

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

Dissertação de Mestrado

“CARACTERIZAÇÃO E MODELAGEM MATEMÁTICA
DA FRAÇÃO RECRISTALIZADA DE FERRITA NO AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430 DURANTE O
PROCESSO DE DEFORMAÇÃO A QUENTE EM
LAMINADOR STECKEL”

Autor: Willy Schuwarden Júnior
Orientador: Prof. Ph.D. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Dezembro de 2007

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

Willy Schuwarten Júnior

“CARACTERIZAÇÃO E MODELAGEM MATEMÁTICA DA FRAÇÃO
RECRISTALIZADA DE FERRITA NO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430
DURANTE O PROCESSO DE DEFORMAÇÃO A QUENTE EM LAMINADOR
STECKEL”

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. Ph.D. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Co-orientador: Eng. M.Sc. Edson Hugo Rossi

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

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2007

CARACTERIZAÇÃO E MODELAGEM MATEMÁTICA DA FRAÇÃO
RECRISTALIZADA DE FERRITA NO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430
DURANTE O PROCESSO DE DEFORMAÇÃO A QUENTE EM LAMINADOR
STECKEL

Willy Schuwarten Júnior

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 20 de dezembro de 2007

Por:

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

Orientador

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

Prof. Paulo César de Matos Rodrigues, Dr. (UFMG)

Eng. Edson Hugo Rossi, M.Sc. (ArcelorMittal Inox Brasil S.A.)

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

Aprovada pelo Colegiado do CPGEM

Versão final aprovada por

Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Professor/Orientador

Aos Meus pais,
Willy (in memoriam) e Luzia.

A minha esposa Marli,
e aos meus filhos especiais, Marcus Vinícius e Camila.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

A minha família pela compreensão e incentivo.

À ArcelorMittal Inox Brasil S.A. (ex Acesita S.A.), pela oportunidade de crescimento.

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

Ao Edson Hugo Rossi e ao Tarcísio Reis de Oliveira pela co-orientação na ArcelorMittal Inox Brasil.

Aos colegas da Laminação de Tiras a Quente da ArcelorMittal Inox Brasil, pelo incentivo e ajuda nos momentos certos. Em especial ao Henrique de Castro Rodrigues pela parceria nos estudos e proveitosas discussões e ao Arísio de Abreu Barbosa por cuidar de tudo durante as minhas numerosas ausências.

Aos colegas do Centro de Pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil: Fabrício pela espontaneidade e pela ajuda com o *software* OIMTM, ao Anderson, Núbia, Paulo Luna e Cláudio pela dedicação na execução da microscopia ótica e eletrônica, ao Paulo Ernesto pela ajuda com o *software* Origin[®].

Ao colega Roney Eduardo Lino da UFMG pela execução dos ensaios de torção a quente.

Ao Dr. Ricardo Nolasco de Carvalho da V&M do Brasil pela ajuda com o *software* Thermo Calc.

Ao Sr. Nilton José Lucinda de Oliveira e a Dra. Margareth Spangler Andrade do CETEC pela colaboração com as fotomicrografias com uso de luz polarizada.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vi
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE NOTAÇÕES	xiii
RESUMO.....	xv
ABSTRACT.....	xvi
1 - INTRODUÇÃO	1
2 - OBJETIVOS	2
3 - RELEVÂNCIA DO TRABALHO	3
4 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
4.1 Os aços inoxidáveis	6
4.2 Os aços inoxidáveis ferríticos.....	7
4.3 Requisitos das bobinas laminadas a quente de aço AISI 430.....	13
4.4 Encruamento e amaciamento durante e após deformação a quente de aços inoxidáveis ferríticos.....	16
4.5 A laminação de tiras a quente em laminador Steckel.....	26
5 - METODOLOGIA	29
5.1 Material.....	29
5.2 Técnicas para caracterização da microestrutura	29
5.3 Ensaio de torção a quente	38
6 - CARACTERIZAÇÃO DO AÇO E DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE	44
6.1 O aço AISI 430	44
6.2 Caracterização do ciclo termomecânico na laminação a quente do aço AISI 430 no Steckel.....	45
6.3 Caracterização das microestruturas no processo de laminação a quente.....	56
6.4 Discussão	74
6.5 Conclusões.....	80
7 - SIMULAÇÃO DO PROCESSO INDUSTRIAL VIA MODELAGEM MATEMÁTICA (PLANILHA ELETRÔNICA).....	81
7.1 Resultados.....	86

7.2	Discussão	94
7.3	Conclusões	96
8 -	SIMULAÇÃO DO PROCESSO INDUSTRIAL VIA MODELAGEM FÍSICA (ENSAIO DE TORÇÃO A QUENTE)	97
8.1	Resultados	99
8.2	Discussão	109
8.3	Conclusões	112
9 -	CONCLUSÕES FINAIS	113
10 -	RECOMENDAÇÕES	114
11 -	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	115
	ANEXOS	119

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Evolução do custo do níquel no mercado internacional. Fonte: The London Metal Exchange Limited.....	3
Figura 3.2 Evolução da produção de aços inoxidáveis no laminador da ArcelorMittal Inox Brasil. O ano de 2007 se refere ao volume de produção planejado.	4
Figura 4.1 Diagrama binário Fe-Cr. A faixa hachurada indica a região onde se tem estabilidade da fase ferrítica em todas as faixas de temperatura ⁽¹⁸⁾	8
Figura 4.2 Efeito do teor de carbono e nitrogênio (C+N) no campo bifásico do diagrama Fe-Cr ⁽²⁾	9
Figura 4.3 Representação esquemática da classificação e da variação da composição química básica dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽¹⁾	11
Figura 4.4 Fração de austenita em função da temperatura calculada pelo <i>software</i> CEQCSI para o aço com composição química 0,043%C, 0,39%Mn, 0,249%Si, 16,19%Cr e 0,018%N ⁽¹⁹⁾	12
Figura 4.5 Fenômeno de estrias observado em corpo de prova. Escala de referência em centímetros ⁽²⁾	15
Figura 4.6 Representação esquemática do mecanismo de recristalização dinâmica geométrica ⁽⁸⁾	18
Figura 4.7 Fração recristalizada medida e fração recristalizada calculada com base nos parâmetros obtidos por Glez ⁽¹⁹⁾	21
Figura 4.8 Curva sigmoideal que representa a cinética de recristalização do aço AISI 430 ⁽²²⁾	22
Figura 4.9 Limite do espalhamento da orientação interna no grão recristalizado para amostras deformadas por torção a quente em várias temperaturas ⁽¹⁹⁾	23
Figura 4.10 Fluxo de produção da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.....	27
Figura 4.11 Laminador Steckel. Material de divulgação da SMS Demag.	28
Figura 5.1 Amostras para análise na microscopia ótica proveniente do laminador desbastador (esquerda) e da tira após laminação de acabamento (direita).	30
Figura 5.2 Microscópio ótico do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.....	31

Figura 5.3 Arranjo experimental normalmente utilizado para análise de EBSD ⁽²³⁾	33
Figura 5.4 Padrão de Kikuchi obtido em uma amostra de nióbio (CCC) (direita) e o padrão identificado (esquerda) ⁽²³⁾	33
Figura 5.5 Imagem gerada por EBSD na posição do meio de uma tira de aço AISI 430 após laminação de acabamento, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura, (d) escala de cor do mapa da figura de pólo inversa.	35
Figura 5.6 Amostras montadas para análise na microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	36
Figura 5.7 Microscópio eletrônico de varredura do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.....	37
Figura 5.8 Vista parcial da máquina de torção a quente utilizada neste trabalho. Em detalhe o forno aberto.	41
Figura 5.9 Corpo de prova para ensaio de torção.	42
Figura 5.10 Esquema da amostragem para fabricação dos corpos de prova para os ensaios de torção a quente.	42
Figura 5.11 Amostra proveniente do ensaio de torção a quente embutida para análise na microscopia eletrônica de varredura (MEV) e posterior análise na microscopia ótica. .	43
Figura 5.12 Esquema da região de análise da microestrutura nos corpos de prova submetidos a torção a quente ⁽¹⁸⁾	43
Figura 6.1 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.....	44
Figura 6.2 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. Detalhe na faixa de temperatura de laminação de desbaste e acabamento.	45
Figura 6.3 Perfil de temperatura, carga e velocidade de laminação de uma tira de aço AISI 430 de 3,10mm x 1060mm laminada a quente via Steckel.....	47
Figura 6.4 Comparação do tempo entre passes da ponta, cauda e corpo da tira na laminação de desbaste e laminação de acabamento.....	48
Figura 6.5 Ciclo térmico da laminação de uma tira de aço AISI 430 considerando as posições de cabeça, corpo e cauda da tira em laminadores reversíveis.....	49

Figura 6.6 Ciclo térmico da laminação de acabamento no Steckel de uma tira de aço AISI 430 considerando as posições de cabeça, corpo e cauda da tira para os passes de F1 até F5.	49
Figura 6.7 Curva de aquecimento típica para o aço inox ferrítico AISI 430.	51
Figura 6.8 Perfil típico de temperatura de bobinamento do aço ferrítico AISI 430.	54
Figura 6.9 Ciclo termomecânico esquemático com posição de retirada das amostras na linha de laminação a quente.	55
Figura 6.10 Fotomicrografias óticas na posição de cabeça do esboço de uma tira de aço AISI 430 antes da laminação de acabamento e com resfriamento rápido, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	58
Figura 6.11 Fotomicrografias óticas na posição de cauda do esboço de uma tira de aço AISI 430 antes da laminação de acabamento e com resfriamento rápido, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	60
Figura 6.12 Fotomicrografias óticas na posição de cabeça de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	62
Figura 6.13 Fotomicrografias óticas na posição do corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	63
Figura 6.14 Fotomicrografias óticas na posição da cauda de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	64
Figura 6.15 Fotomicrografias óticas na posição da cabeça de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura, ataque colorante e uso de luz polarizada. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	66

Figura 6.16 Fotomicrografias óticas na posição do corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura, ataque colorante e uso de luz polarizada. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	67
Figura 6.17 Fotomicrografias óticas na posição da cauda de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura, ataque colorante e uso de luz polarizada. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	68
Figura 6.18 Fotomicrografias óticas na posição da cabeça de uma tira de aço AISI 430 após recozimento em caixa, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	70
Figura 6.19 Fotomicrografias óticas na posição do corpo de uma tira de aço AISI 430 após recozimento em caixa, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	71
Figura 6.20 Fotomicrografias óticas na posição da cauda de uma tira de aço AISI 430 após recozimento em caixa, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.	72
Figura 6.21 Representação esquemática do comportamento heterogêneo do material na laminação a quente ⁽²⁹⁾	77
Figura 6.22 Exemplos de dificuldades para avaliação da fração recristalizada. Imagens geradas por microscopia ótica. Regiões escuras são martensita ⁽¹⁹⁾	79
Figura 7.1 Estado termomecânico calculado após um passe de 23% de redução a partir de uma espessura original de 46mm a 1000°C. McLaren e Sellars ⁽²¹⁾	83
Figura 7.2 Posição esquemática dos pontos a serem considerados no cálculo de fração recristalizada pelo modelo matemático ao longo da espessura da tira.	84
Figura 7.3 Exemplo de mapa gerado por EBSD com step de 1 µm. Amostra do corpo de uma tira de aço AISI 430 de 3,10mm de espessura laminada a quente. Região próxima à superfície da tira, sendo: a) mapa completo; b) 15,0% de martensita; c) 16,6% de ferrita não recristalizada; d) 68,4% de ferrita recristalizada.	93
Figura 8.1 Comparação do ciclo térmico utilizado no ensaio de torção a quente.	98

