uma orientação cristalina ideal próxima da qual as orientações de um razoável volume do material (número de grãos) se agrupam. No caso de tratar-se de uma chapa laminada, a componente é representada pelo plano cristalino $\{hkl\}$, que é

paralelo ao plano da chapa, e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa.

A Figura 4.12 mostra exemplos de texturas de chapa e de fibra. Nota-se que, no caso do fio, a textura de fibra inclui vários planos $\{hkl\}$ que contêm a direção $\langle 100 \rangle$.

Na Figura 4.12(a), a seguir, a componente ali representada é a de *cubo girado*, $\{001\}\langle 110 \rangle$. No caso de produtos com simetria cilíndrica, como barras ou fios trefilados, as componentes são representadas pelas direções $\langle uvw \rangle$ paralelas à direção axial (DA) do fio ou barra, em torno das quais os grãos se arrumam, como pode ser visto na Figura 4.12(b). Estas direções são normais de planos $\{hkl\}$ situados na seção reta do fio. A textura é então chamada de *textura de fibra*. Em geral, a textura de um material comercial tem várias componentes.

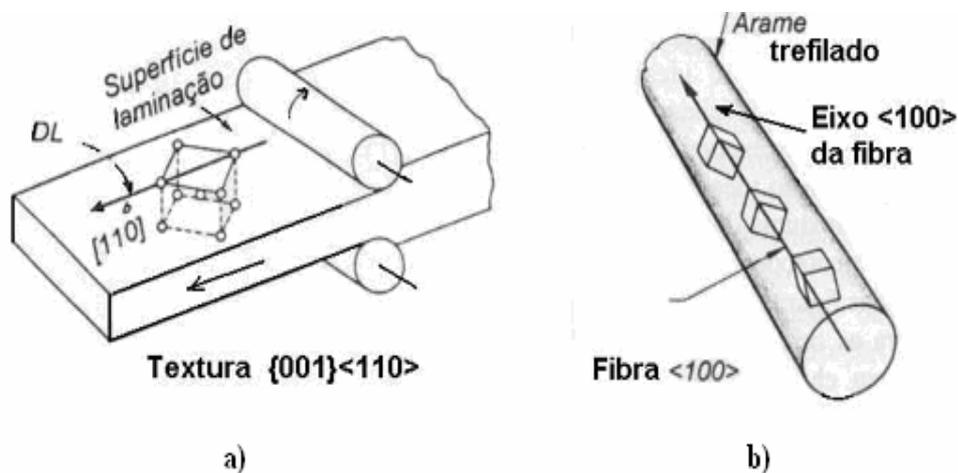


Figura 4.12 (a) Textura (ou componente) $\{001\}\langle 110 \rangle$ em chapa; (b) textura de fibra $\{hkl\}\langle 100 \rangle$ em fio.⁽¹²⁾

4.7.3 Determinação da Textura Cristalográfica

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Tradicionalmente, tem-se usado a difração de raios-X, por meio da qual medem-se as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Num policristal, milhares de grãos são analisados simultaneamente, por esta técnica.

Recentemente, o uso do EBSD (“Electron Back-Scatter Diffraction”) ou Difração de Elétrons Retroespalhados, associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a determinação da orientação individual de cada grão, de modo muito rápido. A quantidade de grãos com cada orientação, existentes no policristal é, assim, levantada diretamente, por um processo automatizado.

Nesse trabalho, as orientações foram determinadas por EBSD.

4.7.3.1 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

EBSD é uma moderna técnica de medição da desorientação local com uso de um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Como o MEV não é restrito a pequenas áreas, sendo habilitado para orientações cristalográficas locais e para determinação em grandes superfícies. A interação do feixe de elétrons com a camada mais superficial da amostra, captada por uma câmera, produz um padrão de difração dos elétrons retroespalhados que é comparada ao padrão de Kikuchi. A imagem captada passa por um sistema de processamento de sinal para eliminação de ruídos e então é enviada para um sistema automático de identificação dos padrões captados (Figura 4.13). Neste sistema, estas imagens são comparadas com o padrão do sistema cristalino em questão (Figura 4.14) e um intervalo de confiança (CI) é definido para cada identificação realizada. Padrões com CI maior que 0,1 terão 95% de chance de estarem corretamente identificados⁽¹⁴⁾.

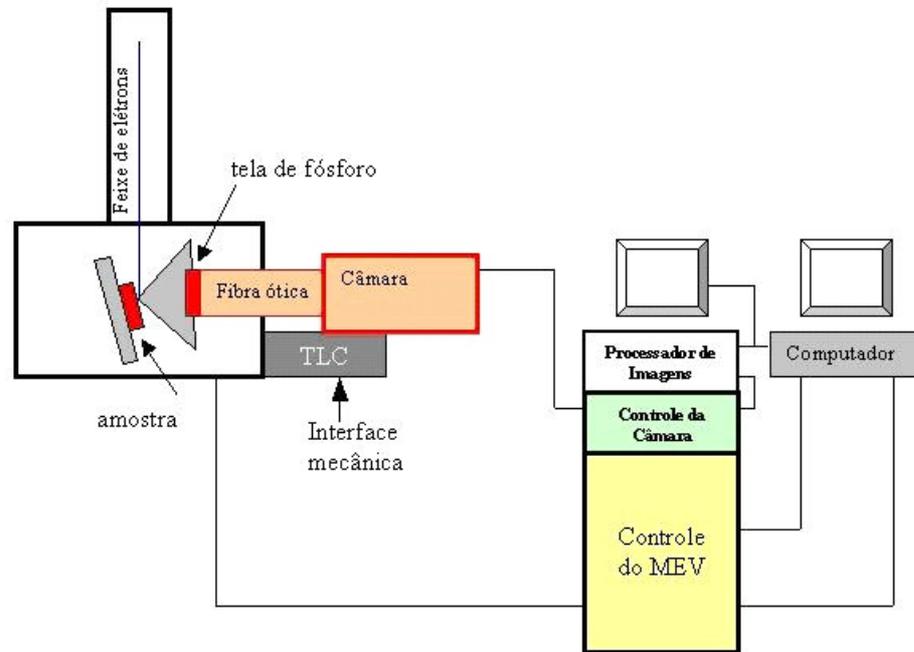


Figura 4.13 Arranjo experimental normalmente utilizado para análise de EBSD⁽¹⁴⁾.

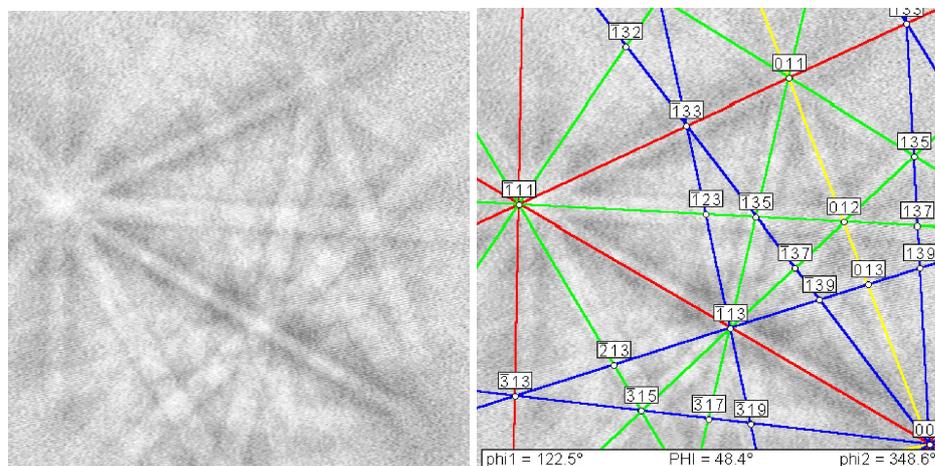


Figura 4.14 Padrão de Kikuchi obtido em uma amostra de nióbio (CCC) (direita) e o padrão identificado (esquerda)⁽¹⁴⁾.

4.8 O efeito do atrito⁽²⁾

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam um grande gradiente de textura e microestrutura ao longo de sua espessura, tanto nas bobinas a quente como a frio. Isto é devido principalmente ao atrito entre o cilindro de trabalho e a superfície da chapa nos laminadores, sendo este efeito mais pronunciado na fase a quente, onde o gradiente é muito elevado. Desde modo, ocorre um alto cisalhamento próximo a superfície e baixo/nulo no centro da tira (Figura 4.15). Tal fato é ainda mais pronunciado nos aços inox ferríticos estabilizados devido ao seu caráter monofásico desde a temperatura de fusão até a temperatura ambiente, uma vez que as transformações de fase tornam as texturas mais aleatórias e a microestrutura mais fragmentada, como no caso dos aços ao carbono. Outro fator que torna a textura aleatória é a laminação a quente na fase austenítica, que pela formação de maclas sucessivas provoca a formação de texturas mais aleatórias, o que não acontece nos aços inox ferríticos, pois, a maclagem é muito mais difícil de ocorrer, principalmente durante a conformação a quente.

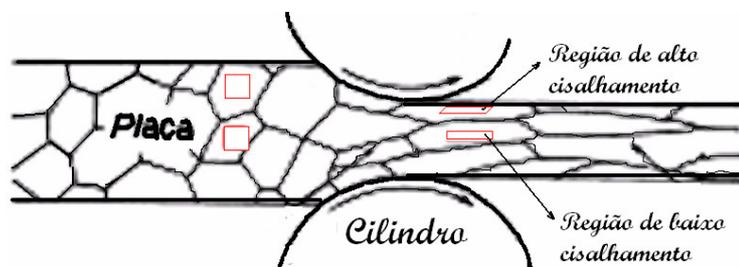


Figura 4.15 Representação esquemática do comportamento heterogêneo do material na laminação a quente.

Foi observado⁽²⁾ que as condições da ARCELORMITTAL INOX BRASIL são mais favoráveis ao maior atrito durante a laminação a quente. Como os aços inoxidáveis ferríticos são fortemente influenciados pela textura herdada da laminação a quente e a evolução de como as texturas de cisalhamento (normalmente Goss $\{110\}[100]$, cobre $\{112\}[111]$ e latão $\{110\}[112]$) durante a laminação a frio são pouco conhecidas (supõe-se principalmente que sejam eliminadas por deformação plana), foi estudado, comparativamente, as possíveis influências do atrito sobre a estampabilidade e o

estriamento nos aços AISI 430. Ressalta-se porém que uma condição de maior cisalhamento não interfere somente na formação de texturas de cisalhamento, mas também no maior acúmulo de energia de deformação na região cisalhada, o que pode vir a ter forte influência no comportamento posterior desta região (principalmente quanto a recristalização).

Através do estudo deste efeito, via condições de alto atrito (cilindros mais rugosos por exemplo) e baixo atrito (lubrificação a quente), as propriedades finais destes aços podem ser otimizadas, principalmente em relação aos defeitos superficiais (como o estriamento) e a estampabilidade.

4.9 Processo de produção do aço AISI 430 na ArcelorMittal Inox Brasil

4.9.1 A aciaria da ArcelorMittal Inox Brasil

A primeira fase do processo dos aços inoxidáveis ferríticos é a aciaria, obedecendo a requisitos especiais de composição química com restrição dos elementos de ligas e baixos teores de elementos residuais ou de contaminação. As matérias-primas utilizadas são: o gusa líquido, sucatas, ferro ligas, ferro cromo líquido, os quais constituem a carga metálica, além de coque para incorporação do carbono, fundentes, cal dolomítica e fluorita.

O processo de produção na aciaria, como mostrado na Figura 4.16, baseia-se na fusão da carga sólida em Forno Elétrico a Arco, pré-tratamento do Gusa para remoção do Silício e redução do teor de Fósforo nas instalações do PTG, refino primário em convertedores AODL / MRPL, refino secundário em Desgaseificador a Vácuo - VOD e Forno Panela e finalmente o uso do Lingotamento Contínuo para transformação do aço líquido em placas de 200 mm de espessura, com largura e comprimentos variáveis, todas com controle da qualidade superficial, interna, dimensional e de forma.

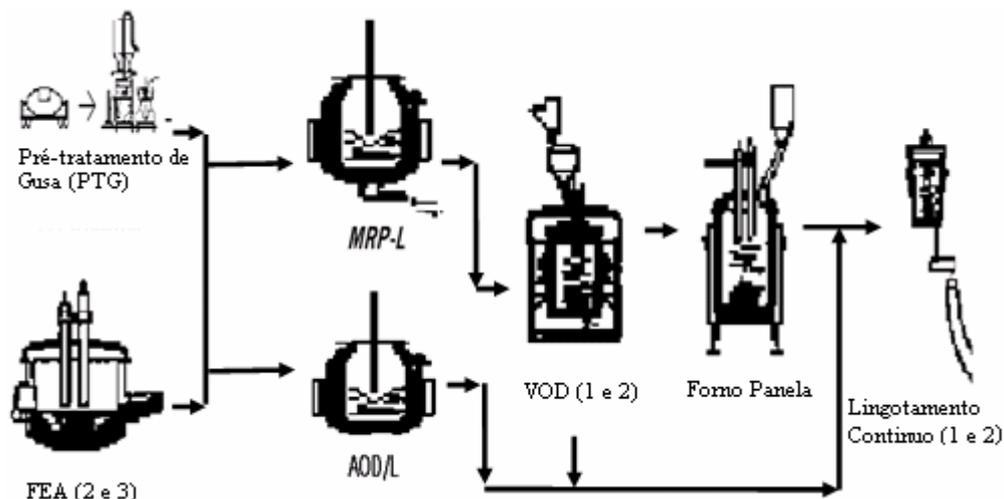


Figura 4.16 Fluxo de produção da aciaria da ArcelorMittal Inox Brasil.

Após lingotamento contínuo, as placas são destinadas a linha de laminação de tiras a quente, onde está concentrado esse trabalho de pesquisa.

4.9.2 A laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil

O processo de laminação de tiras a quente na ArcelorMittal Inox Brasil é realizado basicamente em 5 fases: reaquecimento, laminação de desbaste, laminação de acabamento, resfriamento da tira e bobinamento. O fluxo de produção da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil é mostrado na Figura 4.17.

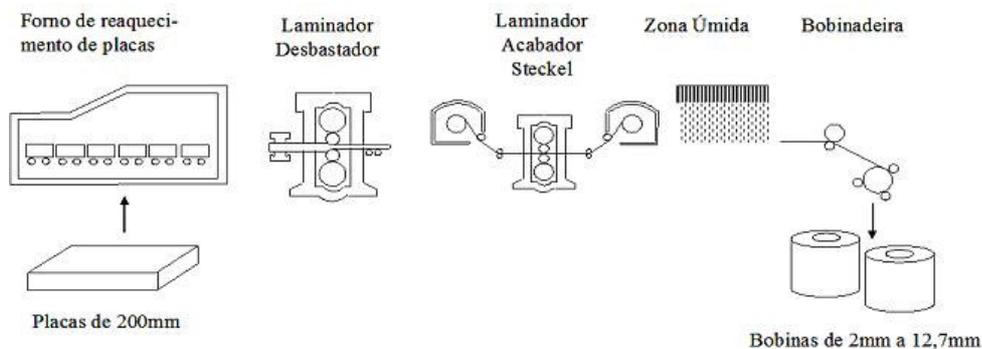


Figura 4.17 Fluxo de produção da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.

Placas provenientes do lingotamento contínuo são reaquecidas até uma temperatura adequada para a laminação no forno de reaquecimento de placas tipo *Walking Beam*. A placa reaquecida tem a sua espessura inicial de 200mm reduzida para 28mm durante o processo de laminação de desbaste. A deformação de desbaste é realizada em 7, 9 ou 11 passes no laminador desbastador *Rougher* tipo quadruo reversível com laminador de bordas na entrada. O esboço proveniente da laminação de desbaste tem uma espessura de 28mm que será reduzida à espessura final objetivada (12,70mm a 2,00mm) durante o processo de laminação de acabamento. A deformação de acabamento é realizada em 1, 3, 5 ou 7 passes no laminador acabador *Steckel* tipo quadruo reversível. Após a laminação de acabamento, a tira é resfriada até uma temperatura objetivada para minimizar a formação de oxidação interna preferencial do cromo pela ação de spray de água na Zona Úmida. A última fase do processo é o bobinamento da tira laminada, formando as bobinas laminadas a quente sem recozimento e decapagem (BQ Preta).

Após laminação a quente, as bobinas são destinadas a linha de laminação de tiras a frio de inoxidáveis.

4.9.2.1 O laminador *Steckel*

O laminador tipo *Steckel* tem apenas uma cadeira de laminação posicionada entre dois fornos em caixa providos de um tambor rotativo para bobinar a tira durante o processo de laminação (Figura 4.18). A perda de calor durante o processo de laminação de acabamento é minimizada pelo acondicionamento da tira nos fornos posicionados na entrada e na saída do laminador durante a execução do passe.

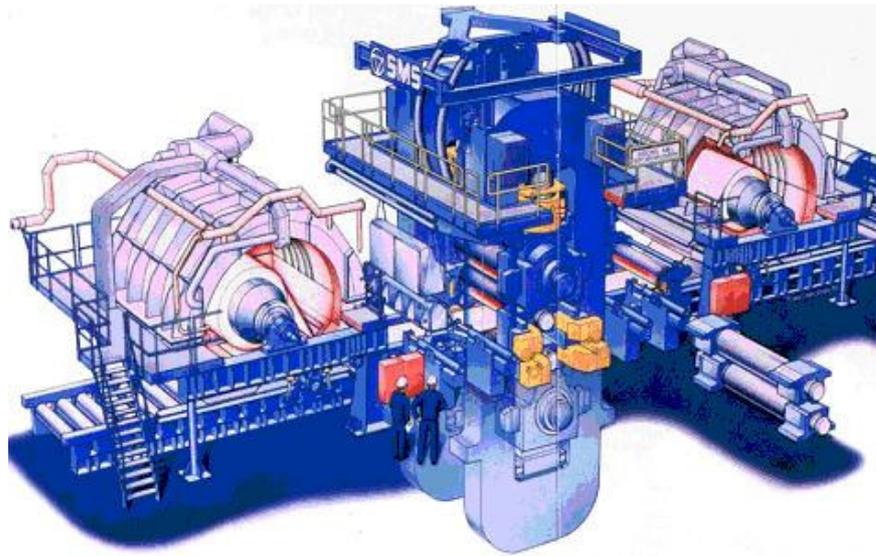


Figura 4.18 Laminador *Steckel*. Material de divulgação da SMS Demag.

Por ser reversível, o processo de laminação de acabamento em laminador tipo *Steckel* apresenta uma cinética diferente dos laminadores convencionais tipo *Tandem* que possuem várias cadeiras de acabamento montadas em seqüência. A laminação no *Steckel* não é feita em velocidade constante, o que produz diferentes tempos de contato com o cilindro e diferentes tempos de permanência dentro dos fornos em função da posição tomada ao longo do comprimento da tira.

O aspecto principal deste tipo de laminador é o tempo entre passes que pode variar de rápidos quatro segundos até dois minutos em uma mesma tira.. Esta diferença é consequência da reversão no processo de laminação via *Steckel*.

4.9.3 A laminação de tiras a frio da ArcelorMittal Inox Brasil

O processo de laminação de tiras a frio na ArcelorMittal Inox Brasil para o aço ferrítico AISI 430 é realizado basicamente em 6 fases principais: recozimento em caixa, decapagem da bobina laminada a quente e recozida, laminação a frio, recozimento e decapagem finais, laminação de encruamento e acabamento das bobinas laminadas a frio.

A BQ Preta proveniente na laminação de tiras a quente é tratada termicamente em fornos de recozimento em caixa, para decomposição da martensita gerada pela deformação a quente em ferrita mais carbonetos, adequando as propriedades do material para a laminação a frio.

Após o recozimento em caixa o material é destinado à linha de Recozimento e Decapagem Contínuos de BQ, onde ocorre a remoção dos óxidos formados durante os processos anteriores, obtendo assim uma bobina laminada a quente, recozida e decapada (BQ Branca).

Posteriormente a BQ Branca é destinada aos laminadores a frio para redução da espessura até ao valor desejado pelos clientes, obtendo assim a bobina laminada a frio (BF).