Figura 8.2 Curvas tensão-deformação obtidas de ensaio de torção a quente simulando (a) ciclo de desbaste e (b) ciclo de desbaste e de acabamento de amostra representando o processamento termomecânico da cabeça da tira.	100
Figura 8.3 Curvas tensão-deformação obtidas de ensaio de torção a quente simulando (a) ciclo de desbaste e (b) ciclo de desbaste e de acabamento de amostra representando o processamento termomecânico do corpo da tira.	101
Figura 8.4 Curvas tensão-deformação obtidas de ensaio de torção a quente simulando (a) ciclo de desbaste e (b) ciclo de desbaste e de acabamento de amostra representando o processamento termomecânico da cauda da tira.	102
Figura 8.5 Comparação entre as tensões médias obtidas do ensaio de torção e da laminação industrial para os ciclos: (a) cabeça da tira no desbaste. (b) cabeça da tira no acabamento.	103
Figura 8.6 Comparação entre as tensões médias obtidas do ensaio de torção e da laminação industrial para os ciclos: (a) corpo da tira no desbaste. (b) corpo da tira no acabamento.	104
Figura 8.7 Comparação entre as tensões médias obtidas do ensaio de torção e da laminação industrial para os ciclos: (a) cauda da tira no desbaste. (b) cauda da tira no acabamento.	105
Figura 8.8 Fotomicrografias óticas de corpos de prova deformados por torção a quente. Ciclo de desbaste: (a) cabeça, (b) corpo e (c) cauda da tira. Ciclo de desbaste e acabamento (d) cabeça, (e) corpo e (f) cauda da tira.	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 Propriedades mecânicas típicas do aço AISI 430 laminado a frio.....	14
Tabela 4.2 Parâmetros calculados por Glez e por Takeshita & Fernandez.	20
Tabela 4.3 Equações para cinética de amaciamento do aço AISI 430.	26
Tabela 5.1 Parâmetros utilizados no <i>software</i> OIM TM para quantificação de fases.	38
Tabela 6.1 Valores de temperatura calculados para o corpo e pontas da tira.	46
Tabela 6.2 Plano de reduções para a laminação de desbaste.	52
Tabela 6.3 Plano de reduções para a laminação de acabamento.	53
Tabela 6.4 Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras após laminação de desbaste no esboço da tira com resfriamento rápido... 73	73
Tabela 6.5. Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na zona úmida.	73
Tabela 7.1 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cabeça da tira, em uma região próxima à superfície da tira.	87
Tabela 7.2 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cabeça da tira, em uma região intermediária.	87
Tabela 7.3 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cabeça da tira, em uma região no meio da espessura.	88
Tabela 7.4 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para o corpo da tira, em uma região próxima à superfície da tira.	88
Tabela 7.5 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para o corpo da tira, em uma região intermediária.	89
Tabela 7.6 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para o corpo da tira, em uma região no meio da espessura.	89
Tabela 7.7 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cauda da tira, em uma região próxima à superfície da tira.	90
Tabela 7.8 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cauda da tira, em uma região intermediária.	90
Tabela 7.9 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cauda da tira, em uma região no meio da espessura.	91

Tabela 7.10 Resultado da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD nas amostras do esboço e da tira laminada.....	92
Tabela 7.11 Comparação da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD com a fração de ferrita recristalizada calculada pelo modelo com a utilização dos parâmetros calculados por Glez ⁽¹⁹⁾ para o esboço da tira após laminação de desbaste.	94
Tabela 7.12 Comparação da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD com a fração de ferrita recristalizada calculada pelo modelo com a utilização dos parâmetros calculados por Glez ⁽¹⁹⁾ para a tira após laminação de acabamento.....	94
Tabela 8.1 Ciclo termomecânico para a simulação por torção a quente de desbaste e acabamento para as condições de cabeça, corpo e cauda da bobina.....	97
Tabela 8.2 Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras deformadas por torção a quente simulando o desbaste.....	108
Tabela 8.3 Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras deformadas por torção a quente simulando o desbaste e o acabamento..	108
Tabela 8.4 Comparação entre as frações de ferrita obtidas a partir das amostras após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na zona úmida e das amostras deformadas por torção a quente simulando o processo industrial.	109

LISTA DE NOTAÇÕES

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
EBSD	electron backscattering diffraction
RXD	recristalização dinâmica
RXM	recristalização metadinâmica
RXDC	recristalização dinâmica contínua
RCD	recuperação dinâmica
EFE	energia de falha de empilhamento
θ	taxa de encruamento
ε_c	deformação crítica
ε_p	deformação de pico
σ_{ef}	tensão efetiva
σ_p	tensão de pico
σ_s	tensão no estado estacionário
D_s	tamanho de grão no estado estacionário
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação
T	temperatura absoluta
Q	energia de ativação
R	constante dos gases
σ_p	tensão de pico
Q_ε	energia de ativação para deformação
CCC	cubo de corpo centrado

CFC	cubo de face centrada
Δr	coeficiente de anisotropia planar
\bar{r}	coeficiente de anisotropia
n	coeficiente de encruamento
t_{ep}	tempo entre passes
t_i	tempo do passe de laminação
t_r	tempo de reversão entre passes
σ	tensão equivalente
ε_{eq}	deformação equivalente
h_i	espessura inicial do passe
h_f	espessura final do passe
TME	tensão média de escoamento

RESUMO

Este trabalho trata da caracterização e da 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. Foi realizada uma caracterização do ciclo termomecânico do processamento industrial do aço AISI 430 desde o reaquecimento da placa até o tratamento térmico de recozimento em caixa. Foi realizada também uma caracterização da microestrutura do esboço da tira após laminação de desbaste, da bobina após laminação de acabamento e da bobina após recozimento em caixa. Foi desenvolvido um modelo em planilha eletrônica para prever a fração recristalizada de ferrita durante o processamento do aço. Ao mesmo tempo fez-se uma simulação física via ensaio de torção a quente.

Os resultados obtidos indicam que tanto o modelo matemático quanto a simulação física representam o processo industrial, quando comparados os níveis de tensão média de escoamento e a fração recristalizada de ferrita. O modelo matemático e o modelo físico que foram desenvolvidos podem ser utilizados na otimização do processo industrial de laminação a quente deste aço.

A quantificação da fração de ferrita recristalizada nas amostras obtidas no processo industrial para o ajuste do modelo foi realizada com o uso de EBSD. As análises de microestrutura por microscopia ótica convencional e também com o uso de ataque colorante e luz polarizada não se mostraram satisfatórias para a separação das frações de ferrita recristalizada e não recristalizada.

Observou-se uma diferença na microestrutura da cabeça, corpo e cauda da tira de aço AISI 430. O modelo desenvolvido prevê tendências na mesma direção das observadas na linha de laminação industrial. O uso do EBSD torna a quantificação da fração de ferrita recristalizada possível e de maior confiança nos resultados. As curvas de TME dos ensaios de torção têm o mesmo formato das obtidas a partir da laminação industrial. As microestruturas dos ensaios de torção a quente seguem as mesmas tendências das apresentadas pelas amostras obtidas na laminação industrial.

ABSTRACT

This work deals with the characterization and mathematical modeling of the ferritic recrystallised fraction in AISI 430 ferritic stainless steel during the hot deformation in a Steckel mill process. A characterization of the thermo mechanical cycle of AISI 430 industrial process from reheating of the plate to annealed coil in box has been presented. A mathematic model was developed in spreadsheet to predict the ferritic recrystallised fraction during the steel processing. At the same time, is shown the results of a physical simulation by hot torsion.

The results obtained by both, mathematical model and physical simulation by hot torsion test, lead to a trend with the industrial process, if compared the levels of average flow tension and the recrystallised fraction of ferrite. The mathematical model and the physical model that were developed can be used for industrial hot rolling process optimization of the AISI 430 steel.

The quantification of the ferritic recrystallised fraction in samples, obtained from industrial process, for the model adjustment, was performed with EBSD. Analysis of Microstructure by conventional optical microscopy and also with the use of color attack and polarized light were not satisfactory to separation of fractions of ferrite recrystallised and not recrystallised.

Differences in microstructure of the head, body and tail of the AISI 430 strip steel were observed. The mathematic model developed is able to provide trends in the same direction of observed on rolling industrial line. The use of EBSD became possible and reliable the quantification of the ferritic recrystallised fraction. The curves of average flow tension by hot torsion have the same format of curves derived from the industrial rolling. The microstructures of the hot torsion testes follow the same trends of the microstructures presented by samples got from industrial rolling.

1 - INTRODUÇÃO

A importância dos aços inoxidáveis ferríticos é inquestionável devido a sua boa resistência à corrosão, soldabilidade e estampabilidade. Esta família de aços inoxidáveis apresenta grande competitividade de custo frente aos aços da classe austenítica, devido à ausência ou pouca adição de níquel. Portanto, é importante conhecer as características dos aços da classe ferrítica de modo a se tirar o máximo proveito de suas propriedades.

No processo de laminação a quente, os aços são submetidos a uma série de deformações consecutivas com intervalos de tempos entre cada deformação. Diferentes processos de endurecimento e de amaciamento ocorrem tanto durante como após a deformação. Os primeiros são ditos dinâmicos enquanto os demais são denominados estáticos. A evolução da microestrutura depende de como esses mecanismos atuam no processo de conformação. As propriedades finais dependem dessa microestrutura que, por sua vez, é o resultado acumulado da seqüência destas transformações⁽³⁾.

São poucos os trabalhos publicados que abordam o estudo da evolução microestrutural dos aços inoxidáveis ferríticos durante o processo de deformação a quente, principalmente dando-se ênfase a modelagem matemática da cinética dos fenômenos metalúrgicos envolvidos na laminação. Este trabalho pretende contribuir com novas informações e métodos matemáticos para a previsão da fração recristalizada de ferrita dos aços inoxidáveis ferríticos laminados a quente, o que poderá resultar em reduções de custos no desenvolvimento de processos e na melhoria da qualidade superficial das bobinas laminadas a frio.