Em seguida a BF é processada na linha de recozimento e decapagem finais, onde são executados o tratamento térmico e decapagem contínuos, adequando as propriedades do material às exigências do cliente. Após essa etapa a BF é processada no laminador de encruamento, com um leve passe em cilindros brilhantes, de forma a ultrapassar a deformação necessária para que não ocorra o patamar de escoamento na curva tensão x deformação, evitando-se assim o fenômeno de Linhas de Luders e conferindo uma melhor forma e brilho ao produto.

A última etapa de processamento é o acabamento, onde a BF é cortada nas dimensões solicitadas pelos clientes.

A **Erro! A origem da referência não foi encontrada.** apresenta um diagrama esquemático dos tratamentos termomecânicos que o material está sujeito durante seu processamento no fluxo de produção da ArcelorMittal Inox Brasil.

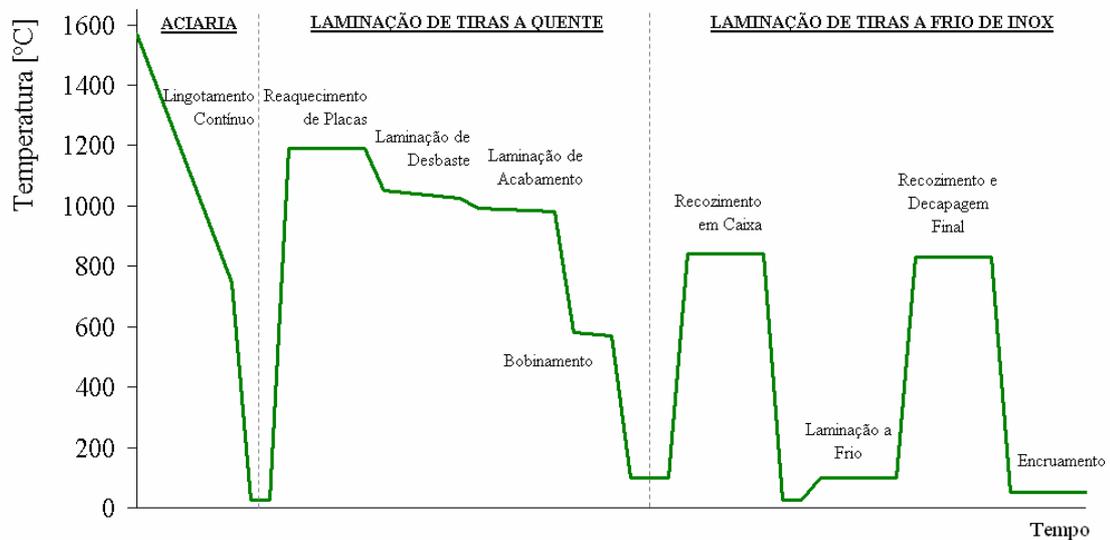


Figura 4.19 Diagrama de tratamentos termomecânicos do aço AISI 430 na ArcelorMittal Inox Brasil.

4.10 Requisitos das bobinas laminadas a frio de aço AISI 430

Para a aplicação final, as bobinas de aço inoxidável ferrítico AISI 430 devem apresentar, após a laminação a frio e posterior recozimento, boas propriedades de estampagem, alto brilho e uma superfície isenta de estrias. Uma microestrutura após a laminação a quente mais fragmentada e com textura menos intensa tende a produzir as melhores bobinas a frio. A estampabilidade destes materiais é essencialmente dependente da textura após recozimento final e, esta última, é fortemente influenciada pela textura herdada da laminação a quente.

A quebra da textura de solidificação durante as etapas de laminação a quente e a frio é importante para evitar a formação de estrias durante as operações de estampagem. A solução passa por refinamento da estrutura da placa com uso de equipamento de agitação eletromagnética e a destruição das faixas de grãos colunares através de recristalizações sucessivas. Obtém-se a destruição destas faixas com condições de laminação a quente que são favoráveis à recristalização, a laminação a frio com martensita de baixo carbono e recozimentos intermediários.

4.10.1 Anisotropia

Os valores típicos de n , Δr , r_m e outras propriedades mecânicas das bobinas laminadas a frio de aço AISI 430 produzidas na ArcelorMittal Inox Brasil são apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 Propriedades mecânicas do aço AISI 430 laminado a frio⁽¹⁶⁾.

Limite de Escoamento	250 MPa mínimo
Limite de Resistência	450 MPa mínimo
Alongamento 50mm	22% mínimo
Dureza	88 HRb máximo
n	0,18
Δr	0,20
r_m	1,00

4.10.2 Estrias

As estrias são irregularidades geométricas em forma de rugas estreitas, como mostrado na Figura 4.20, paralelas ao sentido de laminação, que aparecem normalmente após uma quantidade pequena de deformação e, sua intensidade na superfície da tira tende a aumentar com o aumento da deformação.

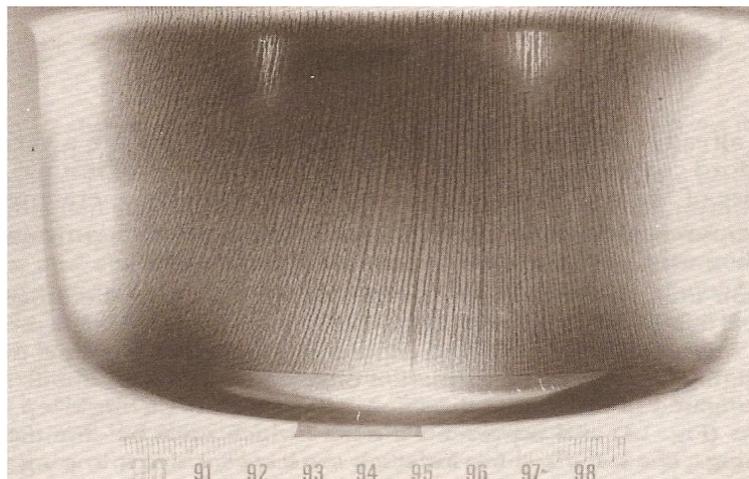


Figura 4.20 - Fenômeno de estrias observado em corpo de prova. Escala de referência em centímetros⁽⁵⁾.

5 - METODOLOGIA

São descritos à seguir, a metodologia usada para a obtenção do material estudado e dos ensaios termomecânicos realizados em laminador piloto, as técnicas utilizadas para a caracterizações da microestrutura, das quantificações das fases e componentes de textura presentes e, das informações de processo necessárias.

5.1 Material

O material utilizado neste trabalho é o aço inoxidável ferrítico AISI 430, retirado diretamente da linha de laminação a quente da ArcelorMittal Inox Brasil, conforme será detalhado mais à frente. Sua composição química média é dada na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Composição química média da corrida 742301E de aço AISI 430 da ArcelorMittal Inox Brasil [% em peso].

Cr	Mn	Ni	Si	Cu	V	Mo	C	N	Nb	P	Sn	S
16,43	0,42	0,28	0,39	0,03	0,05	0,02	0,051	0,052	0,03	0,030	0,006	0,001

As frações equivalentes dessa composição química são plotadas na Figura 5.1e listadas abaixo e, não diferem muito daquelas calculadas pela composição química média para o aço AISI 430 (Figura 4.6), o que mostra a presença das fases ferrítica e martensítica à temperatura ambiente.

$$Cr_{eq} = 17,56$$

$$Ni_{eq} = 3,36$$

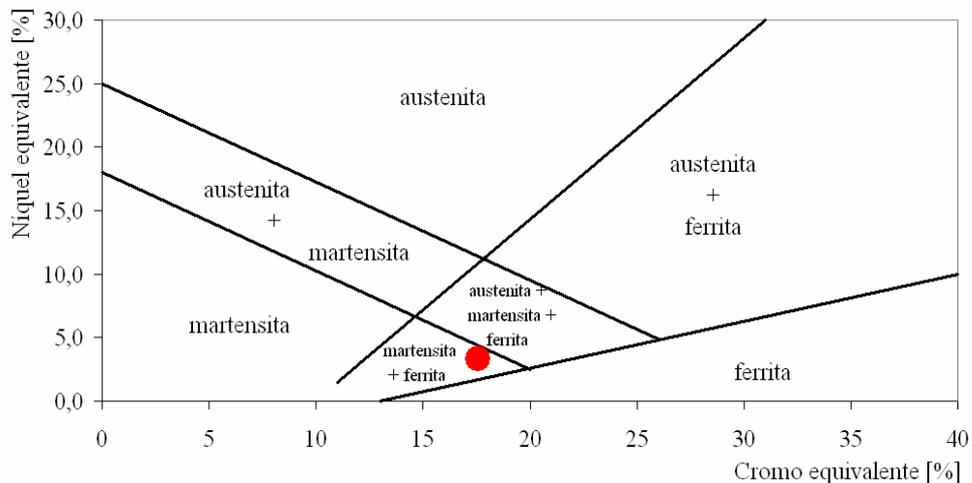


Figura 5.1 Diagrama de Schaeffler (corrida 742301E).

Conforme Schuwarden Jr⁽¹⁰⁾, o resultado da simulação com o uso do *software* Thermo-Calc para obtenção das fases presentes no equilíbrio do aço AISI 430 com a composição química: 0,05%C, 0,39%Mn, 0,35%Si, 16,17%Cr e 0,05%N, mostra uma região bifásica com a presença de α (ferrita) e γ (austenita) nas temperaturas entre 846°C e 1272°C. (Figura 5.2).

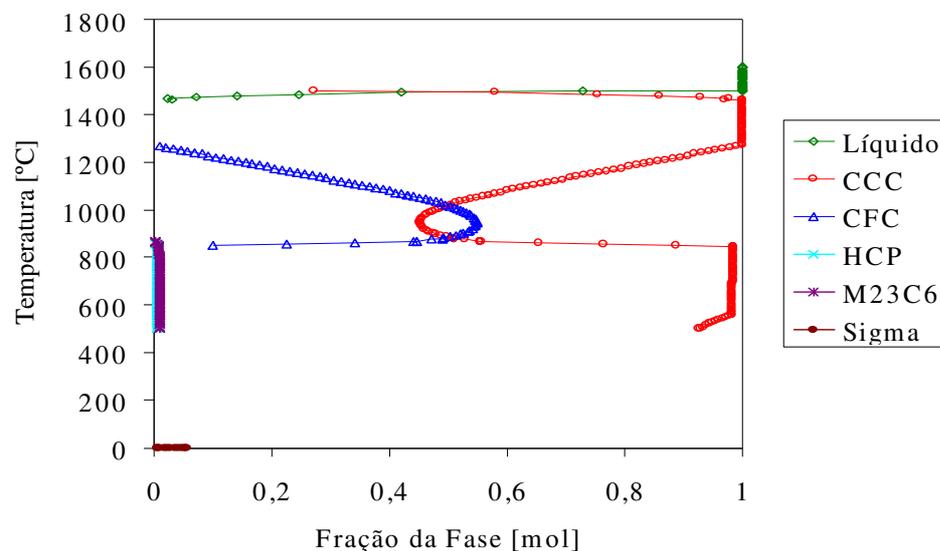


Figura 5.2 Diagrama de equilíbrio do aço AISI 430 simulado por Thermo-Calc com a composição química 0,05%C, 0,39%Mn, 0,35%Si, 16,17%Cr e 0,05%N⁽¹⁰⁾.

5.2 Amostragem

5.2.1 Amostras de esboço

Para execução das simulações, amostras de esboço foram retiradas após laminação de desbaste no laminador Rougher da ArcelorMittal Inox Brasil e enviadas para corte nas dimensões aproximadas de 100mm de comprimento, 28mm de espessura e 50mm de largura, com seus eixos longitudinais paralelos à direção de laminação (Figura 5.3).

As amostras de esboço foram retiradas da ponta inicial da unidade metálica 742301E02.

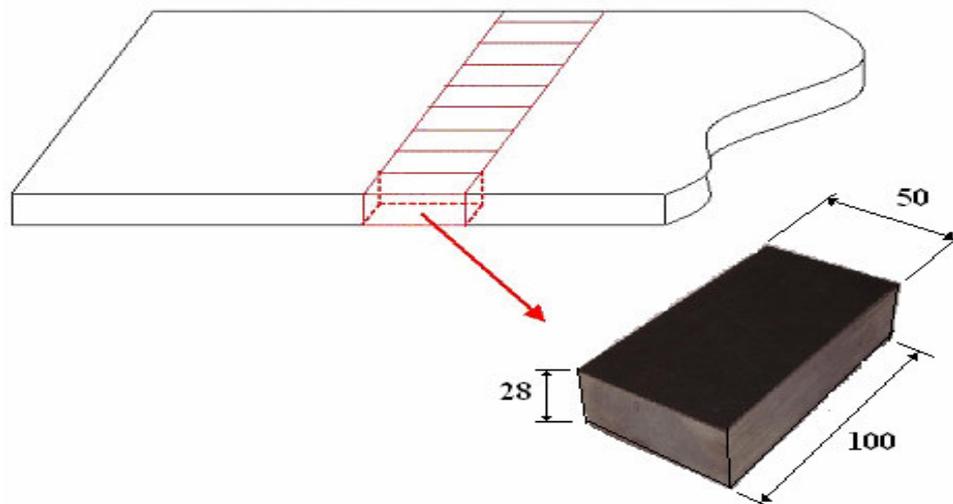


Figura 5.3 Esquema da amostragem de esboço para a laminação a quente piloto.

5.2.2 Amostras de tiras após laminação piloto

Para execução das caracterizações (microscopia óptica, quantificações de fases e texturas presentes), tiras após laminação a quente piloto foram enviadas para corte de sub-amostras no centro do comprimento e da largura das tiras (Figura 5.4), evitando

assim a interferência nos resultados por variações no processo de conformação (início, meio e fim de tira).

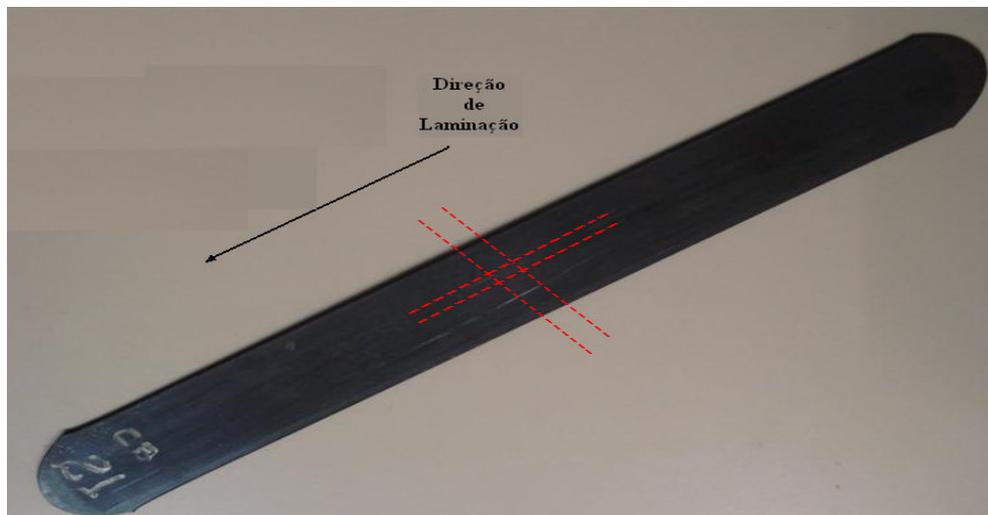


Figura 5.4 Esquema da amostragem da tira após laminação a quente piloto.

Para realização dos ensaios de tração, estriamento, anisotropia (r_m e Δ_r), microscopia óptica, quantificações de fases e texturas presentes em tiras laminadas a frio piloto amostras foram retiradas conforme esquema apresentado na Figura 5.5.

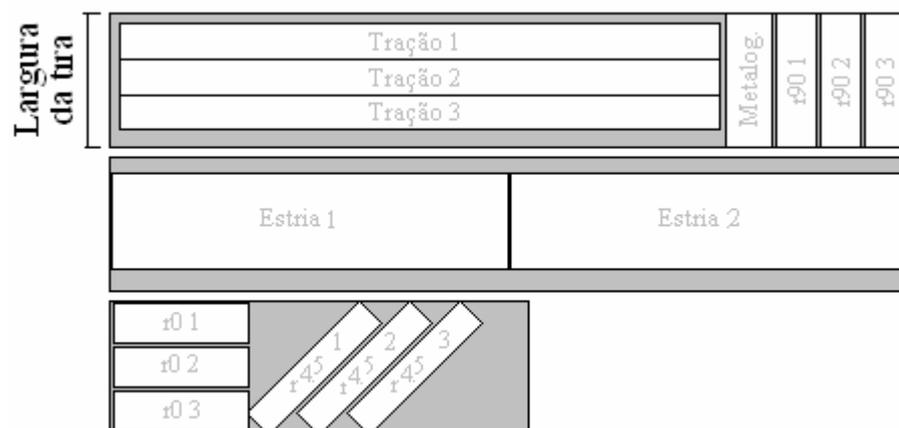


Figura 5.5 Esquema de amostragem em relação ao comprimento das tiras laminadas a frio via laminador piloto.

5.2.3 Preparação das amostras para análise em microscopias ópticas e eletrônica de varredura (MEV)

As amostras retiradas das tiras, após a laminação piloto, foram cortadas com auxílio de um disco abrasivo refrigerado, montadas, lixadas, polidas e atacadas, para realização de todas análises na seção longitudinal (direção de laminação), conforme Figura 5.6.



Figura 5.6 Amostras para análise em microscopias óptica e eletrônica de varredura (MEV) provenientes das tiras após laminação piloto.

5.3 Processamento termomecânico

As plantas industriais para laminação a quente de aços são equipamentos caros, tanto na construção, quanto na operação. Assim, ensaios ou testes em instalações desse porte são arriscados e normalmente não trazem resultados que compensem os riscos e custos envolvidos.

No laboratório, os níveis de risco e custo são muito mais baixos e, por esse motivo, vários métodos de simulação têm sido utilizados na tentativa de reproduzir o processo de deformação industrial a quente, porém, nenhum deles faz uma simulação perfeita.

As variáveis temperatura de laminação (T), tempo entre passes (t_{ep}), deformação (ε) e velocidade de deformação ($\dot{\varepsilon}$) são as mais importantes nesse processamento termomecânico e, o material sendo processado responde a aplicação desta seqüência (T , t_{ep} , ε e $\dot{\varepsilon}$) gerando calor, mudando de forma e ocasionando uma força de resistência à

deformação, que vai ser transmitida ao laminador através da força de separação entre os cilindros de trabalho.

Na ArcelorMittal Inox Brasil, a laminação piloto é muito utilizada como ferramenta de simulação dos processos de deformação a quente e a frio e, devido ao fato da amostra ter uma relação de área superficial por unidade de volume muito maior do que o caso real, as taxas de resfriamento no laminador piloto são naturalmente muito maiores do que daquelas na laminação em escala industrial. Portanto, a variável T precisa ser cuidadosamente trabalhada para ser reproduzida com exatidão ao longo da seqüência de laminação. Como a influência da temperatura nas cinéticas de amaciamento é muito maior que a deformação e a taxa de deformação⁽¹⁰⁾, a diferença na taxa de deformação entre a laminação piloto e laminação em escala industrial não compromete os resultados e, como na simulação também será representado o processo padrão, todas as diferenças encontradas podem ser atribuídas às modificações introduzidas no experimento.

5.3.1 O laminador piloto da ArcelorMittal Inox Brasil

Trata-se de um laminador piloto duo ou quadro reversível, conforme Figura 5.7, produzido pela Fenn Manufacturing, cujas especificações são listadas na Tabela 5.2.



Figura 5.7 Laminador piloto Fenn modelo 4-085 do centro de pesquisas da ArcellorMittal Inox Brasil.

O laminador piloto dispõe de um sistema de supervisão e controle que adquire as informações do campo em tempo real, formando uma base de dados para atuação dos dispositivos, tais como posicionamento dos cilindros, e apresentando as informações em sinóticos dinâmicos com indicações das alterações nas variáveis de processo controladas, bem como registrando alarmes e eventos principais do processo. O sistema supervisorio está baseado em um computador do tipo IBM PC (Intel Pentium III – 550 MHz – 128 MB RAM) rodando sob o sistema operacional Microsoft Windows NT 4.0. A aquisição de dados é efetuada pelo aplicativo Paradym-31 da Intellution Inc, que troca informações com o campo via drivers de comunicação desenvolvidos em linguagem C, da seguinte maneira:

- Os sinais de posicionamento dos cilindros (frente e ré) são gerados pelo dispositivo Sony Mangnascale e adquiridos através da placa PCL 833 da Advantech Corporation, que é plugada no barramento ISA do computador.
- O sistema de controle após processar os sinais do posicionamento dos cilindros, emite sinais para as servo-válvulas através de uma placa de duas saídas analógicas rápidas PCL 728 da Advantech Corporation.
- Através da porta serial COM1, o sistema comunica-se em rede de protocolo RS 485 com os módulos ADAM da série 4000, ou seja, entradas e saídas analógicas e digitais. Essa comunicação é feita na velocidade de 115200 bps (bits por segundo).

Tabela 5.2 Dados gerais de especificação do laminador piloto Fenn do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.

Característica	Especificação
Fabricante	Fenn Manufacturing
Modelo	4-085
Tipo	Duo e Quadruo Reversível
Espessura máxima de entrada	40 mm
Diâmetro cilindros	Duo: de 238 a 254 mm Quadruo: de 63,5 a 76 mm
Espessura mínima de saída	0,15 mm
Largura máxima	150 mm
Força máxima	150 t
Mecanismo de ajuste de força	Hidráulico com dois cilindros
Velocidade máxima	20 m/min com cilindros de ϕ 250 mm
Motor	Motor Vector com velocidade variável de 75 HP, 1750 rpm, C.A.
Suprimento de energia	440 V, Trifásico, 60 Hz
Variáveis controladas	Força de laminação, abertura de cilindros, temperatura e velocidade de laminação

Na laminação piloto, mede-se a força de resistência máxima á deformação pela compressão do material entre os cilindros a uma distancia pré-estabelecida (abertura entre os cilindros). Essa medição é executada em intervalos de tempo muito baixos, porém, a rotina de armazenamento das informações é gerada a cada 0,5s, calculando-se o resultado médio dos últimos 10 pontos e arquivando no banco de dados do sistema supervisorio do equipamento.

O cálculo da resistência média máxima de deformação é realizado em função da força de média máxima à deformação em cada passe e, é dado por:

$$\sigma_{m\varepsilon} = \frac{P}{w \cdot \sqrt{R\Delta h}} \quad (5.1)$$

Onde $\sigma_{m\varepsilon}$ é a resistência média máxima de deformação, P é força média máxima de laminação, w é a largura da amostra, R é o raio médio dos cilindros de trabalho e Δh é a diferença entre as espessuras de entrada e saída em cada passe.

5.3.2 Simulações realizadas no laminador piloto

Para validação dos testes preliminares de Oliveira⁽²⁾ foram efetuadas laminações a quente e a frio no laminador piloto Fenn do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil, conforme situações descritas na Tabela 5.3 e Tabela 5.4.

Tabela 5.3 - Simulações do processo de laminação a quente no laminador piloto da ArcelorMittal Inox Brasil.

Condição de atrito	Nº de Passes	Temperatura Nominal [°C]	Produto
Sem lubrificação	5	1019	BQ Preta
Com lubrificação a 1% de óleo específico para laminação a quente			

Tabela 5.4 - Simulações do processo de laminação a frio no laminador piloto da ArcelorMittal Inox Brasil.

Condição de atrito no processo de laminação a quente	Nº de Passes	Espessura final [mm]	Produto
Sem lubrificação	10	0,60	BF
Com lubrificação a 1% de óleo específico para laminação a quente			

5.4 Caracterização da microestrutura

Uma das dificuldades na análise da microestrutura gerada do aço inoxidável ferrítico AISI 430 laminado a quente é devido sua deformação a quente ser realizada em uma região bifásica com a presença de ferrita e austenita. A austenita após o resfriamento gera uma fração de martensita na microestrutura final da tira laminada a quente. Para a caracterização da microestrutura foi utilizada a técnica de microscopia óptica.

Para todas amostras, o lixamento foi realizado com o método manual por sucessivas lixas de granulometrias decrescentes, mudando de direção (90°) em cada lixa subsequente, até desaparecerem os traços da lixa anterior. A seqüência utilizada foi de granulometria 120, 220, 320, 500 e 600. O polimento da amostra após a etapa de lixamento também foi realizado pelo método manual utilizando-se pano macio na seqüência de granulometria 6 a 3 micra. O reagente metalográfico utilizado para revelar a estrutura foi Villela, com 95ml de álcool etílico, 1g de ácido pícrico e 5ml de HCl. O ataque químico foi realizado por imersão à temperatura ambiente com um tempo de 120s com o objetivo de melhorar a revelação de contornos de grãos.

Um banco metalográfico da marca Leica equipado com uma câmera digital com resolução de 640 X 480 pixels foi utilizado para gerar as imagens da microestrutura do material (Figura 5.8).

Todas as amostras selecionadas, representativas de cada condição de laminação a quente no laminador piloto, foram analisadas em cinco segmentos ao longo da espessura, em pontos situados nas posições de: superfície superior (borda superior), intermediária superior (intermediário superior), meio da espessura (centro), intermediária inferior (intermediário inferior) e superfície inferior (borda inferior).

Para as amostras laminadas a frio as análises foram feitas em dois segmentos ao longo da espessura, em pontos situados nas posições de: superfície superior (borda) e meio da espessura (centro). Esse procedimento foi adotado em função da espessura ser muito fina e apresentar similaridade da microestrutura ao longo da mesma.



Figura 5.8 Microscópio óptico do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.

5.5 Quantificação das fases⁽¹⁰⁾ e textura presentes

Para a determinação das fases presentes na microestrutura deste material, é necessário quantificar a fração de martensita presente e da fração de ferrita, identificar o percentual de ferrita recristalizado e o percentual de ferrita apenas deformado.⁽¹⁰⁾

As mesmas amostras utilizadas para análise em microscopia óptica foram novamente polidas para análise por EBSD (Figura 5.6). O polimento adicional das amostras montadas foi realizado por 10 horas, com pano Op-Chem e placa de vidro. Foi utilizada uma solução contendo 30ml de sílica coloidal e 10ml de DP Azul. A sílica coloidal corrói até certo ponto a camada superficial, eliminando as possíveis deformações causadas pela abrasão da lixa. Ao final do polimento, as amostras montadas foram lavadas com água e sabão neutro e secas com lenço de papel.

As amostras preparadas foram analisadas com o auxílio de um microscópio Philips que tem acoplado um sistema TSL (Figura 5.9).

As imagens foram geradas pelo EBSD, conforme parâmetros listados na Tabela 5.5 para tiras laminadas a quente e na Tabela 5.6 para tiras laminadas a frio.



Figura 5.9 Microscópio eletrônico de varredura do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.

Tabela 5.5 Parâmetros de ajuste do EBSD para amostras laminadas a quente.

Ampliação	x200
Tensão do feixe	20kV
Abertura do feixe (Spot Size)	7
Tempo por ponto	0,030 s
Tamanho do passo	1 μ m
Nº de bandas indexadas	9/s
Área de análise	800 x 200 μ m

Tabela 5.6 Parâmetros de ajuste do EBSD para amostras laminadas a frio.

Ampliação	x200
Tensão do feixe	20kV
Abertura do feixe (Spot Size)	7
Tempo por ponto	0,030 s
Tamanho do passo	3 μ m
Nº de bandas indexadas	9/s
Área de análise	600 x 5000 μ m

A quantificação das fases foi realizada apenas para amostras laminadas quente, enquanto que a quantificação da textura presente foi realizada para ambas condições (laminação a quente e a frio).

Para quantificar a fração de martensita, fração de ferrita (não recristalizada e recristalizada), a imagem original foi dividida com base em parâmetros que são incluídos no *software* OIMTM conforme a Tabela 5.7.

O espalhamento da orientação no interior de um grão (*Grain Orientation Spread*) é um dos parâmetros utilizados para a quantificação das frações de ferrita deformada e recristalizada com o uso da imagem gerada por EBSD. Um cálculo é realizado pelo *software* OIMTM para se obter o valor de espalhamento da orientação do grão. Primeiro a orientação média de todos os pontos tomados no interior de um grão é calculada e em seguida, o espalhamento da orientação do grão é definido como o desvio médio entre a orientação em cada ponto e a orientação média do grão. Isto é realizado para cada grão, obtendo assim, uma distribuição do espalhamento da orientação do grão. Grãos deformados têm um gradiente de orientação interna, resultando em altos valores de espalhamento. Em grãos recristalizados o valor de espalhamento é menor.

Tabela 5.7 Parâmetros utilizados no *software* OIMTM para quantificação de fases.⁽¹⁰⁾

Fase	<i>Spread</i>	Tamanho de Grão
Ferrita Recristalizada	$\leq 2,5$	$> 4 \text{ pixels}$
Ferrita Não Recristalizada	$> 2,5$	
Martensita	-	$\leq 4 \text{ pixels}$

As amostras laminadas a quente (representativas de cada condição de laminação piloto) foram analisadas em EBSD em cinco segmentos equidistantes ao longo da espessura, em pontos situados nas posições de: superfície superior (borda superior), intermediária superior (intermediário superior), meio da espessura (centro), intermediária inferior (intermediário inferior) e superfície inferior (borda inferior).

As amostras laminadas a frio foram analisadas em EBSD em apenas um segmento, compreendendo toda espessura.

5.6 Ensaios de estriamento

A medição do estriamento foi executada de duas formas: análise visual após ensaio de tração a 15% de deformação e medição da rugosidade superficial em um rugosímetro 3D de bancada (Figura 5.10).

Na primeira forma, a análise visual é feita por comparação com um padrão de estrias que varia desde 0 (isento de estrias visíveis a olho nu) a 3 (completamente estriado). O padrão de liberação é até valor 2.

Na segunda forma, a rugosidade superficial é medida por 6 (seis) vezes em amostras com comprimento de 35 mm, a uma velocidade de 2,0 mm/s, perfazendo um total de 9600 pontos em uma faixa de medição de 1600 μm /cada. Nesse tipo de ensaio, são analisados dois tipos de estrias: as maiores (visíveis a olho nú) e as menores (detectáveis apenas em rugosímetro), com o uso de três comprimentos de ondas:

- W_a (waviness average), que representa a média aritmética dos valores absolutos dos desvios do perfil de ondulação a partir da linha média.
- W_t (waviness total), que representa a soma da altura do pico mais alto e do vale mais profundo, ambos considerados a partir da linha média ao longo de todo perfil.
- W_{Sm} (waviness space mean), que representa a média do espaço entre o perfil dos picos na linha média.

A medição das estrias maiores podem ser comparadas aos resultados obtidos por análise visual.



Figura 5.10 Rugosímetro 3D de bancada da ArcelorMittal Inox Brasil

5.7 Sumário das caracterizações realizadas

O número total de caracterizações foi 16 (dezesseis), sendo: 8 (oito) para tiras laminadas a quente e 8 (oito) para tiras laminadas a frio, conforme detalhado a seguir.

5.7.1 Caracterizações realizadas para tiras laminadas a quente

- Produto: (P = 1)
 - BQ Preta
- Padrões de temperatura de laminação: (T = 1)
 - T = 1019°C
- Condições de atrito: (μ = 2)
 - Sem lubrificação
 - Com lubrificação a 1% de óleo Específico para laminação a quente
- Caracterizações: (C = 4)
 - Carga de laminação a quente
 - Microscopia óptica
 - Fases presentes (EBSD)
 - Componentes de textura presentes (EBSD)
- Total de caracterizações na BQ:
 - = (P).(T).(μ).(C)
 - = (1).(1).(2).(4)
 - = 8 caracterizações

5.7.2 Caracterizações realizadas para tiras laminadas a frio

- Produto: (P = 1)
 - BF
- Padrões de temperatura de laminação: (T = 1)
 - T = ambiente
- Condições de atrito na laminação a quente: (μ = 2)
 - Sem lubrificação
 - Com lubrificação a 1% de óleo Específico para laminação a quente
- Caracterizações: (C = 4)
 - Microscopia óptica
 - Componentes de textura presentes (EBSD)
 - Ensaio de tração
 - Estriamento
- Total de caracterizações na BF:
 - = (P).(T).(μ).(C)
 - = (1).(1).(2).(4)
 - = 8 caracterizações

6 - SIMULAÇÕES EM LABORATÓRIO

Neste trabalho o laminador Steckel é o ponto focal da investigação das modificações microestruturais com e sem uso de lubrificação em seu processo de deformação a quente e, para examiná-lo cuidadosamente, simulações em laboratório foram desenvolvidas em laminador piloto.

Esse capítulo promove uma descrição detalhada de como foram obtidos os dados industriais de referência para as simulações, como as simulações foram implementadas e quais resultados foram obtidos.

6.1 Obtenção dos dados industriais

As condições de processamento em um ciclo termomecânico são muito variadas, dependendo do tipo de aço em processo, largura, comprimento e espessura finais dos materiais. No caso desse trabalho, o ciclo termomecânico a ser considerado é o da produção do AISI 430 de 4,10mm x 1260mm.

Como dito anteriormente, as principais variáveis do processo de deformação a quente são: temperaturas, tempos entre passe e de contato, as deformações e as taxas de deformação, sendo que algumas delas são medidas em determinados pontos do processo e outras calculadas a partir de alguns parâmetros. Como forma de selecionar essas variáveis, foi definido um período de análise entre agosto a outubro do ano de 2007 e foram escolhidas 23 unidades metálicas (Tabela 6.1), cujos processamentos na laminação de tiras a quente não apresentaram nenhuma anormalidade e que tivessem o mesmo comportamento em termos de carga e tempos de laminação, como pode ser visto na Figura 6.1, obtida através do sistema *PIMS* (Plant Information Management System ou Sistema de Gerenciamento de Informações de Produção).

Dentre as unidades metálicas listadas na Tabela 6.1, a de codificação igual a 704450F02 (curva amarela da Figura 6.1) foi a escolhida para representar o processamento

termomecânico da laminação de tiras a quente considerado como referência nesse trabalho.

Tabela 6.1 Unidades metálicas de referência no processo de laminação de tiras a quente

UM	Data de LTQ
742625G02	14/08/2007 05:49:55
704448J02	14/08/2007 06:03:52
704450F02	14/08/2007 06:11:49
704445F03	14/08/2007 06:20:06
704444I09	14/08/2007 06:28:04
742759D02	11/09/2007 11:17:57
742759D04	11/09/2007 11:27:04
742746A09	11/09/2007 12:42:36
742743H04	11/09/2007 12:50:30
742743H02	11/09/2007 12:58:36
742645E02	25/09/2007 21:15:52
742645E09	25/09/2007 21:37:33
743588F03	03/10/2007 14:53:35
707160H02	25/10/2007 22:24:26
707160H03	25/10/2007 22:33:01
707157D09	25/10/2007 22:40:41
743870H09	25/10/2007 23:00:06
743870H04	25/10/2007 23:10:10
743870H03	25/10/2007 23:50:40
743869J09	26/10/2007 00:05:41
743869J02	26/10/2007 00:13:24
743869J03	26/10/2007 00:21:01
707155H09	26/10/2007 00:28:44

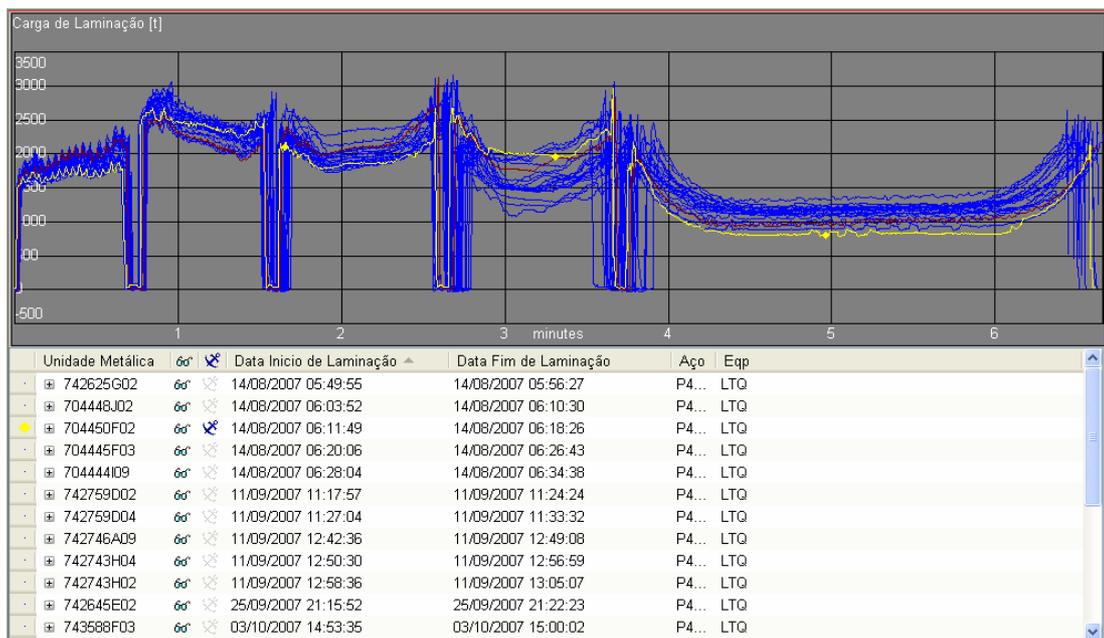


Figura 6.1 Unidades metálicas com mesmo comportamento de carga e tempos de laminação a quente

6.1.1 Considerações iniciais

No ciclo termomecânico da laminação de tiras a quente ocorrem diferenças nos resultados obtidos dependendo da posição de cabeça, meio ou cauda, como por exemplo, a redução de temperatura e conseqüente incremento na carga de laminação que são observados na ponta e na cauda da tira laminada via Steckel (Figura 6.2 e Figura 6.5). Esta redução da temperatura na ponta e na cauda da tira deve-se ao maior tempo de exposição desta região no momento da reversão entre os passes de laminação e maior tempo de contato com o tambor do forno durante a laminação.⁽¹⁰⁾ Dessa forma, todos os dados de referência para a laminação piloto foram considerados no corpo da tira, na região central de seu comprimento.

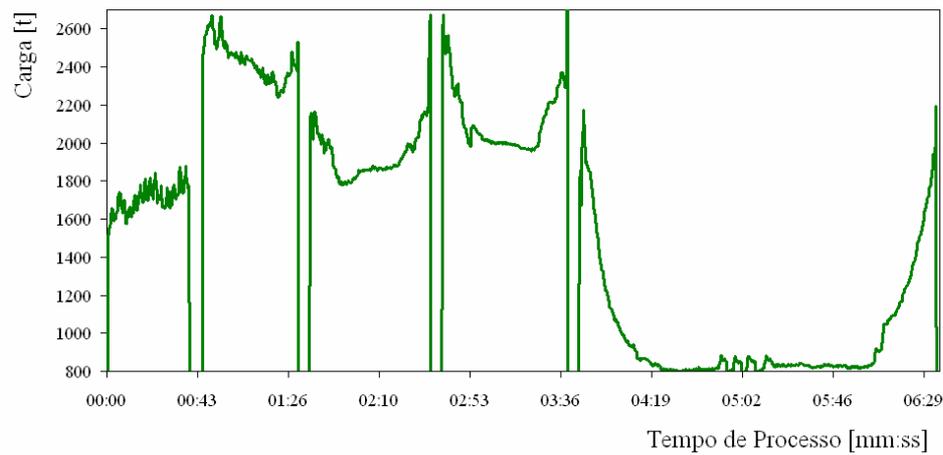


Figura 6.2 Variação da carga de laminação [t] no Steckel.