2 - OBJETIVOS

São objetivos do presente trabalho:

- a) caracterizar a fração recristalizada de ferrita do aço inoxidável ferrítico AISI 430 durante o processo de deformação a quente em laminador tipo Steckel;
- b) desenvolver um modelo matemático, via planilha eletrônica, para prever a fração recristalizada de ferrita após a laminação a quente. Este modelo terá como base as equações existentes na literatura e, caso necessário, estas equações serão ajustadas ou novas equações poderão ser propostas a partir de resultados aqui obtidos;
- c) validar o modelo comparando as previsões de fração recristalizada com os resultados obtidos na laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil S.A. em pontos definidos ao longo do comprimento e da espessura da tira de aço inoxidável ferrítico AISI 430 laminado;
- d) simular a laminação a quente do aço AISI 430 em laminador tipo Steckel através de ensaios de torção a quente para validar um método físico de simulação deste processo.

3 - RELEVÂNCIA DO TRABALHO

O preço médio da tonelada de níquel saltou de US\$ 6 mil para US\$ 33 mil, no período de 2001 a 2006. Só no ano de 2006, a valorização do produto no mercado internacional foi de 144%, iniciando o ano a US\$13.650 e fechando o ano com o valor de US\$33.305 a tonelada. Em 2007, após atingir o valor de US\$55.000 a tonelada em maio, o preço do níquel recuou e está sendo comercializado a US\$31.000 a tonelada (Figura 3.1).



Figura 3.1 Evolução do custo do níquel no mercado internacional. Fonte: The London Metal Exchange Limited.

Considerado o mais simples e o mais econômico dos inoxidáveis, apresentando um menor custo quando comparado com o aço inoxidável austenítico, em função da ausência ou pouca adição de Ni, os aços inoxidáveis ferríticos podem, muitas vezes, competir em termos de propriedades mecânicas com a liga austenítica Fe-Cr-Ni.

A ArcelorMittal Inox Brasil, empresa do Grupo ArcelorMittal, como parte de sua estratégia de mercado, optou pelo aumento da produção de tiras laminadas de aço inoxidável ferrítico, saltando de 129 mil toneladas por ano em 2002 para um patamar de 200 mil toneladas por ano a partir de 2005 (Figura 3.2).

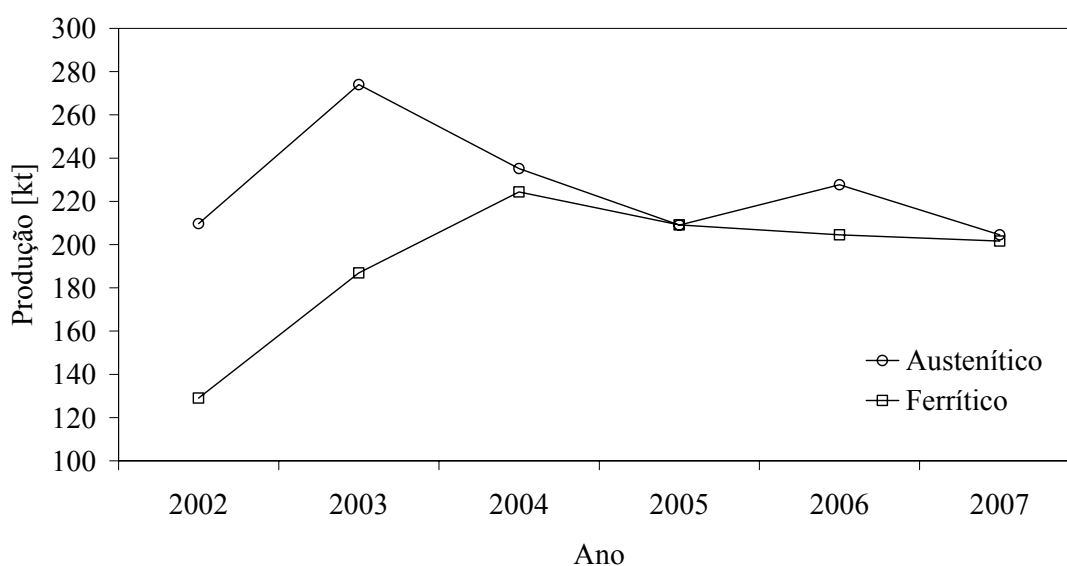


Figura 3.2 Evolução da produção de aços inoxidáveis no laminador da ArcelorMittal Inox Brasil. O ano de 2007 se refere ao volume de produção planejado.

O tema deste trabalho é de grande interesse devido à crescente demanda do aço inoxidável ferrítico e do pouco conhecimento sobre a evolução da sua microestrutura durante o processo de laminação a quente em laminadores reversíveis do tipo Steckel. A relevância deste trabalho está na oportunidade de se conhecer melhor a fração recristalizada de ferrita do aço inox AISI 430 e de se desenvolver um método matemático e laboratorial de simulação do processo industrial de deformação a quente deste aço.

Um melhor entendimento da evolução da fração recristalizada de ferrita do aço inoxidável AISI 430 durante o processo de laminação a quente em laminador do tipo Steckel vai direcionar e subsidiar futuros estudos envolvendo o processamento a quente deste aço. Este trabalho será um ponto de partida para outros com foco na melhoria das propriedades finais das tiras laminadas a frio, como melhoria da estampabilidade, redução da ocorrência de estrias, etc.

A relevância científica deste trabalho esta no desenvolvimento de uma metodologia sistêmica para a quantificação da fração recristalizada de ferrita em um aço processado a quente na condição bifásica e no desenvolvimento de um modelo de previsão desta fração de ferrita recristalizada em função dos parâmetros termomecânicos de processamento. Destaca-se também a simulação do processo de laminação a quente do aço AISI 430 em laminador tipo Steckel por ensaio de torção a quente, onde as microestruturas e curvas tensão–deformação do processo industrial podem ser simuladas em laboratório.

4 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 Os aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são aços ligados com um baixo teor de carbono e com, no mínimo, 10,50% de cromo 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, Mo, Nb, Ti, Al, S e Se podem ser também adicionados para produzir outros tipos de aços inoxidáveis com propriedades específicas às diversas aplicações⁽¹⁾.

Os aços inoxidáveis podem ser classificados em dois grandes grupos: a) os da série 400, chamados de inoxidáveis ferríticos e martensíticos e b) os da série 300, chamados de inoxidáveis austeníticos.

Os inoxidáveis ferríticos são basicamente ligas de Fe-Cr e possuem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), podendo ainda, serem subdivididos em dois subgrupos: um representado pelos ferríticos propriamente ditos, com cromo entre 10,5% a 27,0%, baixos teores de carbono e nitrogênio e que não são temperáveis. O outro subgrupo, o dos martensíticos, que apresentam teores de cromo entre 11,5% e 18%, com carbono chegando a 0,3% para ligas com 16,0% de cromo e que são temperáveis.

Os aços austeníticos são por outro lado, ligas Fe-Cr-Ni de estrutura cúbica de face centrada (CFC). Esses aços possuem em torno de 8% de Ni em peso na sua composição e, por isso, são mais caros do que os ferríticos. Nos aços inoxidáveis são ainda encontrados, além do carbono, outros elementos que são freqüentes nos demais tipos de aço como silício, manganês e nitrogênio, mesmo que em quantidades consideradas residuais.

4.2 Os aços inoxidáveis ferríticos

A adição de cromo em uma liga Fe-C é requisito básico para se obter uma liga de aço inoxidável. O aço inoxidável ferrítico pode ser considerado como o mais simples e o mais econômico dos inoxidáveis, apresentando um menor custo quando comparado com o aço inoxidável austenítico, em função da ausência ou pouca adição de Ni^(1,2).

Os ferríticos são ligas compostas de ferro e cromo, com teores de cromo entre 10,5% a 27% (Figura 4.1). Outros elementos também presentes na liga, como o carbono, têm uma influência significativa na resistência mecânica dos ferríticos 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, que contém uma maior quantidade de elementos de liga. Neste caso, a vantagem econômica dos ferríticos fica evidente. A fabricação de aços ferríticos, principalmente no caso do Steckel, envolve alta tecnologia e os fabricantes que desejarem utilizar o máximo de suas capacidades, necessitam entender os detalhes de sua microestrutura e metalurgia, itens estes que governam suas propriedades extremamente atraentes.

A designação de aço inoxidável ferrítico se deve à sua estrutura na condição de peça recozida. A 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.

O cromo é o elemento alfa-gêneo, isto é, que estabiliza a ferrita. Devido a esta característica, a faixa de temperatura de existência da austenita diminui rapidamente e para teores acima de 13%, 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 (Figura 4.1).

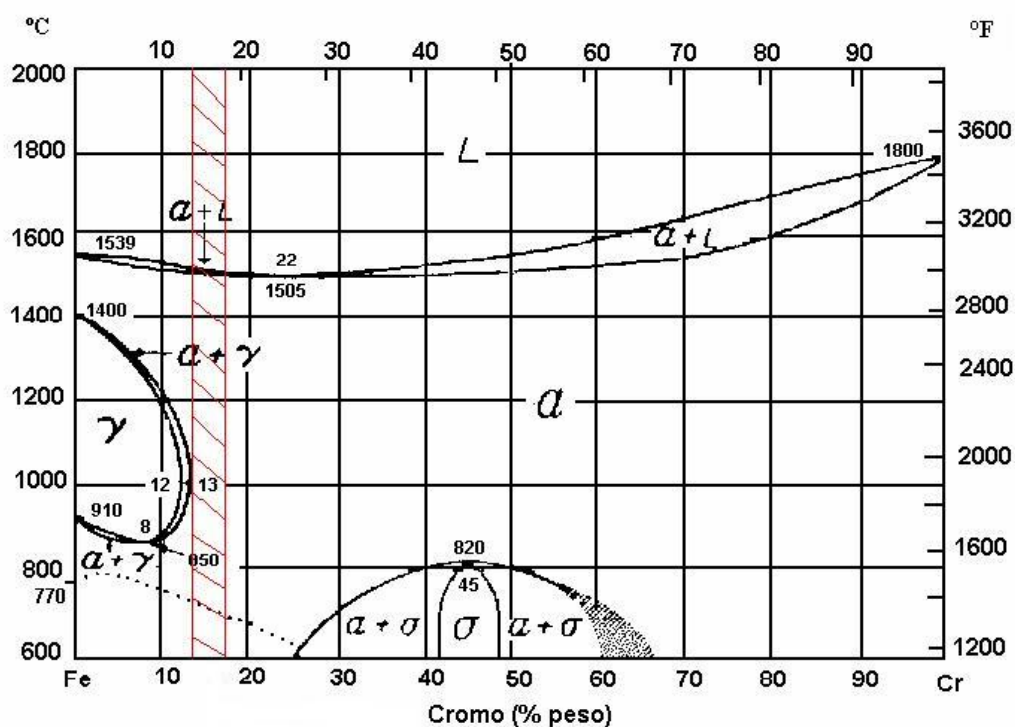


Figura 4.1 Diagrama binário Fe-Cr. A faixa hachurada indica a região onde se tem estabilidade da fase ferrítica em todas as faixas de temperatura⁽¹⁸⁾.