6.1.2 Deformação por passe

Considerando a Figura 6.3 e admitindo-se deformação homogênea no sentido da espessura, sua deformação verdadeira (ϵ_3) em um ponto pertencente ao arco de contato no processo de laminação é dada por:

$$\epsilon_3 = \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (6.1)$$

Onde h_i é a espessura inicial do passe e h_f a espessura final do passe.

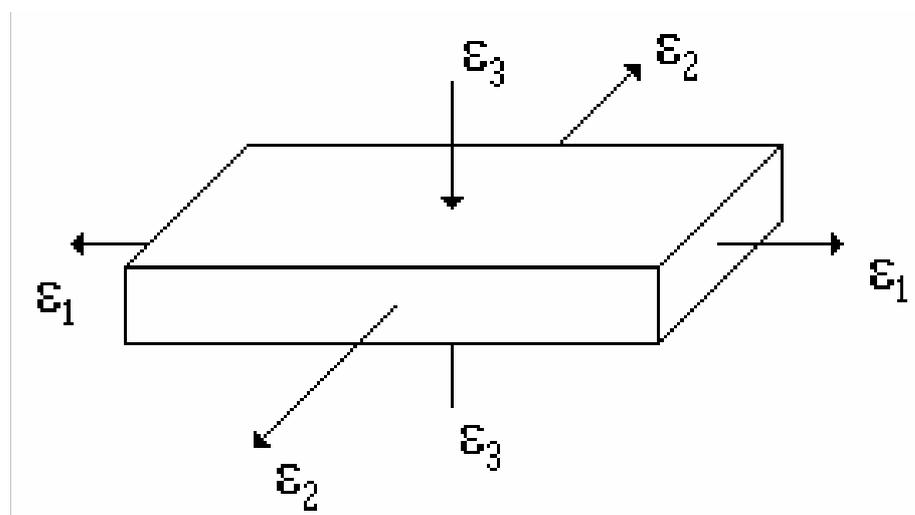


Figura 6.3 Componentes de deformação em um corpo

Para utilização do modo de deformação de laminação de planos é necessário calcular a deformação equivalente para todos os passes. Quando o sistema de coordenadas coincide com as direções principais a deformação equivalente é definida por:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]} \quad (6.2)$$

No estado plano de deformações, considerando que o material na laminação a quente via Steckel não sofre alargamento ($\varepsilon_2 = 0$ e $\varepsilon_1 = -\varepsilon_3$), então a deformação equivalente necessária para deformar um material será:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{eq} &= \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot \sqrt{\{(-\varepsilon_3 - 0)^2 + (0 - \varepsilon_3)^2 + [\varepsilon_3 - (-\varepsilon_3)]^2\}} \\ \varepsilon_{eq} &= \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot \sqrt{[\varepsilon_3^2 + \varepsilon_3^2 + (2\varepsilon_3)^2]} = \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot \sqrt{(2\varepsilon_3^2 + 4\varepsilon_3^2)} \\ \varepsilon_{eq} &= \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot \sqrt{6\varepsilon_3^2} = \frac{\sqrt{2 \cdot 6}\varepsilon_3}{3} = \frac{2\varepsilon_3\sqrt{3}}{3} = \frac{2\varepsilon_3\sqrt{3} \cdot \sqrt{3}}{3 \cdot \sqrt{3}} = \frac{2\varepsilon_3}{\sqrt{3}} \\ \varepsilon_{eq} &= 1,155 \cdot \varepsilon_3 \end{aligned} \quad (6.3)$$

Substituindo o valor de ε_3 na equação acima, temos:

$$\varepsilon_{eq} = 1,155 \cdot \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (6.4)$$

As deformações consideradas nesse trabalho estão listadas na Tabela 6.2.

Tabela 6.2 Plano de passes e deformações verdadeira e equivalente de referência

Nº Passe	Esp [mm]	ε_3	ε_{eq}
0	28,0		
1	19,7	0,35	0,41
2	11,6	0,53	0,61
3	7,7	0,41	0,47
4	5,0	0,43	0,50
5	4,1	0,19	0,22

6.1.3 Taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$)

A taxa de deformação pode ser calculada por:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{eq}}{t_c} \quad (6.5)$$

Onde t_c é o tempo de contato, que é calculado por uma relação entre o comprimento do arco de contato (ARC) e a velocidade tangencial de laminação conforme:

$$t_c = \frac{ARC}{v_t} \quad (6.6)$$

A velocidade tangencial de laminação utilizada neste cálculo será a velocidade média de laminação do passe que é gerada pelo sistema de automação do laminador e registrada no sistema *PIMS*.

O arco de contato considera o raio do cilindro de trabalho do laminador Steckel e a redução do passe e , calculado por:

$$ARC = \sqrt{r \cdot \Delta h} \quad (6.7)$$

Onde:

$$\Delta h = h_i - h_f \quad (6.8)$$

As taxas de deformações consideradas nesse trabalho estão listadas na Tabela 6.3.

Tabela 6.3 Taxas de deformações de referência

Nº Passe	Esp [mm]	ϵ_{eq}	ϕSM_{Inf} [mm]	ϕSM_{Sup} [mm]	ARC [mm]	V_t [m/s]	t_c [s]	$\dot{\epsilon}$ [s]
0	28,0							
1	19,7	0,41	718,21	718,21	54,59	3,54	0,015	26,3
2	11,6	0,61			54,03	6,35	0,009	72,2
3	7,7	0,47			37,42	7,35	0,005	93,2
4	5,0	0,50			31,08	11,07	0,003	177,6
5	4,1	0,22			17,78	3,71	0,005	46,9

6.1.4 Temperaturas de laminação

As temperaturas de laminação consideradas nesse trabalho são as medições ocorridas nos seguintes pontos do processo:

- após tesoura de pontas rotativa, representando a temperatura a ser usada para encharque do material (Figura 6.4), que é calculada com base nos primeiros 17s de processamento;
- durante os passes na entrada e saída do laminador Steckel, representando a temperatura a ser usada para a laminação de acabamento (Figura 6.5), que é calculada com base na média das temperaturas de entrada e saída em cada passe;
- durante o bobinamento, representando a temperatura a ser usada para resfriamento (Figura 6.6), que é calculada com base na média de todas as temperaturas medidas no corpo da tira.
- Para a execução das simulações foi usado o padrão de temperatura de encharque igual à temperatura após tesoura de pontas rotativa (T_{Enc}).

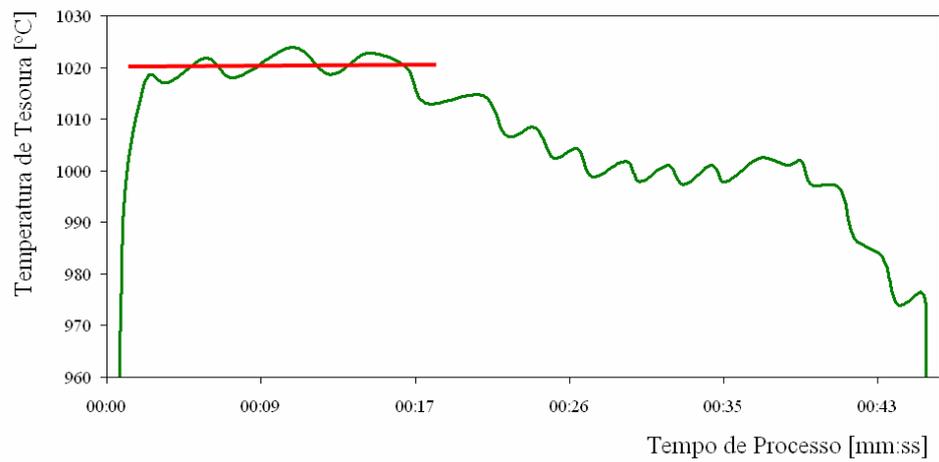


Figura 6.4 Temperatura da tira após tesoura rotativa de pontas (T_{Enc})

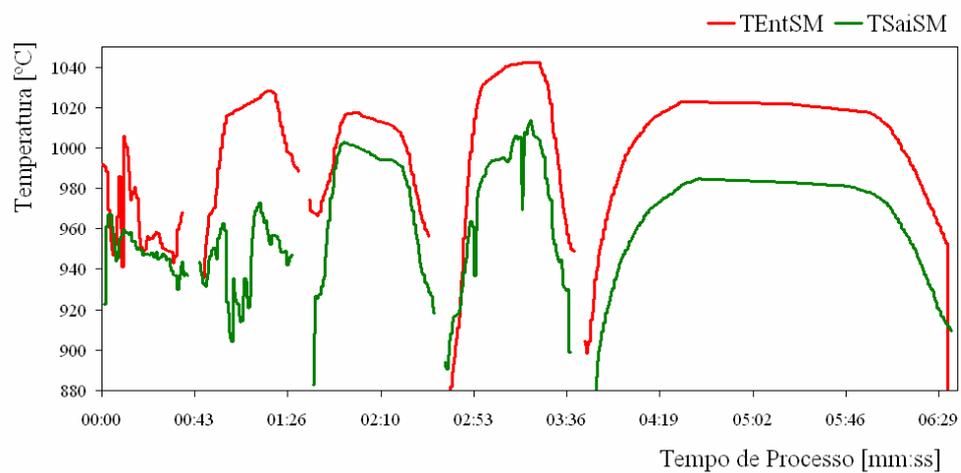


Figura 6.5 Temperatura de entrada (T_{EntSM}) e saída (T_{SaiSM}) da tira durante os passes de laminação no Steckel

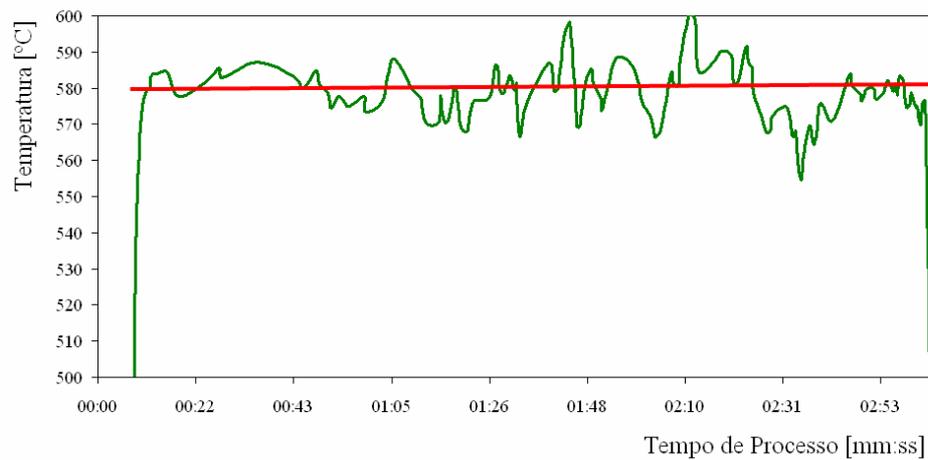


Figura 6.6 Temperatura da tira durante bobinamento (T_{Bob})

As temperaturas de laminação consideradas para amostras laminadas a quente estão listadas na Tabela 6.4.

Tabela 6.4 Temperaturas de laminação consideradas para a laminação piloto

Nº Passe	Esp [mm]	T_{Enc} [°C]	T_{Lam} [°C]	T_{Bob} [°C]
0	28,0	1019		
1	19,7		956	
2	11,6		977	
3	7,7		984	
4	5,0		980	
5	4,1		982	579

6.1.5 O uso da temperatura modificada (T_Z) nas simulações

Na tentativa de reproduzir o processo de laminação a quente via Steckel, foi usado o conceito da temperatura modificada (T_Z) deduzida da equação (4.5), de Zener-Hollomon, como forma de compensar a menor taxa de deformação conseguida em laminação piloto. Assim, temos:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{\varepsilon}}{R.T}\right) \Rightarrow \frac{Z}{\dot{\varepsilon}} = \exp\left(\frac{Q_{\varepsilon}}{R.T}\right) \Rightarrow \ln\left(\frac{Z}{\dot{\varepsilon}}\right) = \frac{Q_{\varepsilon}}{R.T} \Rightarrow T = \frac{Q_{\varepsilon}}{R \cdot \ln\left(\frac{Z}{\dot{\varepsilon}}\right)}$$

ou

$$T_Z = \frac{Q_{\varepsilon}}{R \cdot \ln\left(\frac{Z}{\dot{\varepsilon}}\right)} \quad (6.9)$$

Dessa forma, considerando o processo de laminação de acabamento no Steckel, o parâmetro Z de Zener-Hollomon foi calculado para cada passe e padrão de temperatura, conforme pode ser visto na Tabela 6.5.

Tabela 6.5 Parâmetro Z de Zener-Hollomon para cada passe de laminação no Steckel

Nº Passe	Esp [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s ⁻¹]	T _{Enc} [°C]	T _{Lam} [°C]	T _{Bob} [°C]	Q _ε [kJ.mol ⁻¹]	Z
0	28,0		1019			375 ⁽¹⁾	
1	19,7	26,3		956			2,30467E+17
2	11,6	71,5		977			3,42793E+17
3	7,7	63,9		984			3,53363E+17
4	5,0	101,1		980			7,74221E+17
5	4,1	15,3		982	579		1,89735E+17

Para a simulação, de posse do parâmetro Z, foi calculada sua respectiva T_Z, obtendo-se então a temperatura objetivada de laminação por passe e padrão de temperatura no laminador piloto, conforme Tabela 6.6.

Tabela 6.6 Temperatura modificada T_Z para cada passe no laminador piloto

Nº Passe	Esp [mm]	T _{Enc} [°C]	T _{Lam} [°C]	T _{Bob} [°C]	Q _ε [kJ.mol ⁻¹]	Z [s ⁻¹]	$\dot{\varepsilon}$ [s ⁻¹]	T _Z [°C]
0	28,0	1019			375 ⁽¹⁾			
1	19,7		956			2,30467E+17	3,8	894
2	11,6		977			3,42793E+17	5,9	895
3	7,7		984			3,53363E+17	6,5	898
4	5,0		980			7,74221E+17	8,3	881
5	4,1		982	579		1,89735E+17	6,5	917

6.1.6 Tempos entre passes (t_{ep})

Nos processos em laminadores tipo *Tandem*, o tempo entre passes é muito pequeno, enquanto que nos laminadores tipo *Steckel* o tempo é muito maior e depende do comprimento da bobina e da velocidade de laminação. No caso do laminador reversível, utiliza-se como referência para o cálculo do tempo entre passes um ponto situado no meio do comprimento da tira. Este tempo entre passes é calculado por:

$$t_{ep} = 0,5.(t_i + t_{i+1}) + t_r \quad (6.10)$$

Onde:

t_{ep} : tempo entre passes de laminação

t_i : tempo do passe de laminação

t_r : tempo de reversão entre passes

Para um ponto situado na ponta da tira, os tempos entre passes são maiores após os passes a frente, e menores após os passes a ré. Considerando um ponto situado na cauda da tira, os tempos entre passes são menores após os passes a frente, e maiores após os passes a ré. Dessa forma, os tempos entre passes em um ponto de referência situado numa extremidade da tira variam muito mais quando comparados com outro situado na metade do comprimento laminado (Figura 6.7).⁽¹⁰⁾

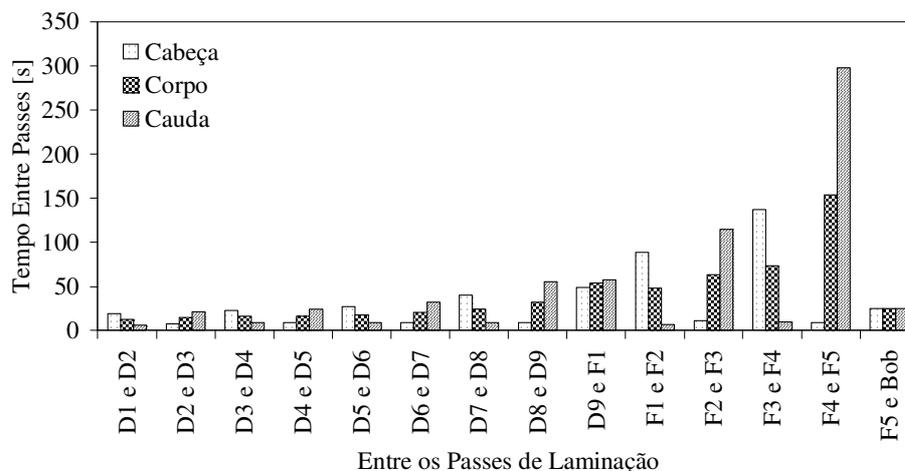


Figura 6.7 Comparação do tempo entre passes da ponta, cauda e corpo da tira na laminação de desbaste e laminação de acabamento⁽¹⁰⁾.

Os tempos entre passes para este trabalho foram calculados com base nos dados entrada e saída de cargas de laminação registrados no sistema *PIMS* e, são mostrados na Tabela 6.7.

Tabela 6.7 Cálculo dos tempos entre cada passe de laminação no laminador Steckel

Nº Passe	Esp [mm]	t_1 [s]	t_r [s]	t_{ep} [s]
0	28,0			
1	19,7	40	6	48
2	11,6	46	5	57
3	7,7	58	5	64
4	5,0	60	5	120
5	4,1	171		

6.2 Realização das simulações

Os procedimentos para reprodução do processo de laminação a quente via Steckel no laminador Piloto Fenn do laboratório de ensaios termomecânicos do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil são descritos a seguir.

6.2.1 Medição inicial das amostras de esboço

Todas as amostras de esboço foram medidas em suas três dimensões (espessura, largura e comprimento), com uso de paquímetro digital, em três posições distintas para cada uma (pontos 1,2 3 da Figura 6.8).

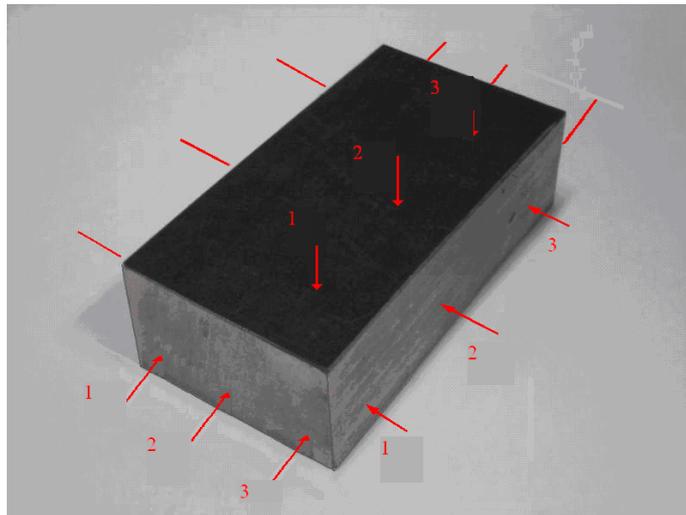


Figura 6.8 Localização das medições realizadas em amostras de esboço

Os resultados das medições das amostras de esboço estão registrados na Tabela 6.8.

Tabela 6.8 Resultados das medições dimensionais das amostras de esboço

Amostra	Espessura [mm]			Largura [mm]			Comprimento [mm]		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
2	28,47	28,50	28,46	50,77	50,45	50,39	103,91	103,10	103,03
4	28,51	28,47	28,46	53,51	53,22	52,68	101,45	101,17	100,84
5	28,43	28,49	28,53	53,80	54,04	54,84	102,24	101,83	102,60
6	28,50	28,55	28,63	54,81	54,42	54,41	106,95	106,44	105,81
7	28,56	28,48	28,61	51,57	51,68	51,81	101,43	101,33	100,96
8	28,48	28,50	28,54	55,85	55,58	54,96	107,20	108,09	108,03
11	28,62	28,60	28,64	53,02	53,08	53,32	102,46	101,46	100,11
12	28,65	28,66	28,72	52,03	53,01	54,20	101,86	101,78	101,93
13	28,85	28,72	28,92	55,69	55,62	55,72	104,25	102,30	101,53
14	28,90	28,43	28,65	55,23	55,26	54,38	100,48	100,73	102,04
15	28,32	28,35	28,37	50,75	50,31	50,05	104,04	103,12	102,28
17	28,51	28,41	28,67	53,14	53,33	53,67	105,01	105,04	104,97
18	28,43	28,48	28,41	49,85	49,44	50,05	105,18	105,54	105,13
19	28,76	28,56	28,49	50,39	51,28	51,08	105,39	105,24	105,05
20	28,40	28,39	28,43	54,28	55,24	55,70	100,90	101,10	101,79
21	28,55	28,66	28,68	51,65	51,29	51,04	105,54	106,05	106,54
22	28,77	28,58	28,66	55,77	55,20	54,73	100,58	100,02	99,83
23	29,03	28,59	28,13	51,08	50,60	50,43	103,63	102,79	101,96
24	28,58	28,71	28,69	53,79	52,78	51,93	101,82	101,05	100,22
25	29,09	28,72	28,61	52,08	51,80	50,45	104,83	105,75	106,76
26	28,56	28,50	28,50	53,84	53,45	52,70	106,36	105,44	104,44
27	28,63	28,55	28,54	53,73	54,68	54,62	105,52	104,60	103,66
28	28,52	28,49	28,47	54,36	54,32	53,60	106,18	105,52	104,48
29	28,79	28,59	28,40	52,81	52,67	52,51	103,96	104,86	105,82
30	28,77	29,24	29,13	52,19	52,28	52,24	101,44	101,40	101,25

6.2.2 Ajuste de emissividade do material

Devido à dificuldade de laminar a quente com termopares em todos os passes para levantamento das curvas reais de temperatura das amostras – os termopares não suportam as reduções, rompendo no 2º passe de laminação – foi necessário o uso de um pirômetro portátil infravermelho (Figura 6.9) para controle das temperaturas de início de laminação em cada passe.



Figura 6.9 O pirômetro infravermelho Raynger[®] 3i[™] modelo 2ML3B, da Raytek[®] Corporation

O pirômetro infravermelho utilizado foi o Raynger[®] 3i[™] modelo 2ML3B, da Raytek[®] Corporation, que é um instrumento portátil de medição de temperatura entre 200 e 1800°C, sem necessidade de contato, que funciona pelo princípio da intensidade de um objeto emitir energia infravermelha aumentar ou diminuir proporcionalmente a sua temperatura. Quanto maior a temperatura do objeto, maior é a intensidade de radiação infravermelha.

Para calibração deste pirômetro é necessário que o ajuste da emissividade seja executado – um corpo negro é um emissor perfeito, pois ele absorve e emite toda energia radiante sem refleti-la e, o seu valor de emissividade é 1,00. Portanto, foi necessário, primeiramente, introduzir um termopar na amostra de esboço, conhecendo sua temperatura real e, por comparação, com uso desse pirômetro, alterando o valor de emissividade até que as temperaturas medidas pelo termopar e pirômetro coincidissem. O valor encontrado para a emissividade para o aço AISI 430 foi de 0,92.

6.2.3 Aquecimento e encharque das amostras de esboço

O aquecimento e encharque das amostras de esboço foi executado em um forno elétrico de câmara do tipo global, modelo FEG-25/60/20, fabricado pela Combustol Industria e Comercio Ltda, para trabalho com temperatura máxima de 1420°C e potência de 18 kW (Figura 6.10). O controle da temperatura do forno é efetuado por um controlador e indicador digital eletrônico, modelo P 8200, fabricado pela West.

A carcaça do forno é fabricada em chapas de aço carbono reforçada por ferros chatos, soldadas continuamente, formando um conjunto rígido e indeformável, seja por esforços mecânicos ou por efeitos térmicos. A câmara de aquecimento é revestida com materiais refratários em quatro camadas: placas isolantes de silicato de cálcio na primeira camada; manta cerâmica para 1260°C e 128 kg/m³ na segunda camada; placa Kaowool tipo “S” na terceira camada e tijolos e placas Isolterm 700 P na última camada. A porta é revestida com materiais refratários em duas camadas: placa Kaowool tipo “S” na primeira camada e placas Isolterm 700 P na última camada.



Figura 6.10 Forno elétrico de câmara do tipo global, modelo FEG-25/60/20, fabricado pela Combustol Industria e Comercio Ltda

O forno foi ajustado conforme os parâmetros listados na Tabela 6.9 para cada amostra – essa configuração foi ajustada com diversos testes antes da laminação oficial. A

temperatura ajustada no forno foi 16°C a maior que a T_{Enc} estabelecida, como forma de minimizar as perdas de temperatura durante abertura das portas para colocação e retirada de amostras, com intervalo de tempo em torno de 10 minutos entre cada uma dessas ações.

Tabela 6.9 Parâmetros ajustados no forno FEG-25/60/20

Temperatura de Encharque [°C]	Temperatura de Forno [°C]	Tempo de Encharque [s]	Tempo de Forno [s]
1019	1035	600	1800

6.2.4 Aquecimento das amostras de tira após 1º passe

Devido à maior relação de área em função do volume para as amostras de tiras laminadas no laminador piloto se comparadas com as tiras laminadas no Steckel, as trocas térmicas com o ambiente são muito maiores, levando a uma grande perda de temperatura. Para garantir a laminação piloto similar ao processo do Steckel, após conclusão dos passes, as amostras foram enfiadas em dois fornos elétricos de dupla abertura do tipo EDG, para trabalho com temperatura máxima de 1200°C (Figura 6.11), sendo um forno para tiras na condição de laminadas após 1º passe até antes do 4º e outro para condição de antes do 5º - essa disposição foi necessária devido à diferença entre os tempos entre passes (t_{ep}) das duas configurações, como pode ser visto na Tabela 6.7. O controle da temperatura do forno é efetuado por um controlador/indicador digital eletrônico.

Os fornos foram ajustados conforme os parâmetros listados na Tabela 6.10 para cada amostra. Pode-se observar que a temperatura ajustada no forno foi maior que a temperatura T_Z estabelecida pela Tabela 6.6, como forma de preservar os tempos entre passes iguais aos registrados na Tabela 6.7 – essa configuração foi ajustada com diversos testes antes da laminação oficial.



Figura 6.11 Forno elétrico de dupla abertura do tipo EDG

Tabela 6.10 Parâmetros ajustados nos fornos EDG

Passo	Temperatura de Forno [°C]	t_{ep} [s]
Entre 1° e 2° Passes	1100	48
Entre 2° e 3° Passes		57
Entre 3° e 4° Passes		64
Entre 4° e 5° Passes	1000	120

6.2.5 Laminação das amostras de esboço até 5° passo

No período compreendido entre os dias 21/01/2008 e 31/01/2008 foi realizada a laminação piloto das amostras de esboço. Inicialmente, foram usadas amostras para ajustes na laminação, tais como: determinação da emissividade do material e determinação das temperaturas selecionadas nos fornos Combustol e EDG.

Após os ajustes, as amostras de esboço foram enforçadas nos forno Combustol e mantidas a temperatura e tempo de encharque conforme Tabela 6.9.

Após conclusão do tempo de encharque, as amostras foram desenforçadas e levadas a mesa de entrada do laminador para execução do 1° passo de laminação. Para início de

laminação, a sua temperatura foi medida com o pirômetro infravermelho Raynger® 3i™ modelo 2ML3B, da Raytek® Corporation e, quando se atingiu o valor de T_Z estabelecido na Tabela 6.6 para o 1º passe, a amostra foi laminada e, em seguida enfiada no forno EDG (configurado para aquecimento antes do 2º até antes do 4º passe).

O procedimento para laminação do 2º ao 5º passe é semelhante ao mencionado para o 1º passe, ou seja, medição com pirômetro infravermelho e liberação após temperatura atingir o valor estabelecido para cada passe na Tabela 6.6, porém, respeitando os tempos entre passes listados na Tabela 6.7.

Após a execução do 5º passe, a amostra foi resfriada ao ar até sua temperatura, também medida com pirômetro infravermelho, atingir o valor da temperatura de bobinamento (T_{Bob}) estabelecida na Tabela 6.6, simulando o processo de resfriamento que ocorre entre a cadeira de laminação do Steckel até seu início de bobinamento. Posteriormente, a amostra foi mergulhada em água, de forma a sofrer um resfriamento brusco, congelando a estrutura de início de bobinamento.

Os resultados das temperaturas reais de início de laminação para cada passe são mostrados na Tabela 6.11.

Tabela 6.11 Temperaturas reais de início de laminação para cada passe

Amostra	Data Início Laminação	Temperatura Real (T_{RL}) por passe [°C]				
		1º	2º	3º	4º	5º
2	24/01/2008 17:29:45	910	886	896	886	897
15	25/01/2008 08:44:48	912	906	907	896	902
17	25/01/2008 11:50:11	914	884	900	900	897
4	25/01/2008 14:33:44	911	898	898	892	902
5	25/01/2008 14:48:04	903	894	896	896	908
30	30/01/2008 16:19:17	907	882	891	894	870
29	30/01/2008 16:32:10	904	887	905	881	870
25	30/01/2008 16:42:49	899	889	901	897	883
14	30/01/2008 16:56:41	896	881	899	904	906
13	30/01/2008 17:07:41	905	896	896	898	902

6.2.6 Codificação das condições de simulação

Para facilitar a identificação das amostras testadas em laminação piloto, foi considerada a codificação estipulada na Tabela 6.12.

Tabela 6.12 Codificação das amostras testadas em laminação piloto

Condição de Atrito	Amostra	Codificação da Amostra
Sem lubrificação – Ta SI	2	Ta SI - 2
	4	Ta SI - 4
	5	Ta SI - 5
	15	Ta SI - 15
	17	Ta SI - 17
Lubrificação a 1% de óleo Específico para laminação a quente – Ta CI	13	Ta CI - 13
	14	Ta CI - 14
	25	Ta CI - 25
	29	Ta CI - 29
	30	Ta CI - 30

6.2.7 Medição final das amostras de tiras laminadas a quente

Após conclusão da laminação, as amostras das tiras foram medidas - para verificação do atendimento à espessura programada - em apenas duas dimensões: espessura e largura; com uso de micrômetro e paquímetro digitais, respectivamente, em seis posições distintas para cada espessura e três posições para largura, como mostrado na Figura 6.12 e, cujos resultados médios estão listados na Tabela 6.13.

Tabela 6.13 Resultados médios das medições dimensionais das amostras de tiras laminada a quente no laminador piloto.

Condição de atrito	Espessura [mm]						Largura [mm]		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Ta SI	4,023	4,022	4,065	4,022	4,048	4,086	70,93	69,78	69,27
Ta CI	3,973	3,957	3,997	3,943	3,936	3,978	68,41	68,62	69,10

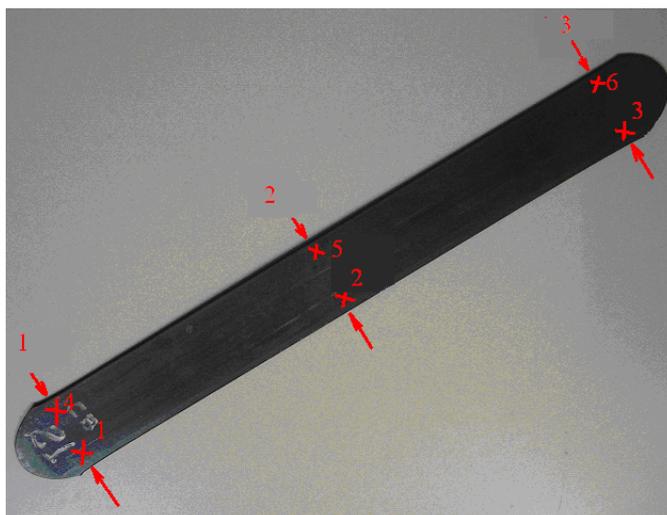


Figura 6.12 Localização das medições realizadas em amostras de tiras. As setas ilustram as medições de largura e os “X” as medições de espessura.

6.2.8 Procedimento para laminação a frio das amostras

6.2.8.1 Tratamento térmico inicial das amostras:

Todas amostras laminadas a quente foram tratadas termicamente em forno estacionário com uso de atmosfera de N_2 , conforme o ciclo descrito na Tabela 6.14 e Figura 6.13.

Tabela 6.14 Ciclo de tratamento térmico das amostras laminadas a quente.

Tempo (h)	Aquecimento					Encharque	Resfriamento		
	-	-	-	-	-	18	-	1	10
Temperatura [°C]	330	530	630	780	840	840	790	790	350
Taxa de aquecimento [°C/h]	300	200	100	50	15	-	-5	-	-44

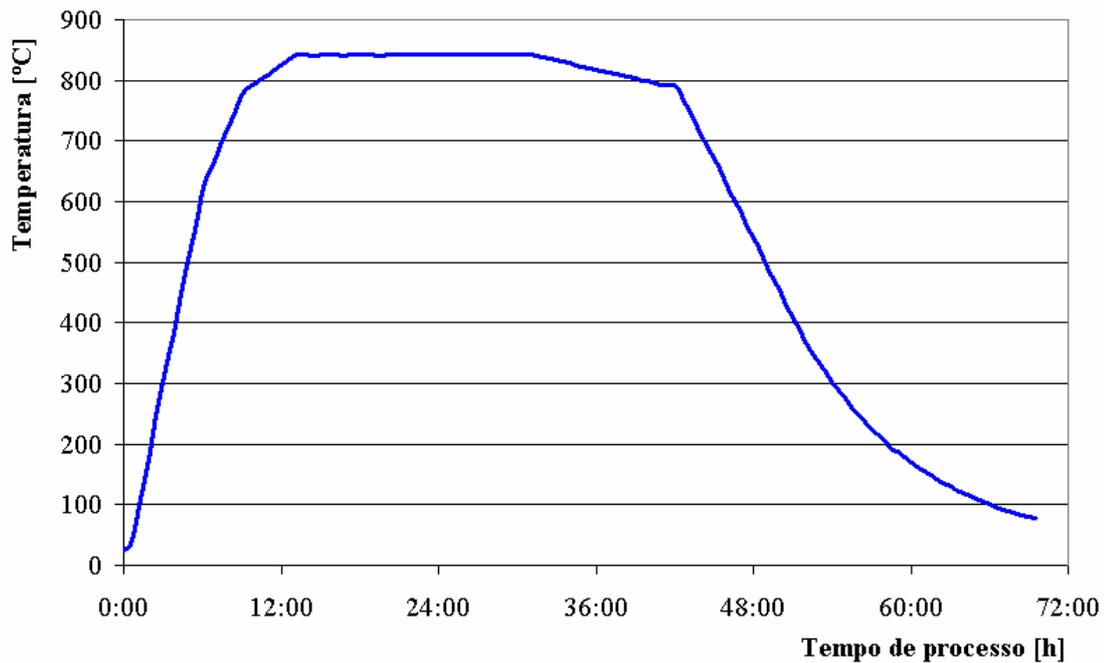


Figura 6.13 Curva de tratamento térmico inicial das amostras laminadas a quente

6.2.8.2 Decapagem inicial das amostras:

Todas amostras laminadas a quente e tratadas termicamente foram decapadas, mecanicamente, por jateamento de granalhas e, em seguida, mergulhadas em banho químico com concentração de 20% de HNO_3 e 3% de HF, pelo tempo mínimo de 2 h, necessário para remoção completa de todos os óxidos.

6.2.8.3 Laminação a Frio das amostras:

Todas as amostras decapadas foram laminadas a frio com uso de óleo de laminação Específico para laminação a frio com velocidade de 50% (devido a risco de projeção da amostra laminada), obedecendo ao esquema de passe listado na Tabela 6.15.

Tabela 6.15 Esquema de passe para laminação a frio

Passe	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Espessura [mm]	3,18	2,59	2,12	1,73	1,41	1,15	0,94	0,79	0,68	0,60

6.2.8.4 Tratamento térmico final das amostras:

Todas amostras laminadas a frio foram tratadas termicamente a 830 °C por 30 s em forno estacionário com atmosfera de N₂, conforme mostrado na Figura 6.14.

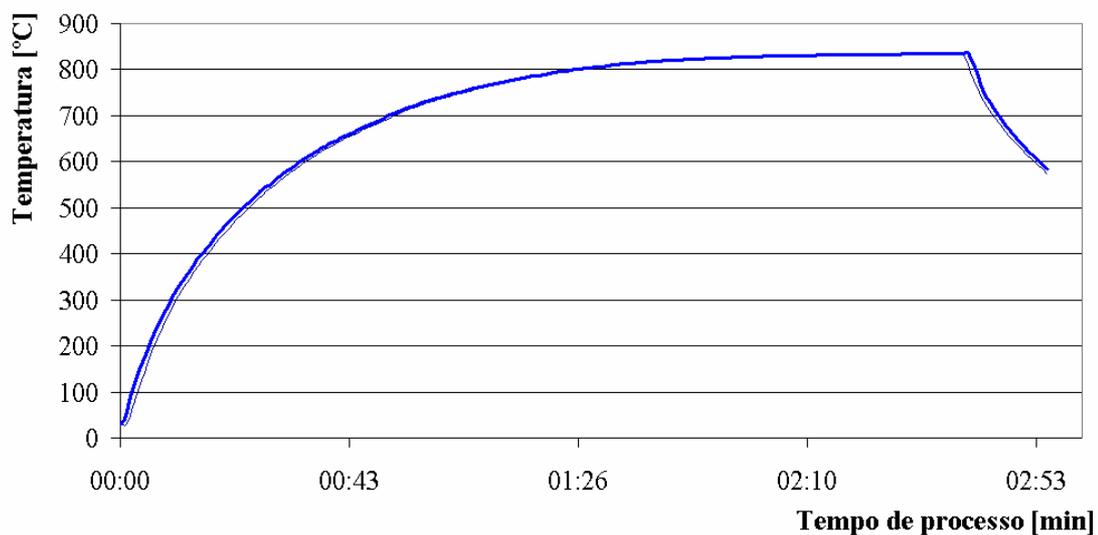


Figura 6.14 Curva de tratamento térmico final das amostras laminadas a frio

7 - CARACTERIZAÇÕES REALIZADAS EM AMOSTRAS LAMINADAS A QUENTE

Nessa seção são apresentados os resultados obtidos, a discussão desses resultados e as conclusões após o processamento termomecânico das amostras na condição de laminação a quente no laminador piloto.

7.1 Apresentação dos resultados após laminação a quente piloto

7.1.1 Resultados de resistência média de deformação após laminação a quente piloto

Como resultado direto das simulações no laminador piloto, são apresentados os valores médios e desvios padrões de cada condição são mostrados, respectivamente, na Tabela 7.1 e Tabela 7.2 e na Figura 7.1 para cada passe na laminação piloto.