Os elementos C e N são gamagêneos e sua adição provoca um deslocamento dos limites da região da austenita para a direita (Figura 4.2). No resfriamento lento, mesmo que alguma austenita se forme, a estrutura será ferrítica com carbonetos e nitretos de cromo à temperatura ambiente. Se, porém, o resfriamento for rápido, a austenita se transformará em martensita, gerando uma estrutura bifásica após resfriamento. Neste caso, para que se mantenha a estrutura totalmente ferrítica, qualquer que seja a velocidade de resfriamento, devem-se reduzir os teores de C e N, estabilizar o aço ou aumentar o teor de Cr.

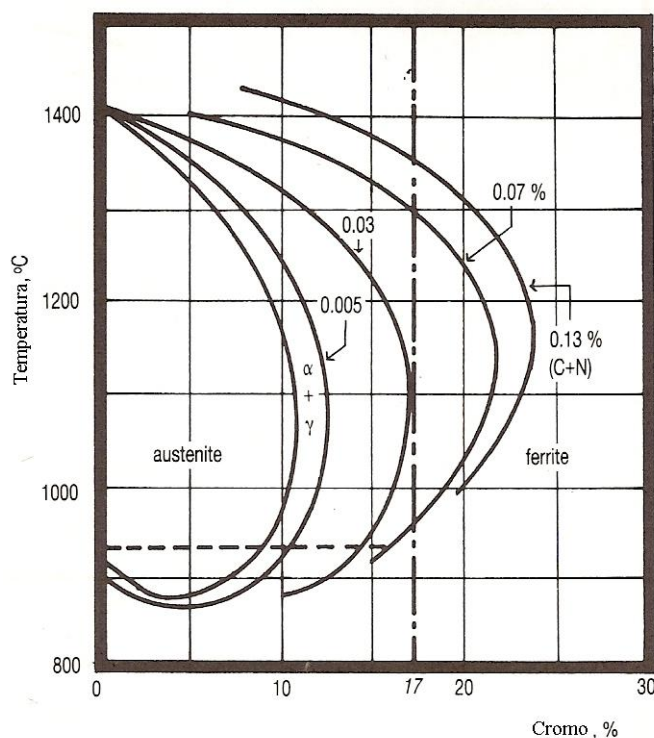


Figura 4.2 Efeito do teor de carbono e nitrogênio (C+N) no campo bifásico do diagrama Fe-Cr⁽²⁾.

Existem dois conceitos para aços estabilizados. Um considera que o aço estabilizado é aquele em que não ocorre precipitação de carbonetos de cromo no seu processamento. O outro conceito considera que o aço é estabilizado se ele for ferrítico em todas as temperaturas. 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 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 atender necessidades de aplicações específicas (Figura 4.3), tais como os aços:
 - 409 e 410 - Redução de cromo para se ter um produto mais barato;
 - 444 - Aumento de Cr e adição de Mo para melhorar a resistência à corrosão;
 - 409 e 439 - Adição de Ti ou Nb para estabilização e conseqüente melhoria da soldabilidade e estampabilidade;
 - 441 - Adição de Nb para uma melhor resistência à fluência;
 - 436 e 434 - Adição de Mo, Cd, Ta para aumento da resistência à corrosão e resistência a altas temperaturas.
- 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 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.

Nos grupos de aços descritos acima, elementos como molibdênio e o níquel em pequenas quantidades, podem ser adicionados principalmente para aplicações com exposição a condições severas de ambientes corrosivos.

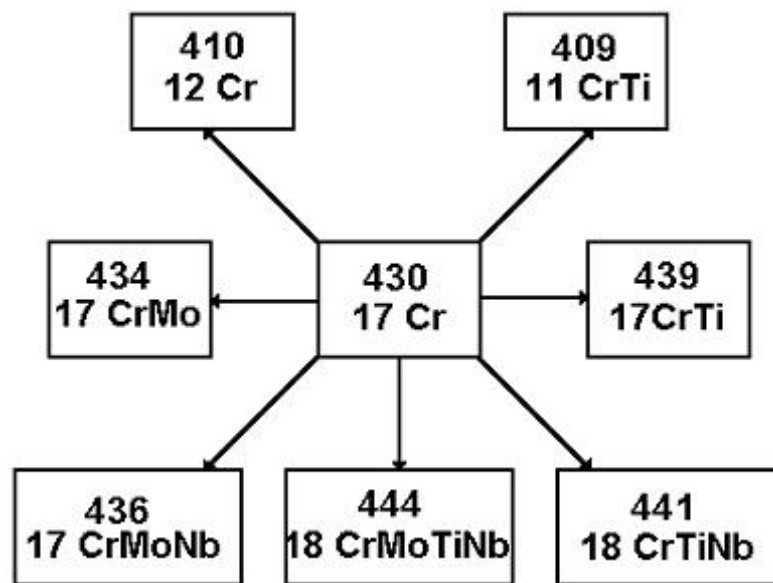


Figura 4.3 Representação esquemática da classificação e da variação da composição química básica dos aços inoxidáveis ferríticos⁽¹⁾.

São aplicações dos aços ferríticos as que se seguem: baixelas, pias, coifas, fogões, talheres, chapas para “linha branca” (fornos elétricos, fornos de microondas, geladeiras, máquinas de lavar roupa, etc.), utensílios domésticos, revestimentos internos, sistemas de exaustão de veículos, etc. São ainda aplicações dos aços ditos super-ferríticos (altos teores de Cr e com Mo): peças para trocadores de calor e tubulações para soluções aquosas contendo cloretos ou água do mar, por apresentarem esses aços, excepcional resistência à corrosão sob tensão em meios contendo cloretos, onde os aços austeníticos não apresentam bom desempenho quanto à corrosão.

As limitações dos aços ferríticos são as encontradas em aplicações criogênicas e onde seções espessas são requisitadas. A presença da transição dúctil-frágil é o principal obstáculo a aplicações em seções espessas e a adição de Ni tem sido utilizada nos aços super-ferríticos para superar este problema. Os 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 a fases α' que também afeta a ductilidade das soldas.

A Figura 4.4 mostra um diagrama de equilíbrio da fração de austenita calculado por Glez⁽¹⁹⁾ utilizando o modelo CEQSI, que foi desenvolvido pelo Centro de Pesquisas da ArcelorMittal em Metz, na França. A temperatura máxima de ocorrência da austenita é aproximadamente 1200°C e a mínima 800°C. A máxima fração de austenita é de aproximadamente 33% a 950°C. O cálculo foi realizado com uma composição química similar à do aço AISI 430, sendo: 0,043%C, 0,39%Mn, 0,249%Si, 16,19%Cr e 0,018%N.

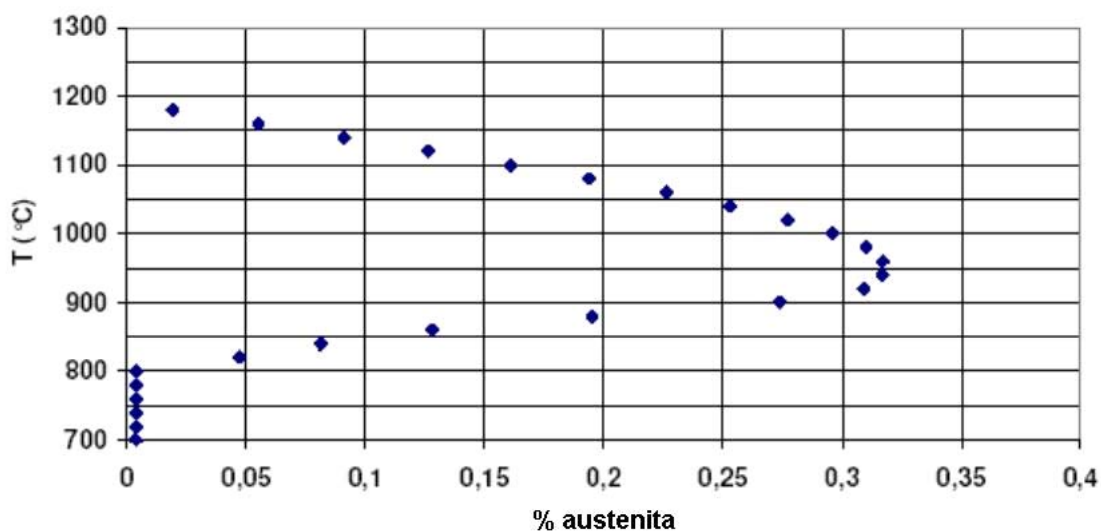


Figura 4.4 Fração de austenita em função da temperatura calculada pelo *software* CEQCSI para o aço com composição química 0,043%C, 0,39%Mn, 0,249%Si, 16,19%Cr e 0,018%N⁽¹⁹⁾.

Takeshita⁽²⁶⁾ observou, a partir do resfriamento em água de amostras aquecidas a várias temperaturas e com um tempo de encharque de 30min, as fases para o aço inoxidável com composição química média dada por 0,05%C, 0,12%Mn, 0,32%Si, 16,3%Cr, 0,17% Al e 0,01%N, sendo todos os números em percentuais do peso. As fases estáveis para este material foram observadas como sendo apenas ferrita para temperaturas acima de 1200°C, ferrita e austenita para temperaturas entre 1000°C e 1200°C e ferrita mais carbonetos abaixo de 1000°C. A máxima fração volumétrica de austenita obtida foi de 19% para a temperatura de 1090°C.

Ferreira⁽²⁵⁾ também obteve, a partir de resfriamento brusco após um tempo de encharque de 240min em várias temperaturas, a fração máxima de martensita para o aço 430J que tem composição química média dada por 0,017%C, 0,776%Mn, 0,28%Si, 16,20%Cr e 0,0575%N, sendo todos os números em percentuais do peso. A máxima fração volumétrica de austenita obtida foi de 39% para a temperatura de 1025°C.

Foram calculados os valores de fração máxima de austenita, com base na equação de Castro e Tricot, citados por Ferreira e por Hilton, para os aços AISI 430 padrão e 430J, obtendo-se 43% e 40% respectivamente. Os valores mais baixos de fração de austenita para o aço 430J em relação ao AISI 430 padrão são em função do menor teor de carbono no aço 430J.