Tabela 7.1 Resistência média de deformação a quente por condição de laminação piloto

Condição de atrito	Média da Resistência Média de Deformação [MPa]				
	1° Passe	2° Passe	3° Passe	4° Passe	5° Passe
Ta SI	72	175	286	481	523
Ta CI	82	169	246	353	445

Tabela 7.2 Desvios padrões da resistência média de deformação a quente por condição de laminação piloto

Condição de atrito	Desvio Padrão da Resistência Média de Deformação [Mpa]				
	1° Passe	2° Passe	3° Passe	4° Passe	5° Passe
Ta SI	20	28	36	30	62
Ta CI	7	36	18	41	28

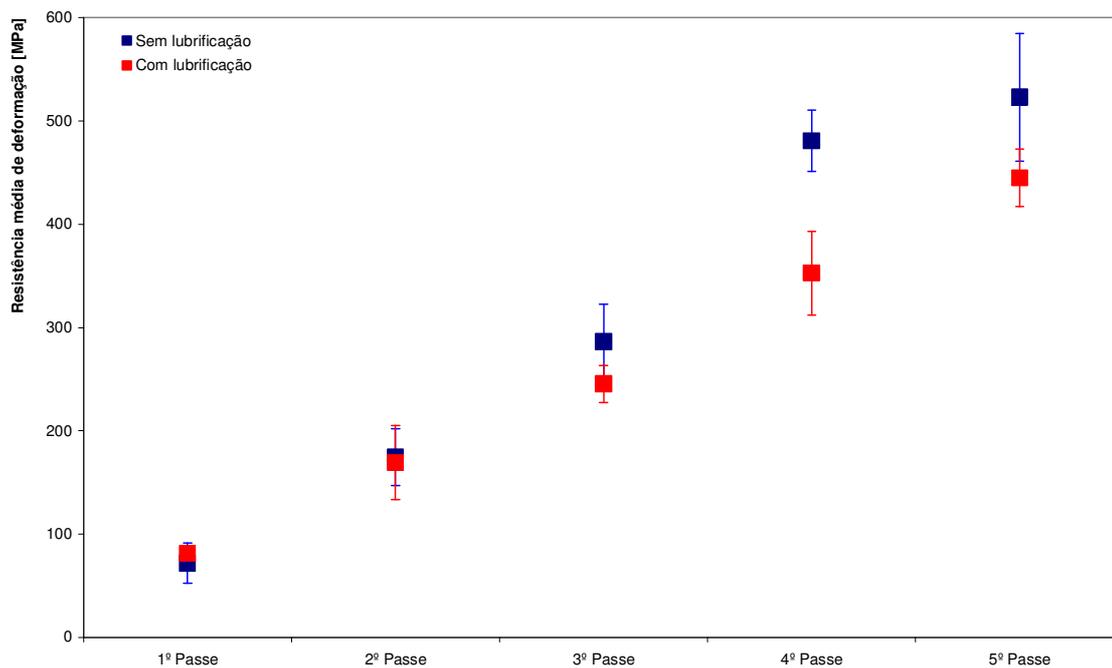


Figura 7.1 Resistência média de deformação [MPa] por passe e condição de laminação

7.1.2 Resultados da caracterização da microestrutura após processo na laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil⁽¹⁰⁾

Para efeito comparativo com o resultado das simulações, a Figura 7.2⁽¹⁰⁾ mostra as fotomicrografias após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida em amostra do meio do comprimento da tira. As fotomicrografias foram realizadas nas regiões próximas à superfície da tira (borda superior), a $\frac{1}{4}$ da espessura (intermediário superior) e no centro da espessura da chapa (centro) e foram obtidas após ataque da amostra com reagente Villela (detalhes sobre este procedimento são dados na seção de metodologia). Pode-se observar uma microestrutura mais fragmentada, principalmente na região próxima à superfície da tira.

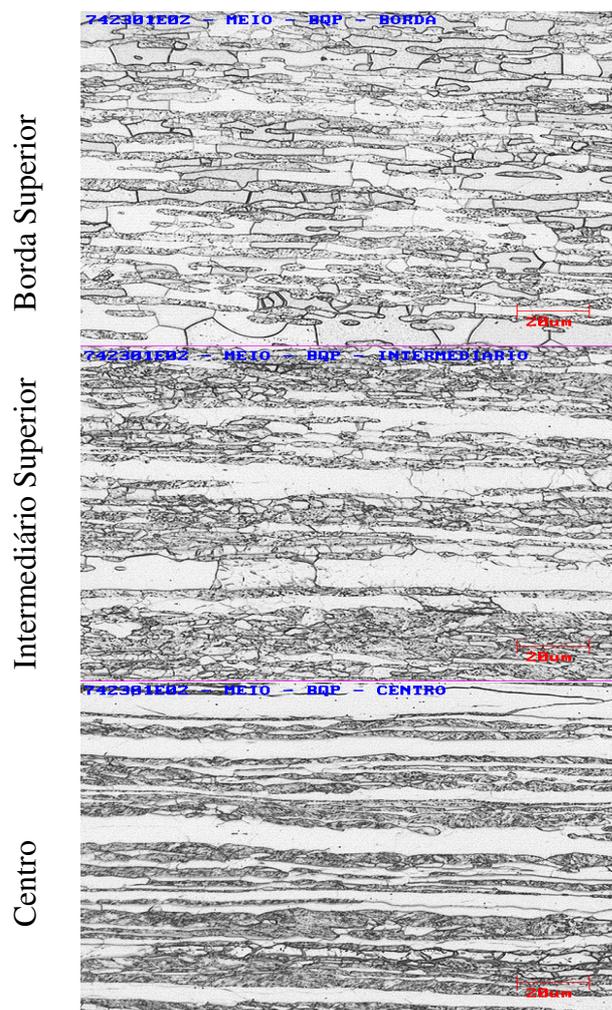


Figura 7.2 Fotomicrografias ópticas do corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X⁽¹⁰⁾.

7.1.3 Resultados da caracterização da microestrutura após após laminação a quente piloto

Para as amostras representativas de cada condição de simulação testada no laminador piloto foram realizadas fotomicrografias que são mostradas na Figura 7.3, reproduzindo a mesma situação da laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida em amostragem do meio do comprimento da tira. As fotomicrografias foram realizadas nas regiões próximas à superfície superior da chapa (borda superior), a ¼ da espessura superior (intermediário superior) e no centro da espessura da chapa (centro),

de forma a obter uma visão da variação da microestrutura ao longo da espessura da tira laminada a quente. Todas fotomicrografias foram obtidas após ataque da amostra com reagente Villela (detalhes sobre este procedimento são dados na seção de metodologia).

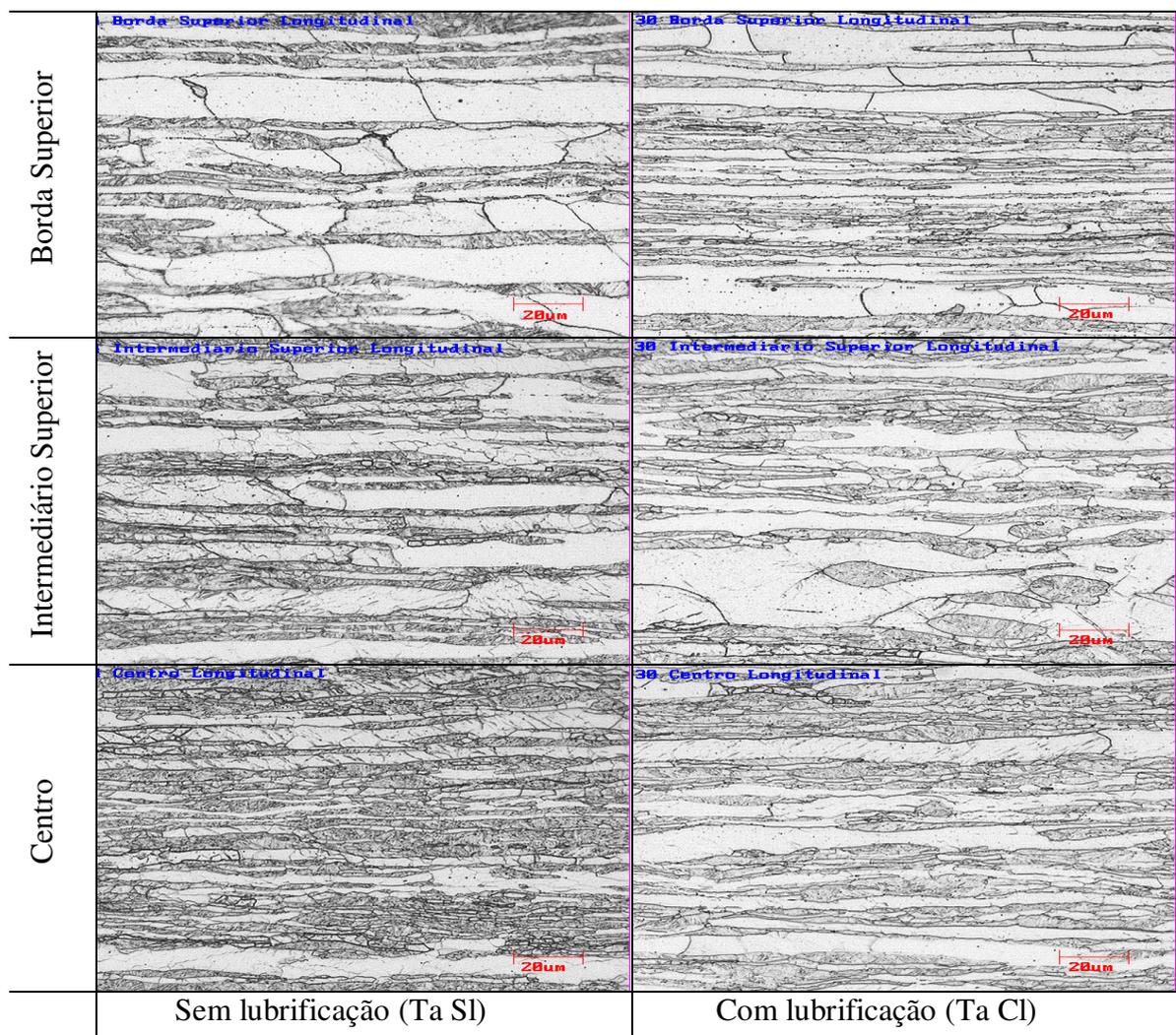


Figura 7.3 Fotomicrografias ópticas das amostras após a laminação piloto, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X.

7.1.4 Resultados da caracterização das fases presentes após processo na laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil⁽¹⁰⁾

Para efeito comparativo com o resultado das simulações, a Tabela 7.3⁽¹⁰⁾ mostra as frações das fases (ferrita recristalizada, ferrita não recristalizada e martensita) obtidas

após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida em amostra do meio do comprimento da chapa. As caracterizações foram realizadas nas regiões próximas à superfície da chapa (borda superior), a $\frac{1}{4}$ da espessura (intermediário superior) e no centro da espessura da chapa (centro).

Tabela 7.3 Resultados das frações das fases presentes no corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento, seção longitudinal da espessura.

Posição	Fases	Participação
Borda Superior	Ferrita Recristalizada	68,4%
	Ferrita Não Recristalizada	16,6%
	Total Ferrita	85,0%
	Martensita	14,5%
Intermediário Superior	Ferrita Recristalizada	28,3%
	Ferrita Não Recristalizada	50,0%
	Total Ferrita	78,3%
	Martensita	21,2%
Centro	Ferrita Recristalizada	23,5%
	Ferrita Não Recristalizada	58,3%
	Total Ferrita	81,8%
	Martensita	17,8%

7.1.5 Resultados da caracterização das fases presentes após laminação a quente piloto

Os resultados das fases presentes para cada condição de simulação testada no laminador piloto são mostrados na Tabela 7.4, reproduzindo a mesma situação da laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida em amostra do meio do comprimento da tira. Essas caracterizações foram realizadas nas regiões próximas à superfície superior da tira (borda superior), a $\frac{1}{4}$ da espessura superior (intermediário superior) e no centro da espessura da chapa (centro), de forma a obter uma visão da variação da participação de cada fase ao longo da espessura.

Tabela 7.4 Resultados das frações das fases presentes nas amostras de tiras após a laminação piloto, seção longitudinal da espessura.

Posição	Fases	Participação	
		Ta SI	Ta CI
Borda Superior	Ferrita Rec	12,9%	24,4%
	Ferrita Nrec	58,0%	49,8%
	Total Ferrita	70,9%	74,2%
	Martensita	30,0%	26,3%
Intermediário Superior	Ferrita Rec	19,8%	18,5%
	Ferrita Nrec	51,3%	57,1%
	Total Ferrita	71,1%	75,6%
	Martensita	29,6%	24,9%
Centro	Ferrita Rec	21,7%	23,5%
	Ferrita Nrec	49,9%	52,2%
	Total Ferrita	71,6%	75,7%
	Martensita	29,1%	25,2%

7.1.6 Resultados da caracterização da textura presente após laminação a quente piloto

Os resultados de textura para cada condição de simulação testada no laminador piloto são mostrados na Tabela 7.5, por posição ao longo da espessura, reproduzindo a mesma situação da laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida em amostra do meio do comprimento da tira.

As caracterizações de textura foram realizadas nas regiões próximas à superfície superior da tira (borda superior), a ¼ da espessura superior (intermediário superior) e no centro da espessura da chapa (centro), de forma a obter uma visão da variação da participação de cada componente de textura ao longo da espessura da tira laminada a quente.

Tabela 7.5 Resultados das componentes de textura presentes nas amostras de tiras após a laminação piloto, seção longitudinal da espessura

Posição	Componentes de Textura	Designação	Participação	
			Ta SI	Ta CI
Borda Superior	{hkl}<110>	Fibra Alfa	15,3%	38,1%
	{111}<uvw>	Fibra Gama	6,8%	9,2%
	{001}<100>	Cubo	0,9%	3,3%
	{011}<100>	Goss	4,7%	2,6%
	{112}<11-1>	Cobre	7,2%	1,1%
	{110}<1-12>	Latão	10,6%	1,2%
Intermediário Superior	{hkl}<110>	Fibra Alfa	21,7%	37,2%
	{111}<uvw>	Fibra Gama	9,9%	8,8%
	{001}<100>	Cubo	4,3%	4,1%
	{011}<100>	Goss	3,2%	1,0%
	{112}<11-1>	Cobre	4,4%	0,7%
	{110}<1-12>	Latão	3,7%	1,3%
Centro	{hkl}<110>	Fibra Alfa	50,3%	36,6%
	{111}<uvw>	Fibra Gama	9,6%	8,6%
	{001}<100>	Cubo	2,4%	9,6%
	{011}<100>	Goss	0,5%	0,4%
	{112}<11-1>	Cobre	0,5%	0,9%
	{110}<1-12>	Latão	0,6%	0,6%

7.2 Discussão dos resultados após laminação a quente piloto

7.2.1 Discussão dos resultados de resistência média de deformação após laminação a quente piloto

O processamento a quente no laminador piloto do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil apresentou um problema quanto á freqüência de aquisição dos dados de força média máxima de deformação. A freqüência de aquisição é de 0,5s e, como em alguns passes o tempo de processo fica em torno de 1,0s; o número de dados

amostrados é muito baixo para afirmações concretas sobre o comportamento em termos de força média máxima de laminação, principalmente para o primeiro e segundo passe. Do terceiro passe em diante, acredita-se que a informação extraída é de melhor qualidade, porém, testes com uma maior frequência de aquisição de dados são necessários para a confirmação dessa hipótese.

Para efeito de análise dos resultados de tensão média de deformação, será considerado apenas do terceiro passe em diante.

Pela verificação dos resultados obtidos, pode-se comentar que as amostras laminadas com lubrificação apresentaram resistências médias de deformação menores que as laminadas sem lubrificação, indicando um efeito redutor de esforços na laminação com uso de óleo lubrificante.

7.2.2 Discussão dos resultados da caracterização da microestrutura após laminação a quente piloto

Observa-se nas fotomicrografias das tiras de aço AISI 430 deformadas à quente sem lubrificação um evidente gradiente de recristalização na microestrutura entre uma região próxima à superfície da tira em comparação com outra região considerada no centro de sua espessura.

O uso da lubrificação parece uniformizar a deformação ao longo da espessura das amostras, com os grãos panquecados aparentando uma espessura mais uniforme se comparados com amostras laminadas sem lubrificação. As micrografias para os materiais laminados com lubrificação aparentam ser bem mais “limpas”, com menor intensidade de células de discordâncias no interior dos contornos de grãos lamelares.

7.2.3 Discussão dos resultados de caracterização das fases presentes após laminação a quente piloto

Os resultados das fases presentes obtidos via EBSD para as amostras processadas em laminação piloto foram bastante divergentes em relação aos resultados obtidos pelo processo de laminação a quente no Steckel e não permite um comentário conclusivo sobre a influência do parâmetro lubrificação nessa variável.

Essa divergência nos resultados pode ser atribuída a dois fatores: o uso do conceito da temperatura modificada (T_z) e à pequena área de amostragem para a execução dessa análise: em torno de 200 μm de largura por 800 μm de espessura, principalmente devido à largura, onde em alguns casos não se conseguiu abranger mais do que três grãos, dificultando uma análise mais estatística nas amostras. O uso do conceito de T_z não parece ser apropriado para materiais com mudança de fase durante o processo de laminação a quente, devido seu cálculo considerar apenas a matemática, desprezando a condição metalurgia envolvida no processo, ou seja, o processo de deformação a quente ocorre numa região muito próxima à região ferrítica do diagrama de equilíbrio de fases Fe-C-Cr, levando a um resultado final de quantificação da martensita não adequado, onde a presença de carbonetos finamente dispersos é aparentemente considerada como martensita.

7.2.4 Discussão dos resultados de caracterização das texturas presentes após laminação a quente piloto

Apesar da mesma situação em termos de área de análise encontrada na caracterização das fases presentes, pode-se comentar:

- É considerável a influência da lubrificação no aumento da fibra alfa nos segmentos das posições de borda e intermediária;
- É considerável a influência da lubrificação na redução da fibra alfa no segmento central, provavelmente devido à menor resistência à compressão das camadas mais

externas oriunda do menor encruamento ou menor quantidade das componentes de cisalhamento;

- É considerável a influência da lubrificação na redução das texturas de cisalhamento (Goss, Cobre e Latão) nos segmentos das posições de borda e intermediária;
- O uso da lubrificação cria uma homogeneidade na distribuição das fibras alfa ao longo da espessura das amostras laminada a quente.

7.3 Conclusões após laminação a quente piloto

O processamento a quente no laminador piloto do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil, apesar do problema da frequência de aquisição de dados, permite uma boa simulação da laminação a quente via Steckel. Do ponto de vista de previsão de cargas de laminação e, conseqüentemente, resistência média de deformação, uma atuação no sentido de melhorar a frequência de aquisição dos dados faz-se necessária para a quantificação dos ganhos possíveis com uso lubrificação, que indicam ser consideráveis.

O uso da lubrificação parece reduzir o gradiente de recristalização ao longo da espessura das amostras, com os grãos apresentando-se uniformemente panquecados e com espessura mais uniformemente distribuídas se comparados com amostras laminadas sem lubrificação.

O uso do conceito da temperatura transformada T_z não parece ser adequado para materiais suscetíveis à transformação de fase durante a deformação a quente, pois, a redução de temperatura pode ocasionar a laminação a quente fora da região bifásica do diagrama de equilíbrio, dificultando a comparação dos resultados obtidos em laminador piloto com os resultados obtidos em laminação industrial, principalmente para as caracterizações de microestrutura e fases presentes.

A forma utilizada para quantificação da martensita não parece ser adequada para o caso de material laminado à temperatura próxima a parte inferior da região bifásica do

diagrama Fe-C-Cr, pois a mesma pode confundir-se com os carbonetos finamente dispersos.

A influência da lubrificação na textura, foi considerável para:

- Aumento da fibra alfa nos segmentos das posições de borda e intermediária;
- Redução da fibra alfa no segmento central. Mostrando que o processo de laminação a quente sem lubrificação é muito mais heterogêneo quanto às texturas, apresentando alta intensidade de fibras α no centro, provavelmente devido à maior resistência a compressão das camadas mais externas, oriunda de maior encruamento ou componentes de cisalhamento mais resistentes;
- Redução das texturas de cisalhamento (Goss, Cobre e Latão) nos segmentos das posições de borda e intermediária;
- O uso da lubrificação cria uma homogeneidade na distribuição das fibras α ao longo da espessura das amostras laminadas a quente.

8 - CARACTERIZAÇÕES REALIZADAS EM AMOSTRAS LAMINADAS A FRIO

Nessa seção são apresentados os resultados obtidos, a discussão desses resultados e as conclusões após o processamento termomecânico das amostras na condição de laminação a frio no laminador piloto.

8.1 Apresentação dos resultados após laminação a frio piloto

8.1.1 Resultados de resistência média de deformação após laminação a frio piloto

Como resultado direto do processo de laminação piloto a frio, na Tabela 8.1 e da Figura 8.1, para cada passe, são apresentados os valores médios e desvios padrões das resistências médias de deformação de cada condição de atrito.

Tabela 8.1 Média e desvio padrão das resistências médias de deformação [MPa] por condição de laminação a frio piloto e por passe

Passe de Laminação	Sem lubrificação		Com lubrificação	
	Média da Resistência	Desvio Padrão	Média da Resistência	Desvio Padrão
1º Passe	805	57	741	117
2º Passe	1040	112	933	50
3º Passe	1291	31	1193	42
4º Passe	1477	84	1344	47
5º Passe	1711	90	1561	69
6º Passe	1921	101	1731	94
7º Passe	2227	82	1988	83
8º Passe	2582	131	2317	114
9º Passe	3105	180	2756	92
10º Passe	3554	179	3015	73

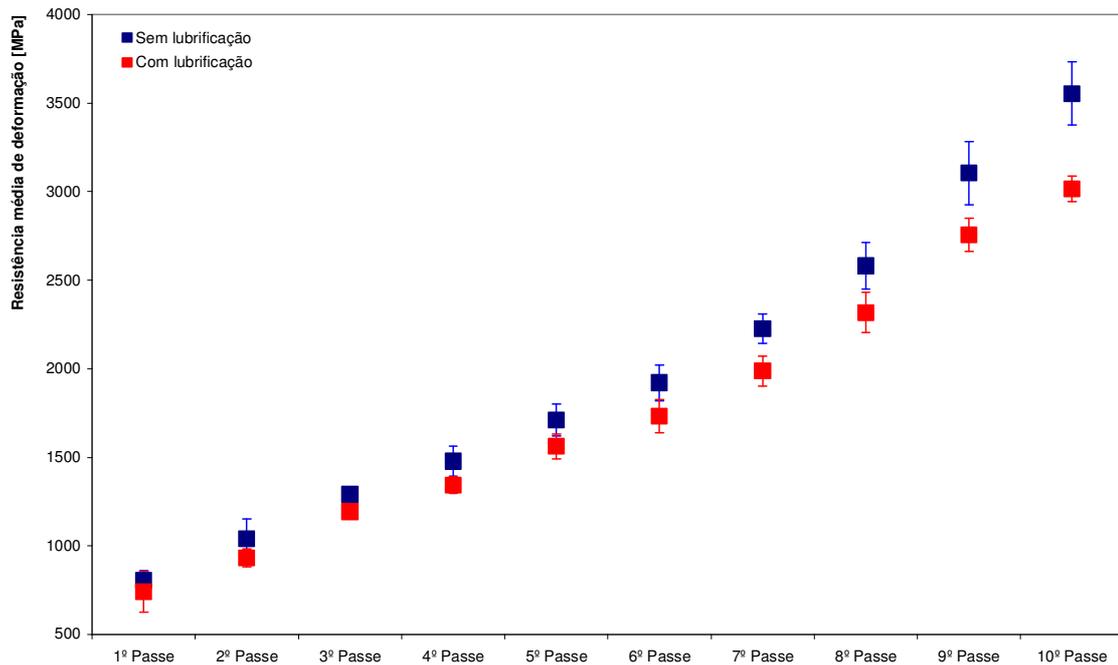


Figura 8.1 Resistência média de deformação [MPa] por passe de laminação a frio e condição de atrito na laminação a quente.

8.1.2 Resultados da caracterização da microestrutura após laminação a frio piloto

Para as amostras de cada condição de simulação testada no laminador piloto foram realizadas fotomicrografias que são mostradas da Figura 8.2 até Figura 8.3, reproduzindo a mesma situação da laminação a frio no laminador Sendzimir. As fotomicrografias foram realizadas de forma a obter uma visão da variação da microestrutura ao longo da espessura da tira laminada a frio. Todas fotomicrografias foram obtidas após ataque da amostra com reagente Villela (detalhes sobre este procedimento são dados na seção de metodologia).

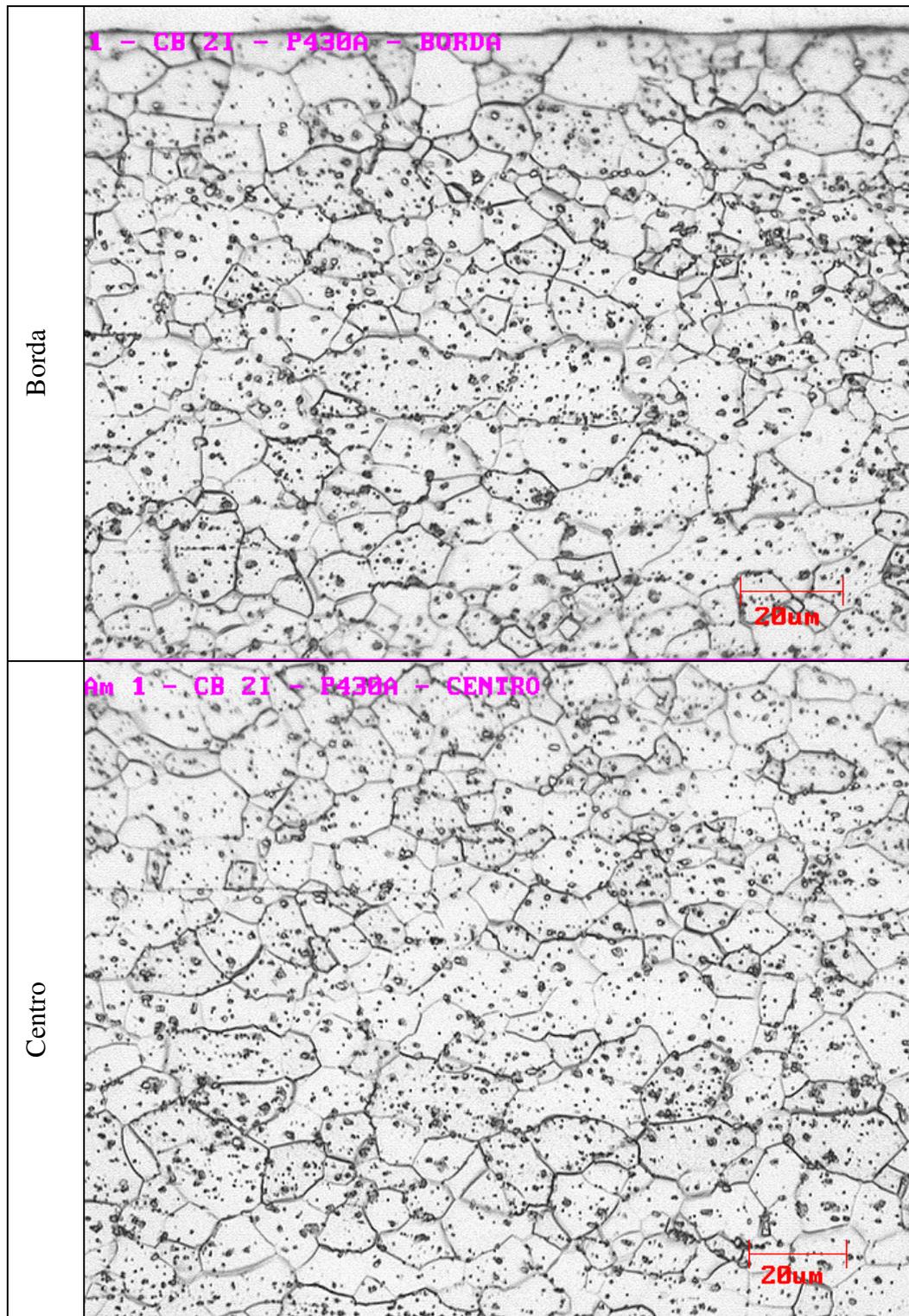


Figura 8.2 Fotomicrografias ópticas das amostras sem lubrificação, após a laminação a frio piloto, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X.

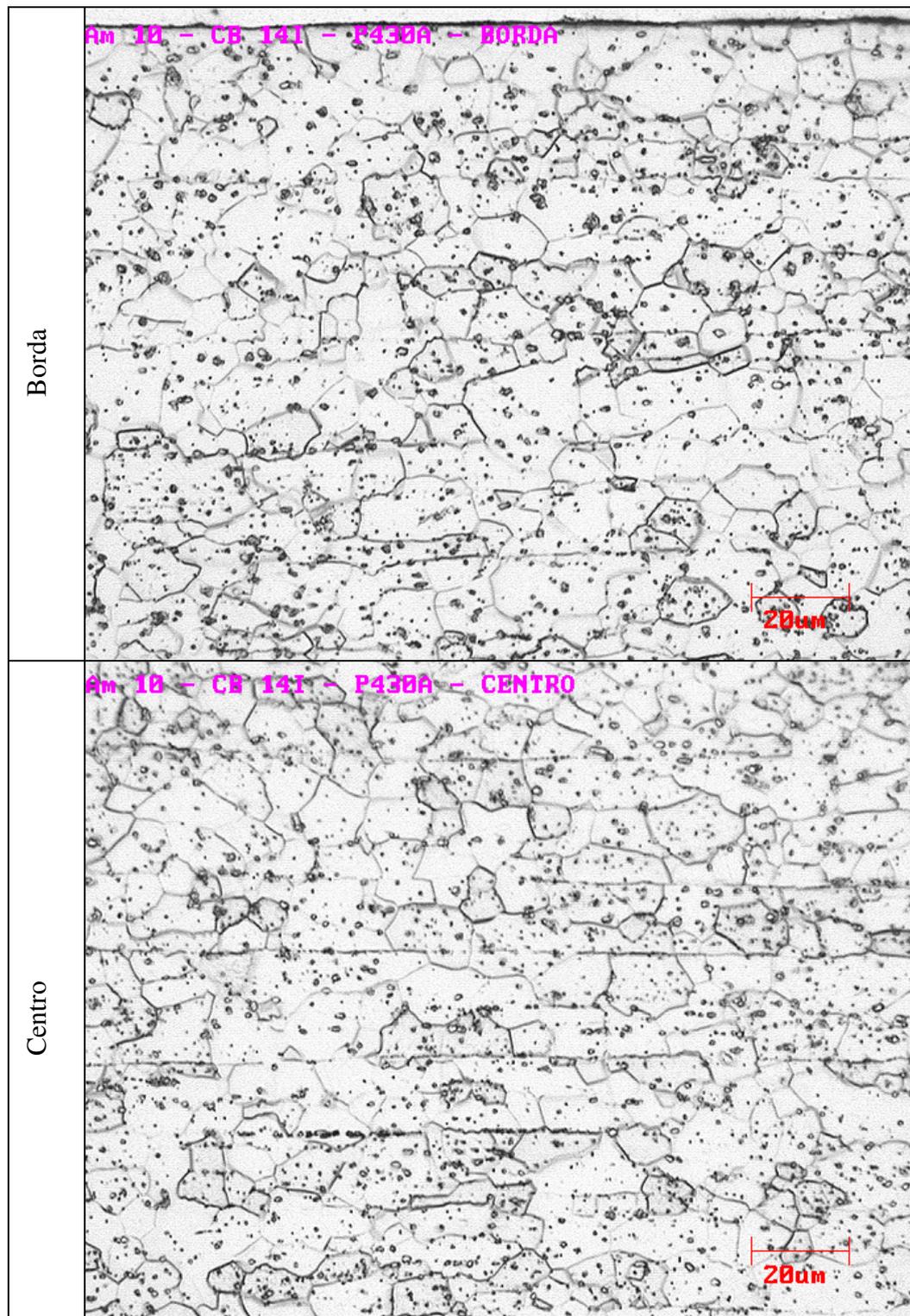


Figura 8.3 Fotomicrografias ópticas das amostras com lubrificação a 1% de Óleo Específico para laminação a quente, após a laminação a frio piloto, seção longitudinal da espessura, aumento de 500X.

8.1.3 Resultados da caracterização da textura presente após laminação a frio piloto

O resultado de textura por EBSD para cada amostra laminada a frio via laminador piloto são mostrados na Tabela 8.2. As caracterizações de textura foram realizadas de forma a obter uma visão da variação da participação de cada componente de textura nas seção longitudinal da espessura da tira laminada a frio.

Tabela 8.2 Resultados das componentes de textura presentes nas amostras de tiras após a laminação a frio piloto, seção longitudinal da espessura

Componentes de Textura	Designação	Participação por condição de atrito [%]	
		Sem lubrificação	Com lubrificação
{hkl}<110>	Fibra Alfa	29,1	26,8
{111}<uvw>	Fibra Gama	35,6	31,9
{100}<uvw>	Fibra Teta	16,3	18,9
-	Gama/Teta	2,2	1,7
<110>//DN		3,0	3,0
{111}<-1-12>	D1	7,5	6,7
{111}<11-2>	D2	9,3	9,4
{111}<1-10>		5,1	3,5
{111}<-110>		4,4	3,1
{001}<110>	H	3,7	4,3
{112}<1-10>		8,8	8,1
{223}<582>		34,2	35,3
{001}<210>	CH	5,5	6,8
{001}<100>	Cubo	1,3	0,7
{110}<001>		0,5	0,2
{112}<11-1>	Cobre	0,5	0,4
{110}<1-12>	Latão	0,4	0,6

8.1.4 Resultados dos ensaios de tração após laminação a frio piloto

Os resultados dos ensaios de tração para as amostras laminadas a frio via laminador piloto são mostrados na Tabela 8.3. Para o cálculo de r_m e Δ_r , foram utilizadas sub-

amostras para coleta dos valores de r nas três direções (0° , 45° e 90°), conforme pode ser visualizado na Figura 5.5.

Tabela 8.3 Resultados dos ensaios de tração das amostras laminadas a frio

Ensaio	Participação por condição de atrito	
	Sem lubrificação	Com lubrificação
Espessura [mm]	$0,65 \pm 0,01$	$0,61 \pm 0,02$
Limite de Escoamento a 0,2% [MPa]	$366 \pm 10,2$	$353 \pm 9,8$
Limite de Resistência [MPa]	$506 \pm 7,3$	$488 \pm 12,0$
Alongamento total [%]	$25,9 \pm 2,7$	$26,2 \pm 2,1$
Alongamento uniforme [%]	$18,1 \pm 2,5$	$18,3 \pm 1,6$
n	0,25	0,25
r_0° na amostra de tração	$0,62 \pm 0,04$	$0,56 \pm 0,02$
Dureza [HRB]	$81,6 \pm 1,7$	$78,9 \pm 1,2$
r_0° – sub-amostra	0,71	0,54
r_{45° – sub-amostra	1,08	0,97
r_{90° – sub-amostra	1,06	0,67
r_m	0,98	0,81
Δr	-0,19	-0,40

8.1.5 Resultados do ensaio de estriamento após laminação a frio piloto

Os resultados do ensaio de estriamento para as amostras laminadas a frio via laminador piloto são mostrados na Tabela 8.4 e Tabela 8.5, onde são apresentados, respectivamente, os valores das estrias maiores (aquelas visíveis a olho nú) e estrias menores (somente detectável por rugosímetro). Esses resultados, também são apresentados na Figura 8.4 e na Figura 8.5, para cada condição de atrito e para o tipo de “estrias maiores”.

Tabela 8.4 Resultados do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias maiores.

Característica	Participação por condição de atrito	
	Sem lubrificação	Com lubrificação
Estria visual	0,7	0,7
Ondulação média - W_a [μm]	15,77	12,22
Ondulação total - W_t [μm]	77,40	66,68
Ondulação entre picos e média – W_{Sm} [μm]	13,76	7,77

Tabela 8.5 Resultados do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias menores.

Característica	Participação por condição de atrito	
	Sem lubrificação	Com lubrificação
Ondulação média - W_a [μm]	2,01	3,14
Ondulação total - W_t [μm]	12,60	18,50
Ondulação entre picos e média – W_{Sm} [μm]	2,48	2,77

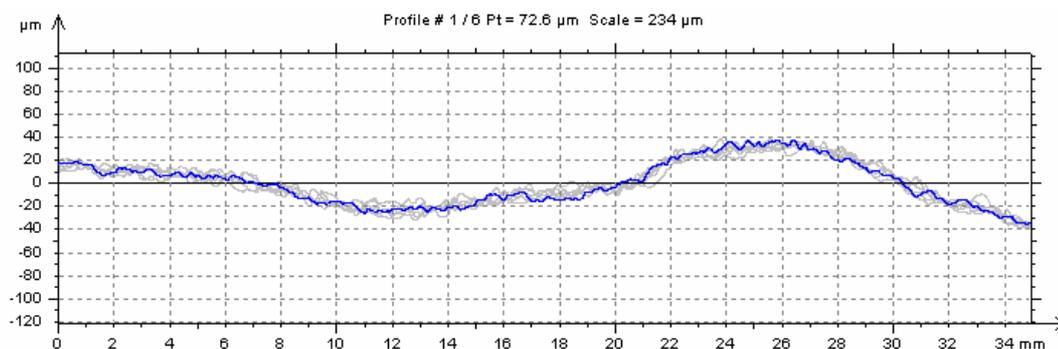


Figura 8.4 Representação gráfica do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias maiores – Sem lubrificação no processo de deformação a quente.

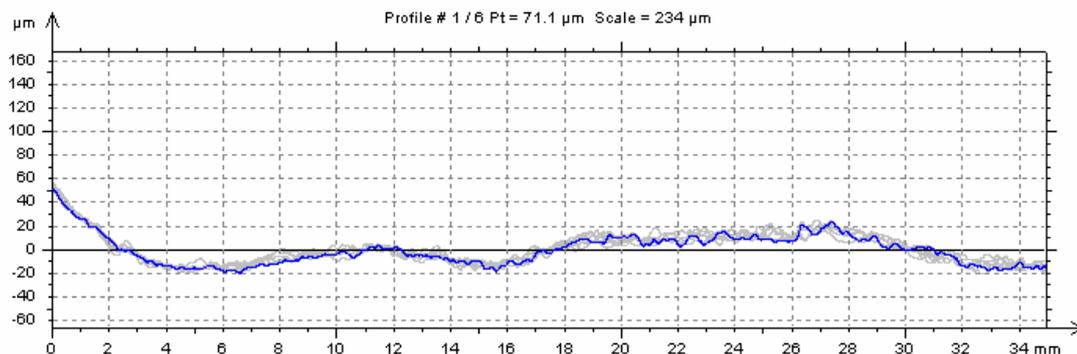


Figura 8.5 Representação gráfica do ensaio de estriamento das amostras laminadas a frio – Estrias maiores – Com lubrificação no processo de deformação a quente.

8.2 Discussão dos resultados após laminação a frio piloto

8.2.1 Discussão dos resultados de resistência média de deformação após laminação a frio piloto

Após o processamento a frio no laminador piloto do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil, apesar do problema de baixa frequência de aquisição dos dados de processo, pode-se comentar:

- Quando da laminação a frio das amostras processadas durante a laminação a quente com lubrificação, os resultados de resistência média de deformação foram bem menores que aquelas laminadas a quente sem lubrificação;
- Durante a laminação a frio foi percebida a possibilidade de redução de um passe no laminador piloto, uma vez que a espessura real da tira laminada, após o penúltimo passe, já estava dentro do valor de espessura especificada para o último passe. Essa situação culminou na seleção do valor de espessura do último passe igual ao do passe anterior;
- Uma provável causa da redução de esforços citada acima, está ligada a uma melhor distribuição da textura do material na condição de laminado a quente com lubrificação - na verdade a uma homogeneidade de textura ao longo da espessura da BQ - com valores muito baixos de texturas de cisalhamento, principalmente

próximas às superfícies das tiras. A maior quantidade de componentes de cisalhamento na BQ, que provocam uma maior intensidade de fibras α e células de discordâncias no centro das amostras, tendem a recrystalizar e formar grãos mais finos, gerando maior número de contornos de grão e, dessa forma, dificultando a movimentação das deslocações e, aumentando as forças necessárias para a redução a frio.

8.2.2 Discussão dos resultados da caracterização da microestrutura após laminação a frio piloto

Pela análise das fotomicrografias das tiras de laminadas a frio, não são observadas grandes diferenças entre as amostras processadas a quente com e sem lubrificação. No caso do material laminado a quente com lubrificação, evidencia-se a presença de carbonetos mais alinhados, provavelmente ligados à menor intensidade de células de deformação no interior dos contornos de grãos lamelares da BQ. No caso do material laminado a quente sem lubrificação, a estrutura mostra-se bem recrystalizada, com carbonetos dispersos em toda matriz ferrítica.

O uso de lubrificação no processo de laminação a quente não parece que interfere na recrystalização das tiras laminadas a frio.