Equação proposta por Castro e Tricot para o cálculo da fração de austenita:

$$\gamma = 470.(\%N) + 420.(\%C) + 30.(\%Ni) + 7.(\%Cr) - 11,5.(\%Cr) - 11,5.(\%Si) + 186 \quad (4.1)$$

Uma das dificuldades na análise da microestrutura gerada do aço inoxidável ferrítico AISI 430 laminado a quente é devido à deformação a quente deste aço ser realizada em uma região bifásica com a presença de ferrita e austenita conforme já mencionado. A austenita após o resfriamento gera uma fração de martensita na microestrutura final da tira laminada a quente.

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.

4.3 Requisitos das bobinas laminadas a quente 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.

Encruamento e Anisotropia

O coeficiente de encruamento n determina o aumento de tensão para cada incremento de deformação. Quanto maior n , maior o endurecimento por deformação do material em questão.

O coeficiente de anisotropia \bar{r} é definido como a razão entre a deformação verdadeira da largura e a deformação verdadeira da espessura. Este coeficiente de anisotropia \bar{r} pode ser obtido para diferentes direções na chapa metálica, normalmente a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação. Esta variação de \bar{r} no plano da chapa é conhecido como coeficiente de anisotropia planar (Δr) e é responsável pelo orelhamento em operações de estampagem profunda.

Os valores típicos de n , Δr , \bar{r} e outras propriedades mecânicas das bobinas de aço AISI 430 produzidas na ArcelorMittal Inox Brasil são apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Propriedades mecânicas típicas do aço AISI 430 laminado a frio.

Limite de Escoamento	250 MPa
Limite de Resistência	450 MPa
Alongamento 50mm	22%
Dureza	88 HRb
n	0,18
Δr	0,20
\bar{r}	1,00

Estrias

As estrias são irregularidades geométricas em forma de rugas estreitas, 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 4.5).

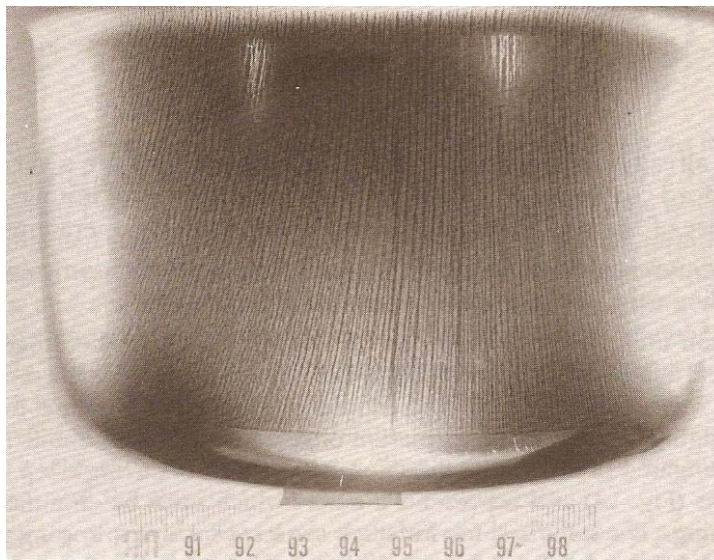


Figura 4.5 Fenômeno de estrias observado em corpo de prova. Escala de referência em centímetros⁽²⁾.

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 por destruição das faixas de grãos colunares, através de recristalizações sucessivas. Obtém-se a destruição destas faixas com as seguintes condições: laminação a quente com planos de redução favoráveis à recristalização, laminação a frio com martensita de baixo carbono e recozimentos intermediários.

4.4 Encruamento e amaciamento durante e após deformação a quente de aços inoxidáveis ferríticos

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 que alteram a microestrutura do aço inoxidável ferrítico durante a sua deformação a quente por laminação. Serão apresentadas também algumas das equações encontradas na literatura, que descrevem alguns desses processos no caso específico dos aços inoxidáveis ferríticos.

Recuperação dinâmica

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 deslocações durante deformações a altas temperaturas⁽¹³⁾. Usualmente, os inoxidáveis ferríticos ao serem deformados a quente, 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 deslocações introduzidas no sistema e aquelas que são retiradas via RCD⁽¹¹⁾.

Recristalização dinâmica

A recristalização que ocorre durante a deformação dos metais em altas temperaturas é chamada recristalização dinâmica (RXD). Cuidadosa análise de 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 descontínua, ocorre pela reação de nucleação e crescimento de novos grãos na matriz deformada. A segunda, chamada de recristalização dinâmica contínua (RXDC), resulta unicamente da recuperação dinâmica e migração de contornos de grãos e não envolve reações de nucleação e crescimento⁽⁸⁾.

Como no alumínio, no ferro α e nas ligas de titânio β , os aços inoxidáveis ferríticos apresentam também a recristalização dinâmica contínua RXDC^(3,7). Este comportamento está associado aos materiais de alta EFE^(10,13), 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 grãos⁽⁸⁾.

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^(11,8,16). Neste, os contornos de alto ângulo observados a altas deformações são originados da deformação e alongamento dos contornos de grãos 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 4.6).

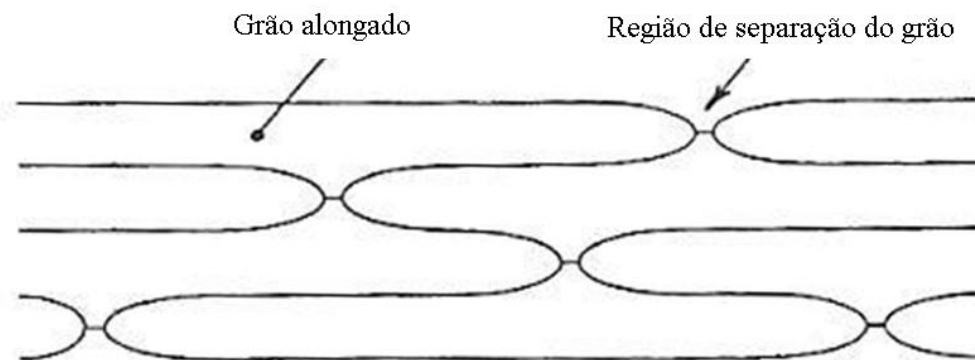


Figura 4.6 Representação esquemática do mecanismo de recristalização dinâmica geométrica⁽⁸⁾.

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⁽⁸⁾.

No início da deformação dos aços inoxidáveis ferríticos, os subcontornos de grãos 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 grãos. Após grandes deformações, a microestrutura resultante é composta por cristalitos, que são delimitados ao mesmo tempo por contornos e subcontornos de grãos. Neste caso, a estrutura original não é mais percebida. Este comportamento é típico da RXDC^(7,8,10).

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}). A curva obtida desta relação por An et al⁽¹⁰⁾ 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⁽¹⁰⁾.

Recuperação estática e recristalização após deformação a quente

Três mecanismos de amaciamento são identificados após a deformação a quente dos materiais⁽⁸⁾. Recuperação estática, recristalização estática e recristalização metadinâmica ou pós-dinâmica. A cinética destes dois últimos mecanismos de amaciamento é descrita por uma equação do tipo Avrami:

$$X_i = X_i^\alpha \left[1 - \exp(-k_i t^{n_r}) \right] \quad (4.2)$$

Nesta equação, X_i é igual a X_{RXE} ou X_{RXM} , que se refere à fração amaciada associada à recristalização estática ou à 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⁽¹⁷⁾.

Glez⁽¹⁹⁾ propôs um modelo para a cinética de recristalização do aço inox ferrítico AISI 430 com base na equação do tipo Avrami, sendo a fração recristalizada calculada pela seguinte equação:

$$X(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, t) = 1 - \exp \left[- \ln 2 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right] \quad (4.3)$$

O tempo para 50% de recristalização depende da deformação, taxa de deformação e temperatura:

$$t_{0,5} = t_0 \cdot \varepsilon^{-a} \cdot \dot{\varepsilon}^{-b} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.4)$$

Onde:

- a: sensibilidade à deformação;
- b: sensibilidade à taxa de deformação;
- Q: energia de ativação em J/mol;
- R: constante dos gases = 8,314 J/mol/K;
- T: temperatura absoluta em K;
- t₀: constante em s^{1-b}

A Tabela 4.2 mostra os parâmetros obtidos por Takeshita & Fernandez, citados por Glez⁽¹⁹⁾, e os parâmetros obtidos por Glez para o aço AISI 430 na condição bifásica.

Tabela 4.2 Parâmetros calculados por Glez e por Takeshita & Fernandez.

Parâmetros do Modelo	Glez	Takeshita & Fernandez
n	1,4	1
t ₀	0,124	6,40E-4
a	1,36	2,4
b	0,14	0 (não calculado)
Q	50000	78817

Utilizando estes parâmetros, Glez comparou os resultados de fração recristalizada, obtidos por deformação em ensaios de torção a quente, com os valores de fração recristalizada calculados (Figura 4.7). Foi possível prever a fração recristalizada do aço inoxidável ferrítico AISI 430 durante o processo de deformação a quente por laminação, simulando o processo de laminação de desbaste por ensaios de torção a quente.

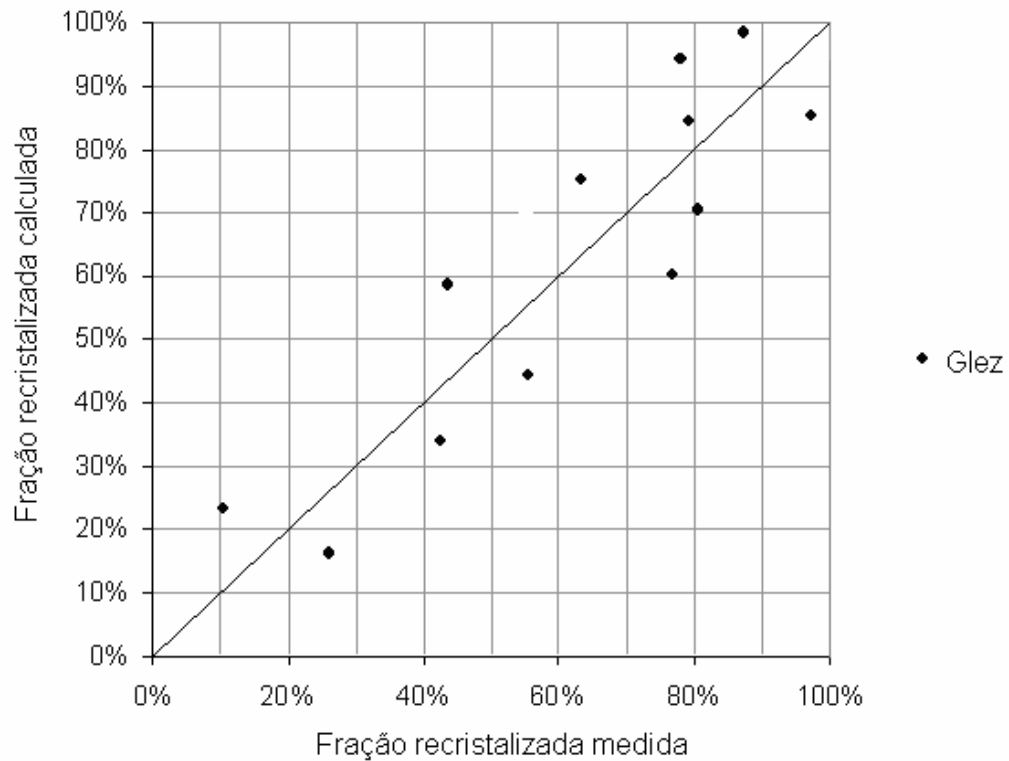


Figura 4.7 Fração recristalizada medida e fração recristalizada calculada com base nos parâmetros obtidos por Glez⁽¹⁹⁾.

Hilton⁽²²⁾ citou e utilizou o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov para descrever a cinética de recristalização do aço inoxidável AISI 430 deformado a quente. Uma curva sigmoideal que correlaciona a fração recristalizada em função do tempo foi proposta a partir do modelo (Figura 4.8).

$$X_v = 1 - \exp(-B.t^n) \quad (4.5)$$

Onde:

$n = 1,58$: expoente de Avrami;
 $B = 0,0398$: constante do material.

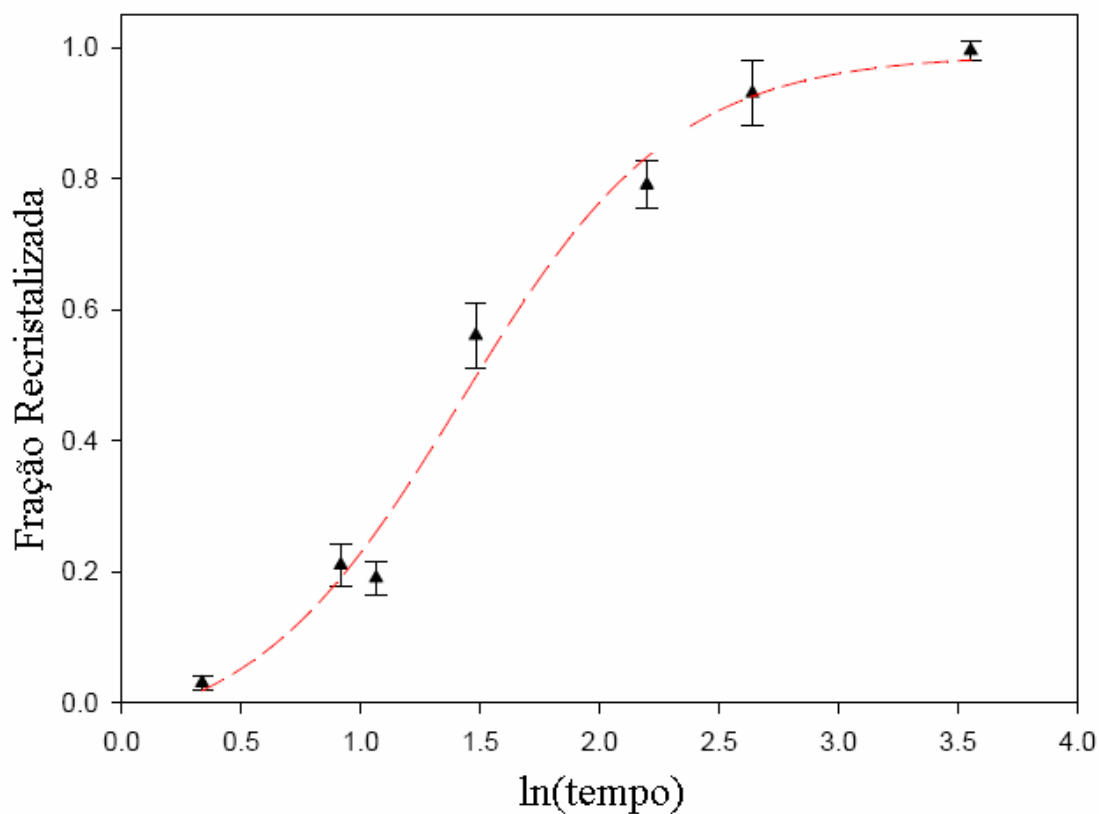


Figura 4.8 Curva sigmoide que representa a cinética de recristalização do aço AISI 430⁽²²⁾.

Takeshita também citou a equação (4.5) para descrever a cinética de recristalização do aço inoxidável com 17% de cromo em peso e com n entre 0,6 a 0,9. Este autor observou que estes valores são relativamente inferiores a 2, valor obtido por Sellars e Glover e por Ohashi e Sakai em outros trabalhos que foram citados por Takeshita. O valor de n igual a 2 foi obtido por estes autores em trabalhos abordando materiais totalmente ferríticos⁽²⁶⁾.

Cálculo da fração recristalizada com os recursos de EBSD

Glez⁽¹⁹⁾ investigou os grãos de ferrita recristalizados com recursos do *software* OIMTM e constatou que o limite do espalhamento da orientação interna no grão recristalizado é de até 2,5° (Figura 4.9). Grãos de ferrita com valores de espalhamento superiores a 2,5° são considerados deformados e grãos de ferrita com valores de espalhamento menores que 2,5° são considerados recristalizados⁽¹⁹⁾. Para o tamanho de grão, os parâmetros do *software* OIMTM devem ser alterados de micra para *pixel*. Esta alteração é necessária para possibilitar a remoção dos grãos com menos de 4 *pixels*, que não são considerados como ferrita.

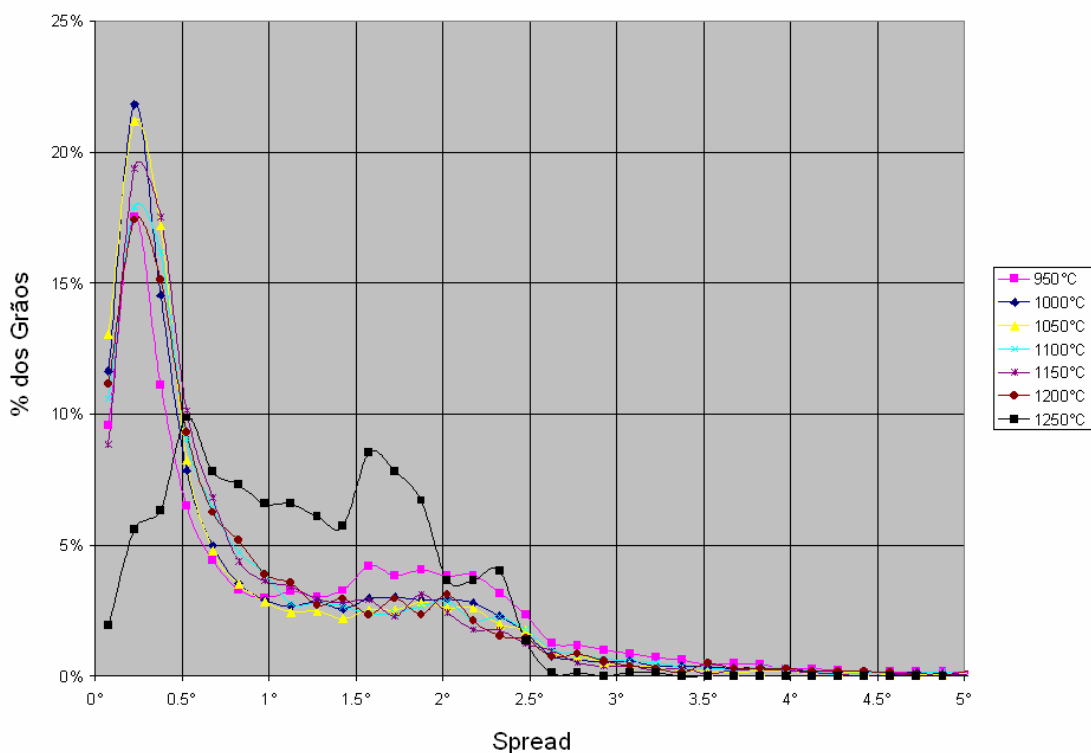


Figura 4.9 Limite do espalhamento da orientação interna no grão recristalizado para amostras deformadas por torção a quente em várias temperaturas⁽¹⁹⁾.

Bracke et al⁽³⁰⁾ aplicaram esta mesma técnica na quantificação da fração deformada e fração recristalizada em um aço austenítico com 22%Mn e 0.6%C laminado a frio para

aplicação na indústria automobilística. As imagens da microestrutura foram geradas com um passo de 0,25µm a 0,50µm. Regiões totalmente recristalizadas foram observadas nas amostras que apresentaram espalhamento abaixo de 1°.

Recristalização metadinâmica

A recristalização metadinâmica 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.⁽¹²⁾ 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⁽⁸⁾.

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 pela equação (4.6)⁽⁸⁾.

$$t_{50} = A \cdot \dot{\epsilon}^{-p} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.6)$$

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

Os parâmetros tempo e temperatura

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 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, mais rápida será a cinética de recristalização e maior será o grão recristalizado⁽¹⁹⁾. 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:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{\epsilon}}{RT}\right) \quad (4.7)$$

A energia de ativação para a deformação (Q_{ϵ}) obtida por Hilton⁽²²⁾ para o aço AISI 430 foi de 375kJ/mol. McQueen, citado por Hilton, obteve valores entre 298kJ/mol e 344kJ/mol para composições químicas similares. 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 .

Equações da cinética de amaciamento

São poucas as equações encontradas na literatura que descrevem a cinética de amaciamento dos aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados durante o processo de deformação a quente. A Tabela 4.3 mostra as equações disponíveis que serão utilizadas no desenvolvimento do modelo matemático de previsão da fração recristalizada do aço inoxidável ferrítico AISI 430 durante o processo de laminação.

Tabela 4.3 Equações para cinética de amaciamento do aço AISI 430.

Etapa	Equação	Referência
	$X(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, t) = 1 - \exp\left[-\ln 2 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^n\right]$	(19)
	$X_v = 1 - \exp(-B.t_n)$	(22,26)
RXE	$t_{0,5} = t_0 \cdot \varepsilon^{-a} \cdot \dot{\varepsilon}^{-b} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$	(19)
	$t_{0,5} = t_0 \cdot \varepsilon^{-a} \cdot Z^{-b} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$	(21)

4.5 A laminação de tiras a quente em laminador Steckel

O processo de laminação de tiras a quente na ArcelorMittal Inox Brasil é realizado basicamente em 5 fases: rea aquecimento, 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 o que se mostra na Figura 4.10.