8.2.3 Discussão dos resultados dos ensaios de tração após laminação a frio piloto

De maneira geral, pode-se observar:

- Os valores dos limites de escoamento a 0,2% e resistência; bem como, alongamentos total e uniforme, foram pouco influenciados pela condição de atrito no processo de deformação a quente;
- Os valores de anisotropia (r_m e Δr), que estão diretamente relacionados a estampabilidade dos materiais, foram bastante afetados pelo uso da lubrificação no processo de deformação a quente. Essa situação está diretamente relacionada a menor presença de fibras γ e a maior presença de fibras θ nessas amostras.

8.2.4 Discussão dos resultados dos ensaios de estriamento após laminação a frio piloto

Pela análise dos resultados de estriamento, pode-se observar:

- Pelo método de análise visual por comparação com o padrão de estrias, praticamente não existe diferença entre os valores obtidos nas duas condições de atrito usadas no processo de deformação a quente;
- Pelo método de medição da rugosidade, para o caso das “Estrias maiores”, a condição de deformação a quente com lubrificação apresentou resultados ligeiramente melhores. Essa situação é a que normalmente percebemos a olho nu, portanto, na maioria das vezes, é a que atualmente damos maior importância na hora de inspecionar os produtos finais;
- Para o caso da medição de rugosidade das “estrias menores”, a condição de deformação a quente sem lubrificação apresentou resultados um pouco melhores.

8.2.5 Discussão dos resultados de caracterização das texturas presentes após laminação a frio piloto

Pela análise dos resultados de textura obtidos, pode-se comentar:

- De forma geral, para as duas condições de atrito utilizadas no processo de deformação a quente, as componentes de textura obtidas correspondem a um material CCC característico, isto é, basicamente constituída pelas fibras α e γ , justificando o uso de simulações em laminador piloto para melhor desenvolvimento dos aços ferríticos quanto à textura;
- Observa-se uma pequena redução de fibras α nas amostras laminadas a quente com lubrificação, podendo dessa forma, justificar o resultado um pouco melhor em termos de estriamento na condição de “estrias maiores”, uma vez que a incidência dessas fibras está diretamente ligada à presença de estrias nos materiais CCC;

- Nota-se uma redução de fibras γ e aumento das fibras θ nas amostras laminadas a quente com lubrificação, com conseqüente redução na relação γ/θ , podendo dessa forma, justificar o resultado pior em termos de anisotropia nessa condição de atrito, uma vez que a relação entre essas fibras está diretamente ligada à uma melhor estampagem e, conseqüentemente a melhores valores de r_m e Δr nos materiais CCC;

8.3 Conclusões após laminação a frio piloto

O processamento a frio no laminador piloto do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil, permite uma boa simulação da laminação a frio via Sendzimir, principalmente quando executada em números de passes e reduções iguais ao processo industrial.

Do ponto de vista de cargas de laminação a frio e, conseqüentemente, resistência média de deformação, o uso de lubrificação no processo de deformação a quente indica a possibilidade de uma redução considerável em seus valores, podendo permitir a redução do número de passes no processo de laminação a frio, aumentando assim, consideravelmente sua produtividade.

O uso de lubrificação no processo de laminação a quente não parece que interfere no processo de recristalização das tiras laminadas a frio, nem tão pouco nos valores dos limites de escoamento a 0,2% e resistência; bem como alongamento total e uniforme.

Os valores de anisotropia (r_m e Δr), que estão diretamente relacionados a estampabilidade dos materiais, foram bastante afetados pelo uso da lubrificação no processo de deformação a quente. Nota-se uma redução de fibras γ e aumento das fibras θ nas amostras laminadas a quente com lubrificação, com conseqüente redução na relação γ/θ , podendo dessa forma, justificar o resultado pior em termos de anisotropia nessa condição de atrito, uma vez que a relação entre essas fibras está diretamente ligada à uma melhor estampagem e, conseqüentemente a melhores valores de r_m e Δr nos materiais CCC.

Quanto ao estriamento, o uso de lubrificação no processo de deformação a quente, pouco interfere nos valores obtidos pelo método de análise visual por comparação com o padrão de estrias, porém, pelo método de medição da rugosidade, para o caso das “Estrias maiores”, essa condição apresentou resultados ligeiramente melhores. Para o caso da medição de rugosidade das “estrias menores”, a condição de deformação a quente sem lubrificação apresentou resultados um pouco melhores. Observa-se uma pequena redução de fibras α nas amostras laminadas a quente com lubrificação, podendo dessa forma, justificar o resultado um pouco melhor em termos de estriamento na condição de “estrias maiores”, uma vez que a incidência dessas fibras está diretamente ligada à presença de estrias nos materiais CCC.

9 - CONCLUSÕES FINAIS

O processamento no laminador piloto do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil, apesar do problema da frequência de aquisição de dados, permite uma boa simulação da laminação a quente via Steckel e laminação a frio via Sendzimir, constituindo cada vez mais uma forte ferramenta para o desenvolvimento do processo e dos produtos.

O uso do conceito da temperatura transformada T_z não parece ser adequado para materiais suscetíveis à transformação de fase durante a deformação a quente, pois, a redução de temperatura pode ocasionar a laminação a quente fora da região bifásica do diagrama de equilíbrio, dificultando a comparação dos resultados obtidos em laminador piloto com os resultados obtidos em laminação industrial, principalmente para as caracterizações de microestruturas e fases presentes.

O uso da lubrificação nos produtos laminados a quente cria uma redução das texturas de cisalhamento (Goss, Cobre e Latão) próximas à superfície, homogeneizando a distribuição das fibras alfa ao longo da espessura das BQs. Essa condição reduz consideravelmente as cargas de laminação a frio e, conseqüentemente, resistência média de deformação. Assim, podendo permitir a redução do número de passes no processo de laminação a frio, aumentando consideravelmente sua produtividade.

Os valores de anisotropia (r_m e Δr), que estão diretamente relacionados a estampabilidade dos materiais, foram bastante afetados pelo uso da lubrificação no processo de deformação a quente. Nota-se uma redução de fibras γ e aumento das fibras θ nas amostras laminadas a quente com lubrificação, com conseqüente redução na relação γ/θ , podendo dessa forma, justificar o resultado pior em termos de anisotropia nessa condição de atrito, uma vez que a relação entre essas fibras está diretamente ligada à uma melhor estampagem e, conseqüentemente a melhores valores de r_m e Δr nos materiais CCC.

De forma geral, o estriamento – por comparação visual ou medição das estrias maiores - diminui um pouco com o uso de lubrificação no processo de deformação a quente, devido a uma pequena redução de fibras α , uma vez que a incidência dessas fibras está diretamente ligada à presença de estrias nos materiais CCC.

10 - RECOMENDAÇÕES

Melhorar a frequência de aquisição dos dados do laminador piloto do centro de pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil, criando-se assim um melhor acompanhamento do processo de laminação a quente e a frio, para quantificar prováveis ganhos em consumo de energia elétrica e redução do número de passes.

Nas análises em EBSD para produtos laminados a quente, a área de amostragem a ser considerada deve ser a maior possível, de forma a obter um número considerável de grãos e melhorar a análise estatística da amostra.

Melhorar a forma utilizada para quantificação da martensita para os casos de materiais laminados a quente em temperaturas próximas à parte inferior da região bifásica e ferrítica do diagrama Fe-C-Cr, onde a presença de carbonetos finamente dispersos pode ser indexada como martensita.

Simular a influência de diferentes temperaturas de deformação a quente com diferentes concentrações de óleo de lubrificação, principalmente para os casos de temperaturas mais altas (em torno de 1200°C) e concentrações de 0,2 e 0,4% de óleo Específico para laminação a quente.

11 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. HINTON, J.S., *Laboratory Simulation of Microestructural Evolution in AISI 430 Ferritic Stainless Steel during the Steckel Mill Process*. (Tese, Doutorado em Engenharia de Materiais) – Department of Engineering Materials, The University of Sheffield , 2006.
2. OLIVEIRA, T.R., *Estudo da influência do atrito e da laminação em um único sentido durante a laminação a quente dos aços 430 e 409 sobre a anisotropia e o estriamento* , ArcelorMittal Inox Brasil, trabalho não publicado, 2005.
3. SEMINÁRIO INOX, nº 1, 2000, Roças Novas. *Módulo Geral*. Timóteo, 2000.
4. CASTRO, R. Historical Background to Stainless Steels. In: LACOMBE, P., BAROUX, B., BERANGER, G. *Stainless Steels*. 1ª ed. Les Ulis, France: Les Editions de Physique, 1993. cap 1, p3-5.
5. BAROUX, B. The 17% Cr Ferritic Stainless Steels. In: LACOMBE, P., BAROUX, B., BERANGER, G. *Stainless Steels*. 1ª ed. Les Ulis, France: Les Editions de Physique, 1993. cap 14, p505-534.
6. McQUEN, H.J., JONAS, J.J. Recovery and Recrystallization during High Temperature Deformation, *Treatise on Materials Science and Technology*, New York, v.6, p.393-493, 1975.
7. KIM, S., YOO, Y. Continuous Dynamic Recrystallization of AISI 430 Ferritic Stainless Steel. *Metals and Materials*, v.8, n.1, p.7-13, 2002.
8. MCQUEEN, H.J., RYAN, N.D. Constitutive analysis in hot working. *Materials Science and Engineering*. v.A322, p43-63. 2002.

9. SICILIANO JR, F., Recuperação e Recristalização Durante a Deformação a Quente. In: DIVERSOS AUTORES. *Textura e Relações de Orientação*. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap 8, p.129-151.
10. SCHUWARTEN JR, W., *Caracterização e Modelagem Matemática da Fração Recristalizada de Ferrita no Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430 Durante o Processo de Deformação a Quente em Laminador Reversível Tipo Steckel*. (Dissertação, Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2007.
11. VIANA, C.S.C. e PAULA, A.S., Texturas de Deformação. In: DIVERSOS AUTORES. *Textura e Relações de Orientação*. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap 3, p.35-53.
12. PADILHA, A. F., SICILIANO JR, F. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. Capítulo 12, pp. 181-216.
13. REED-HILL, R.E., *Princípios de Metalurgia Física*. 2ª ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1982. cap 1, p1-30.
14. PINTO, A.L., LOPES, A.M., A utilização da técnica EBSD em estudos de microtextura e mesotextura. In: DIVERSOS AUTORES. *Textura e Relações de Orientação*. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap.20, p.441-459.
15. DIETER, G.E., *Metalurgia Mecânica*. 2ª ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981. cap 20, p587-597.
16. Catalogo: Aços Inox – Especificações Técnicas. Site:
<http://www.acesita.com.br/port/arquivos/catalogoAcesita.pdf>.

17. OLIVEIRA, T.R. *Effet du niobium et du titane sur la déformation à chaud d'aciers inoxydables ferritiques stabilisés*. (Tese, Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2003 (7-34 e 72-79).
18. OLIVEIRA, T.R., MONTHEILLET, F., *Simulação do Comportamento durante a laminação a quente de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao titânio e ao nióbio através do ensaio de torção: propriedades mecânicas e microestrutura*, ARCELORMITTAL TIMÓTEO, trabalho não publicado, 2004.
19. HELMAN, H., CETLIN, P.R., Elasticidade e Plasticidade. In: HELMAN, H., CETLIN, P.R., *Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais*, 2ª ed. Belo Horizonte: Segrac, 1993, cap 2, p21-37.
20. BARBOSA, R., Metalurgia Física da Deformação a Quente. *Notas de aula*. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Escola de Engenharia da UFMG. Timóteo, 2006.
21. OLIVEIRA, T. R., MONTHEILLET, F., *Recristalização dinâmica dos aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao nióbio e ao titânio durante a deformação a quente*. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60, 2005, Belo Horizonte. Anais... São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
22. MONTHEILLET, F., JONAS, J.J. Dynamic Recrystallization, *Encyclopedia of Applied Physics*, v16, p205-225, 1996.
23. KIMURA, K., TAKESITA, T., YAMAMOTO, A., HARASE, J. Hot Recrystallization Behavior of SUS 430 Stainless Steel, *EncycNippon Steel Technical Report*, n.71, p.11-16, 1996.

24. AN, J., HAN, S. M., KWON, Y., YOO, Y. C.. Continuous dynamic recrystallization of AISI 430 ferritic stainless steel by hot torsion deformation. *Materials Science Forum*. v.475-479, Part 1, p.145-148. 2005.
25. PADILHA, A. F., SICILIANO JR, F. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. Capítulo 10, pp. 132-160.
26. RICHARDS, P., SHEPPARD, T. Constitutive relationship and structural characteristics of two ferritic stainless steels deformed in torsion and rolling. *Materials Science and Technology*. v.2, p.841-846. 1986.
27. BARBOSA, R. Simulação de processos industriais a partir de ensaio de torção a quente. In: DIVERSOS AUTORES. *Textura e Relações de Orientação*. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap 9, p.151-162.
28. KONOPLEVA, E.V., SAUERBORN, M., MCQUEEN, H.J., RYAN, N.D., ZARIPOVA, R.G. Hot working and microstructure in 409 ferritic steel. *Materials Science and Engineering*. v.A234-236, p.826-829. 1997.
29. TALARICO, M.L., ANDRADE, M.S., OLIVEIRA, N.J.L. e BARBOSA, R.A.N.M. *Cinética de recristalização do aço inoxidável 430 durante laminação a quente*. Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais, Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2005. 35 p.
30. GLEZ, J.C., FLORES, V. Recrystallization kinetics of the grades FS30 and FT21 after hot torsion. Ugine & Alz, trabalho não publicado, 2005.
31. YOSHIMURA, H., ISHII, M. Recrystallization behaviours of 17Cr ferritic stainless steel during hot rolling. *ISIJ*, p.74-81, 1983.

32. McLAREN, A.J., SELLARS, C.M. Modelling distribution of microstructure during hot rolling of stainless steel. *Materials Science and Technology*. V.8, p.1090-1094, 1992.

33. HILTON, J. S., *Laboratory Simulation*, In: HILTON, J. S., *Laboratory Simulation of Microstructural evolution in AISI 430 Ferritic Stainless Steel during the Steckel Mill Process*. (Tese, Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – University of Sheffield, 2006 (p.171-185)

34. PINTO, A.L., LOPES, A.M., A utilização da técnica EBSD em estudos de microtextura e mesotextura. In: DIVERSOS AUTORES. *Textura e Relações de Orientação*. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap 20, p.441-459

12 - BIBLIOGRAFIAS CONSULTADAS

- A. PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON STRIP CASTING, HOT AND COLD WORKING OF STAINLESS STEELS. *Cold working an texture in stainless steels*. Quebec, Canadá, 1993. Pp. 195-265.
- B. HANSEN, N., HUANG, X., HUGHES, D. A. *Microestructural evolution and hardening parameters*. Materials Science and Engineering A317, 2001. Pp. 3-11.
- C. DOHERTY, R. D., HUGHES, D. A., JONAS, J. J. et al. *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering A238, 1997. Pp. 219-274.
- D. RAABE, D. *On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels*. Journal of Materials Science and Engineering, 1996. Pp. 3839-3845.
- E. INAKAZU, N., SAITO, Y., SAKAI, T., KATO, K. *Deformation and Recrystallization Texture of Ferritic Stainless Steel during Hot Rolling*. Transactions ISIJ, Vol. 23, 1983.
- F. OZAKI, Y. *Effect of lubricated hot-rolling on texture formation of Type409 cold-rolled and annealed sheet*. CAMP. ISIJ, Vol. 13, 2000. Pp. 555.
- G. SAITO, Y., SAKAI, T., MAEDA, F., KATO, K. *Effect of Lubrication Condition on Deformation and Recrystallization Behavior of Ferritic Stainless Steel in High Speed Hot Rolling*. Transactions ISIJ, Vol. 26, 1986.
- H. GAO, F., XU, Y., SONG, B., XIA, K. *Substructural Changes during Hot Deformation of an Fe-26Cr Ferritic Stainless Steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31A, 2001. Pp. 21-27.

- I. SINGH, C. D., KUMAR, S. *Texture evolution in hot band and annealed hot bands of low alloyed ferritic stainless steel*. Materials Science and Technology, 2003. Vol. 19, pp. 1037-1044.
- J. ZARIPOVA, R. G., KAIBYSHEV, O. A., SALISHCHEV, G. A. *Dynamic Recrystallization in Stainless Steels of the Ferritic, Austenitic, and Austenitic-Ferritic Types*. The Physics of Metals and Metallography, Vol. 73, No. 4, 1992. Pp. 415-421.
- K. MCQUEEN, H. J., RYAN, N. D., ZARIPOVA, R., FARKHUTDINOV, K. *Comparison of hot working behavior of austenitic and ferritic stainless steels*. 37th MWSP Conf. Proc., ISS, Vol. 33, 1996. Pp. 883-894.
- L. BARBOSA, A. A., FARIA, G. M., SCHUWARTEN JR, W., MIRANDA, L. L., FERREIRA, J. S. *Heating slab evaluation based on hot work of deformation spent on the Rougher Mill*. Steel Rolling 2006, 29th International and 4th European Conferences, Paris, 2006.
- M. KONOPLEVA, E. V., SAUERBORN, M., MCQUEEN, H. J., RYAN, N.D., ZARIPOVA, R. G. *Hot working and microstructure in 409 ferritic steel*. Materials Science and Engineering A234-236, 1997. Pp. 826-829.
- N. RAABE, D., YLITALO, M. *Experimental Investigation of the Transformation Texture in Hot-Rolled Ferritic Stainless Steel Using Single Orientation Determination*. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27a, 1996, pp. 49-57.
- O. YAMAZAKI, K., UEMATSU, Y. *Substructure change of ferritic single phase stainless steel on hot rolling*. International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Proc. Of Steels and other Metals, THERMEC-88, Tokyo, 1988, ISIJ, pp. 154-161.

- P. TOTH, L. S., MOLINARI, A., RAABE, D. *Modeling of Rolling Texture Development in a Ferritic Chromium Steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28a, 1997, pp. 2343-2351.
- Q. RAABE, D., LÜCKE, K. *Textures of ferritic stainless steels*. Materials Science Technology, 1993, Vol. 9, pp. 302-313.
- R. PARK, S., KIM, K. Y., LEE, Y., PARK, C. *Evolution of Microstructure and Texture Associated with Ridging in Ferritic Stainless Steels*. ISIJ International, Vol. 42, 2002, No. 1, pp. 100-105.
- S. CEDRIC, P. *Etude de l'influence des conditions de laminage a chaud et de recuit sur le roping et l'anisotropie plastique d'un acier inoxydable ferritique stabilise au niobium*. Polytech'Grenoble, UGINE&ALZ, 2005.
- T. IKEDA, J. *Recent Trends in Hot Rolling Oil*. Daido Chemical Industry Co. Ltd. Pp. 1-12.
- U. PERETIC, M. J., SELDEL, J., KRAEMER, S. *Coordinated Application of Roll Gap Lubrication, Work Roll Coolinh and Antipeeling Systems in Hot Rolling Mills*. Article online at www.aist.org, 2004.
- V. COUTURE, N. *Work roll lubrication on Steckel hot reversing Mill*. Annual Meeting of the International Association of Steckel Mill Operators, ArcelorMittal Inox Brasil, Brazil, 1986.
- W. HERMAN, J.C., STEINIER D., UIJTDEBROEKS, H., LACROIX, J., LIQUET, D. *Improvement of the steel rolling by use of lubrication and HSS rolls*. Proceedings of The 7th International Conference on Steel Rolling (STEEL ROLLING '98), 1998, Chiba, Japan, ISIJ, pp. 461-466.
- X. LAGERGREN, J. *Hot rolling lubrication at SSAB Tunnplåt 6-Stand hot strip mill in Borlänge, Sweden*. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1996, Vol. 25, pp. 11-17.

- Y. LAGERGREN, J. *Developments of work roll bite lubrication at SSAB Tunnpåt AB hot strip mill*. Metall Working, Steel Research 67, 1996, No. 11, pp. 485-490.
- Z. AZUSHIMA, A. *Lubrication in steel strip rolling in Japan*. TRIBOLOGY International, 1987, Vol. 20, No. 6, pp. 316-321.