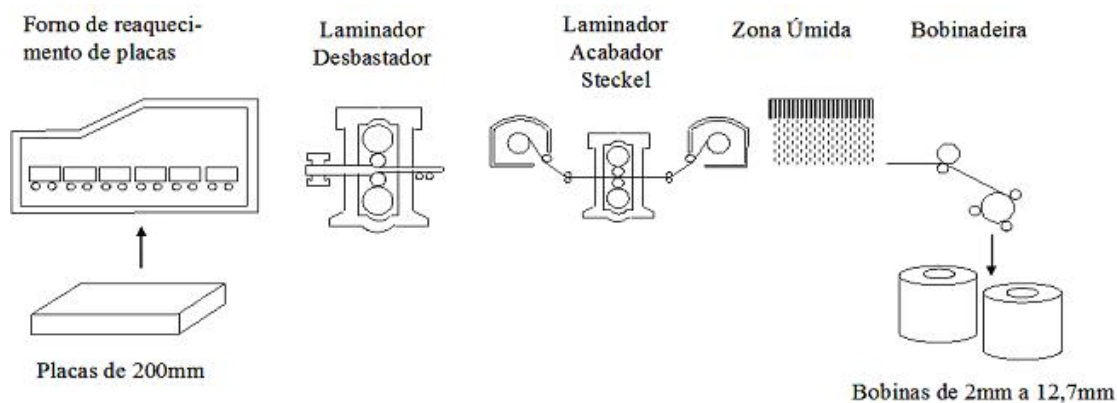


Figura 4.10 Fluxo de produção da laminação de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil.

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 quadro 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 quadro 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.

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 4.11). 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.

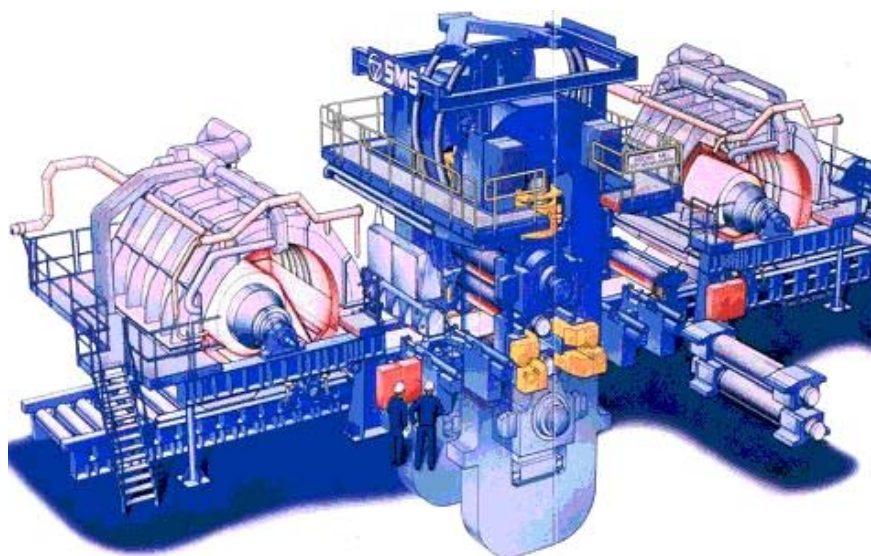


Figura 4.11 Laminador Steckel. Material de divulgação da SMS Demag.

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 (Anexo II).

5 - METODOLOGIA

Neste capítulo serão descritos: o material estudado, os ensaios termomecânicos realizados em máquina de torção a quente e as técnicas utilizadas para a caracterização da microestrutura e para a quantificação da fração recristalizada de ferrita.

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 a frente. Sua composição química média é dada por 0,05%C, 0,39%Mn, 0,35%Si, 16,17%Cr e 0,05%N, sendo todos os números em percentuais do peso.

5.2 Técnicas para caracterização da microestrutura

Para a caracterização da microestrutura foram utilizadas as técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. A quantificação de fases presentes nas amostras foi realizada com o uso de uma grade de 100 pontos na imagem gerada pela microscopia ótica e também com os recursos do *software* OIMTM (*Orientation Imaging Microscopy*) a partir das imagens geradas por EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*) no microscópio eletrônico de varredura. Todas as amostras foram analisadas nas posições de superfície, meio da espessura e posição intermediária.

Microscopia ótica

As amostras retiradas da bobina, após a laminação de acabamento, foram cortadas com auxílio de um disco abrasivo refrigerado, embutidas em baquelite, lixadas, polidas e atacadas. Todas as análises metalográficas foram realizadas na seção longitudinal

(direção de laminação) das amostras. Apenas as amostras do material proveniente do laminador desbastador foram preparadas sem embutimento, devido à sua maior dimensão (Figura 5.1).



Figura 5.1 Amostras para análise na microscopia ótica proveniente do laminador desbastador (esquerda) e da tira após laminação de acabamento (direita).

O lixamento foi realizado com o método manual por sucessivas lixas de granulometrias cada vez menores, 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 dos aços ferríticos 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 5.2).



Figura 5.2 Microscópio ótico do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.

A quantificação das fases presentes foi realizada com o uso de uma grade de 100 pontos colocada sobre a imagem da microestrutura. As imagens foram geradas com um aumento de 200X pela microscopia ótica.

Foram capturados 5 campos para cada ponto a ser analisado na amostra. Para quantificar as fases, o número de pontos N que coincidiram com uma região de ferrita foram contados. A fração de ferrita em cada campo é $\frac{N}{100}$. Da quantificação dos 5 campos, foi calculada a fração de ferrita média e o desvio padrão (σ). O erro da fração média de ferrita será $\frac{2 \cdot \sigma}{\sqrt{100}}$, conforme prática adotada por outros autores. Este procedimento foi realizado com base nas normas ASTM E 562-89 e ISO 9042⁽¹⁹⁾.

Uma análise metalográfica com microscópio ótico com uso de luz polarizada também foi realizada para a obtenção de imagens coloridas, onde os grãos de mesma orientação cristalográfica têm a mesma tonalidade de cor⁽¹⁷⁾.

Para esta análise com luz polarizada, após o polimento já mencionado, foi realizada uma última etapa de polimento em solução de sílica coloidal de granulometria de 0,04 μ m por 1min. A seguir, foi feita a depassivação da superfície polida com a aplicação de algodão umedecido contendo uma solução de 100ml de água destilada, 2ml de ácido acético e 2 gotas de alumina coloidal por 1min. O ataque foi realizado a uma temperatura de 75°C por 1min e 45s em uma solução de 110ml de H₂O, 12ml de H₂SO₄, 4ml de HF e 5 gotas de HNO₃.

Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

Esta técnica permite a reprodução de imagens em tempo real dos padrões de Kikuchi e que são captadas por uma câmera. 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 5.3). Neste sistema, estas imagens são comparadas com o padrão do sistema cristalino em questão (Figura 5.4) e um índice de confiança (CI) é definido para cada identificação realizada. Padrões com CI maior que 0,1 terão 95% de chance de estarem corretamente identificados⁽²³⁾.

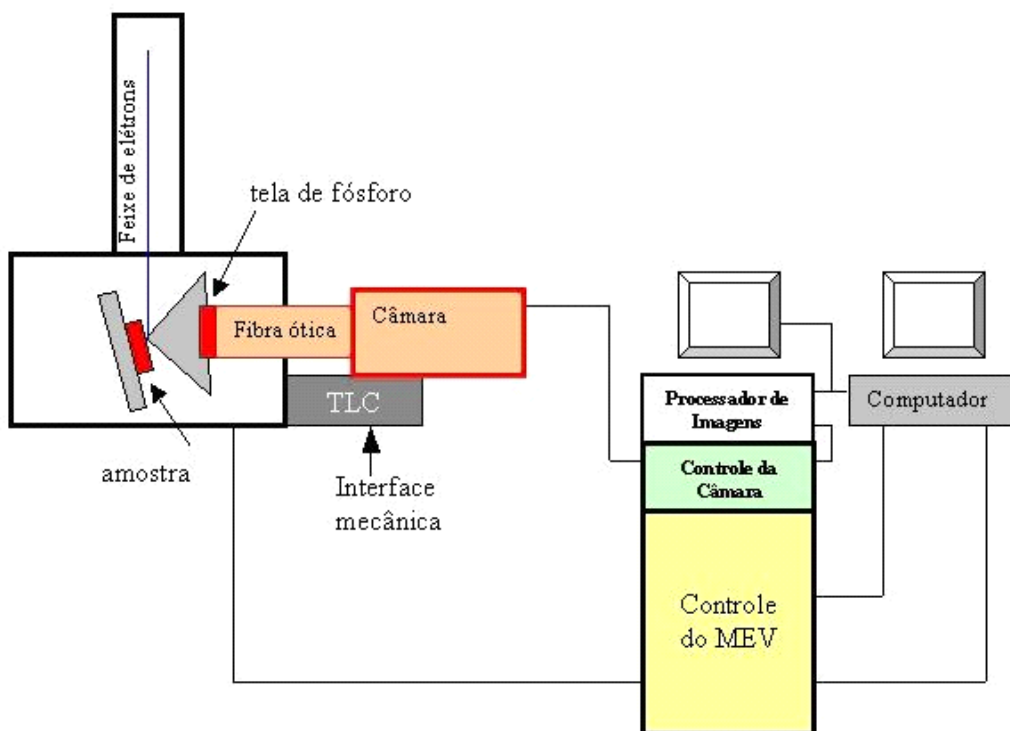


Figura 5.3 Arranjo experimental normalmente utilizado para análise de EBSD⁽²³⁾.

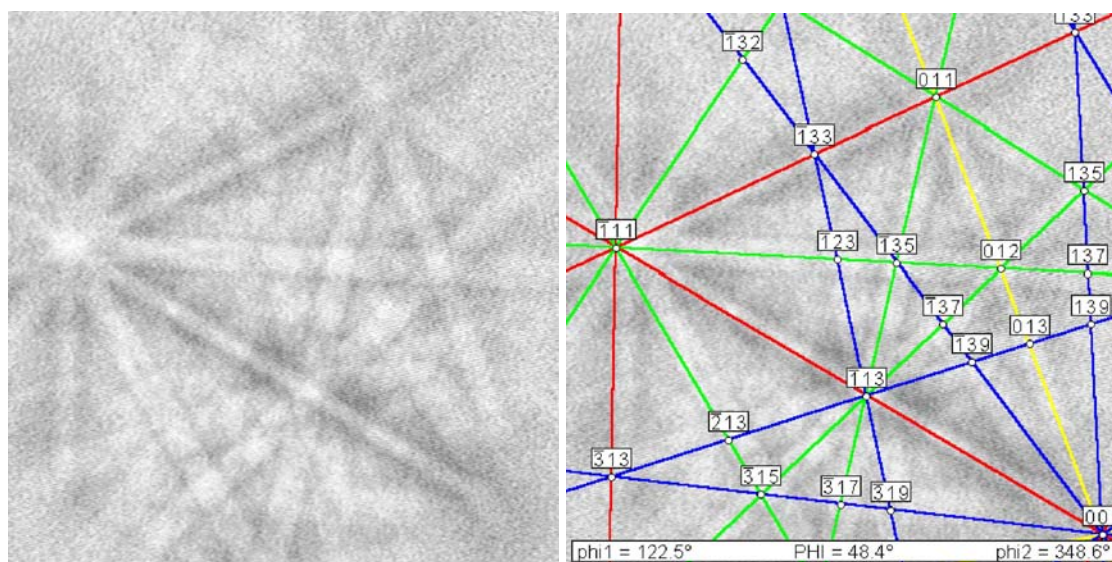


Figura 5.4 Padrão de Kikuchi obtido em uma amostra de nióbio (CCC) (direita) e o padrão identificado (esquerda)⁽²³⁾.

OIMTM (Orientation Imaging Microscopy)

As diversas formas de reconstrução da imagem inicialmente varrida e analisada por EBSD a partir do arquivo de dados gerados podem ser chamadas de microscopia por imagem de orientação (Figura 5.5). Somente os pontos com $CI > 0,1$ devem ser considerados como aqueles corretamente indexados. A construção do mapa de orientações permite a rápida constatação da presença de textura, possibilitando a sua associação imediata com a morfologia.

Em amostras deformadas, o interior do grão tem sua estrutura submetida a uma curvatura contínua e o contorno de grão somente pode ser definido por diferença de orientação com relação aos pontos vizinhos. São definidos como contornos de baixo ângulo aqueles com diferença de orientação inferior a 15° e, de alto ângulo aqueles com mais de 15° de diferença. Esta possibilidade de definir os contornos a partir da diferença de orientação permite observar a estrutura de contorno de grão de materiais de difícil ataque, ou até, contornos de subgrãos.

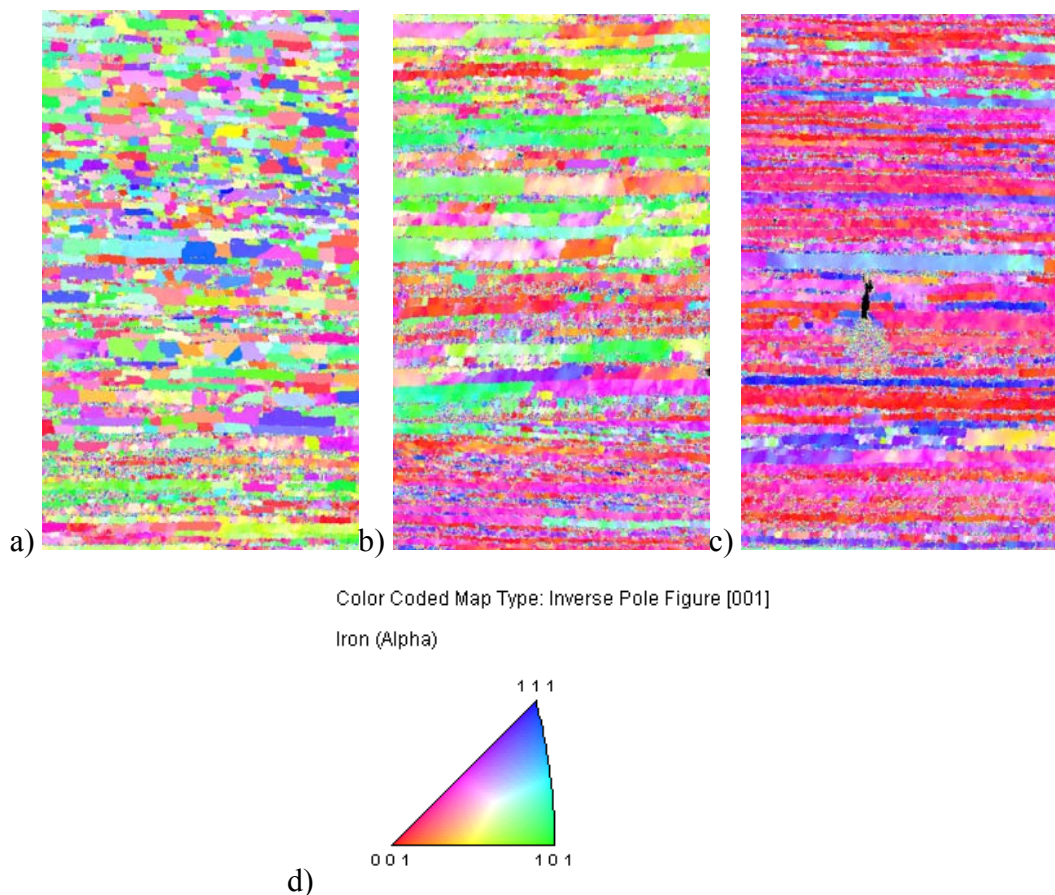


Figura 5.5 Imagem gerada por EBSD na posição do meio de uma tira de aço AISI 430 após laminação de acabamento, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura, (d) escala de cor do mapa da figura de pólo inversa.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Amostras também retiradas da bobina, após a laminação de acabamento, foram cortadas com auxílio de um disco abrasivo refrigerado, montadas e lixadas, para realizar a análise por EBSD (Figura 5.6). Todas as análises metalográficas também foram realizadas na seção longitudinal (direção de laminação) das amostras. As amostras do material proveniente do laminador desbastador também foram preparadas sem embutimento para a análise por EBSD.



Figura 5.6 Amostras montadas para análise na microscopia eletrônica de varredura (MEV).

O lixamento e polimento das amostras montadas foram realizados com a mesma metodologia utilizada nas amostras preparadas para a microscopia ótica, acrescentando-se um polimento adicional que é necessário para análise no EBSD, onde não se encontram marcas de lixa. Este polimento é realizado com pano Op-Chem e placa de vidro. É 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, a amostra montada foi lavada com água e sabão neutro e seca com lenço de papel.

As amostras preparadas para análise por EBSD foram analisadas com o auxílio de um microscópio Philips que tem acoplado um sistema TSL (Figura 5.7). A quantificação das fases presentes foi realizada com os recursos do *software* OIMTM. As imagens foram geradas pelo EBSD com um passo de 1 μ m entre cada ponto. O tamanho médio das imagens geradas pelo EBSD foi de 344 μ m x 2116 μ m e em torno de 730 mil pontos. Para quantificar a fração de martensita, fração de ferrita não recristalizada e fração de ferrita recristalizada, a imagem original é dividida com base em parâmetros que são incluídos no *software* OIMTM.



Figura 5.7 Microscópio eletrônico de varredura do laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal Inox Brasil.

O espalhamento da orientação no interior de um grão (*Grain Orientation Spread*) é um dos parâmetros utilizados para a quantificação da fração deformada e da fração 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.

Para quantificar a fração de martensita, fração de ferrita não recristalizada e fração de ferrita recristalizada, os parâmetros do *software* OIMTM foram ajustados conforme a

Tabela 5.1. Com estes parâmetros, foram criados três procedimentos diferentes para a obtenção dos mapas de EBSD. Um para a fração de ferrita recristalizada, outro para a fração de ferrita não recristalizada e um terceiro para a fração de martensita das amostras.

Tabela 5.1 Parâmetros utilizados no *software* OIMTM para quantificação de fases.

Fase	<i>Spread</i>	Tamanho de Grão
Ferrita Recristalizada	< 2,5	> 4 (<i>pixels</i>)
Ferrita Não Recristalizada	> 2,5	
Martensita		< 4 (<i>pixels</i>)

5.3 Ensaio de torção a quente

O ensaio de torção a quente é muito utilizado como ferramenta de simulação de processos de deformação a quente. Como estes processos a quente são complexos, para possibilitar a sua simulação são necessárias certas considerações e redução do estudo às suas variáveis essenciais. Mesmo com esta ressalva, o ensaio de torção a quente produz resultados qualitativos e comparativos com relação ao processo simulado. Este processo permite reproduzir processos de pré-aquecimento, esquemas de deformação e taxas de resfriamentos próximos aos do processamento em escala industrial. As amostras obtidas por ensaio de torção a quente apresentam microestrutura semelhante à microestrutura obtida por laminação em escala industrial, o que será de grande importância para este trabalho⁽¹⁷⁾.

Mesmo que novas técnicas de simulação sejam desenvolvidas, o ensaio de torção a quente tem características próprias que o tornam uma ferramenta útil na simulação de processos ainda por um longo tempo⁽¹⁵⁾.

Como a influência da temperatura nas cinéticas de amaciamento é muito maior que a deformação e a taxa de deformação, a diferença na taxa de deformação entre o ensaio de

torção e a deformação em escala industrial não compromete os resultados, uma vez que o erro de temperatura neste tipo de ensaio não chega a $\pm 20^{\circ}\text{C}^{(5)}$.

As variáveis principais para a realização deste ensaio, em ordem de importância na cinética de amaciamento são: a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tamanho de grão inicial⁽⁵⁾.

No teste de torção, mede-se o torque em uma amostra cilíndrica, onde uma extremidade é girada em relação à outra, em torno do eixo do cilindro, com uma taxa predefinida.

O cálculo da tensão equivalente é realizado em função do torque e é dado pela equação (5.1).

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3} \cdot \Gamma}{2 \cdot \pi \cdot R^3} [3 + m + n] \quad (5.1)$$

Onde:

σ_{eq} = tensão equivalente,

Γ = torque,

R = raio do corpo de prova,

m = coeficiente de sensibilidade à mudança na taxa de deformação angular,

n = coeficiente de sensibilidade à mudança na deformação angular.

Os valores de m e n dependem do material, das condições operacionais e do nível de deformação. Estes valores são tomados como sendo aproximadamente igual a $0,3^{(17)}$.

O cálculo da deformação equivalente é realizado em função da deformação angular e é dado pela equação (5.2).

$$\varepsilon_{eq} = \frac{R \cdot \theta}{\sqrt{3} \cdot L} \quad (5.2)$$

Onde:

ε_{eq} = deformação equivalente,

θ = deformação angular,

R = raio do corpo de prova,

L = comprimento útil do corpo de prova.

Os ensaios de torção foram realizados no Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, em máquina de torção servo-hidráulica MTS. Este equipamento tem controle e aquisição de dados por controlador TeststarII e aquecimento por radiação em um forno que utiliza lâmpadas de halogênio e um controle de temperatura digital da Infratherm. Este equipamento permite ensaios com taxas de deformação de $10s^{-2}$ a $10s^{-1}$ e temperaturas de trabalho entre $25^{\circ}C$ e $1200^{\circ}C$. Durante o ensaio, o corpo de prova fica protegido da oxidação pela injeção de argônio dentro do tubo de quartzo que envolve o mesmo. Para resfriar o corpo de prova após o ensaio, pode-se injetar um gás, normalmente o hélio, ou água, dentro deste tubo de quartzo (Figura 5.8).

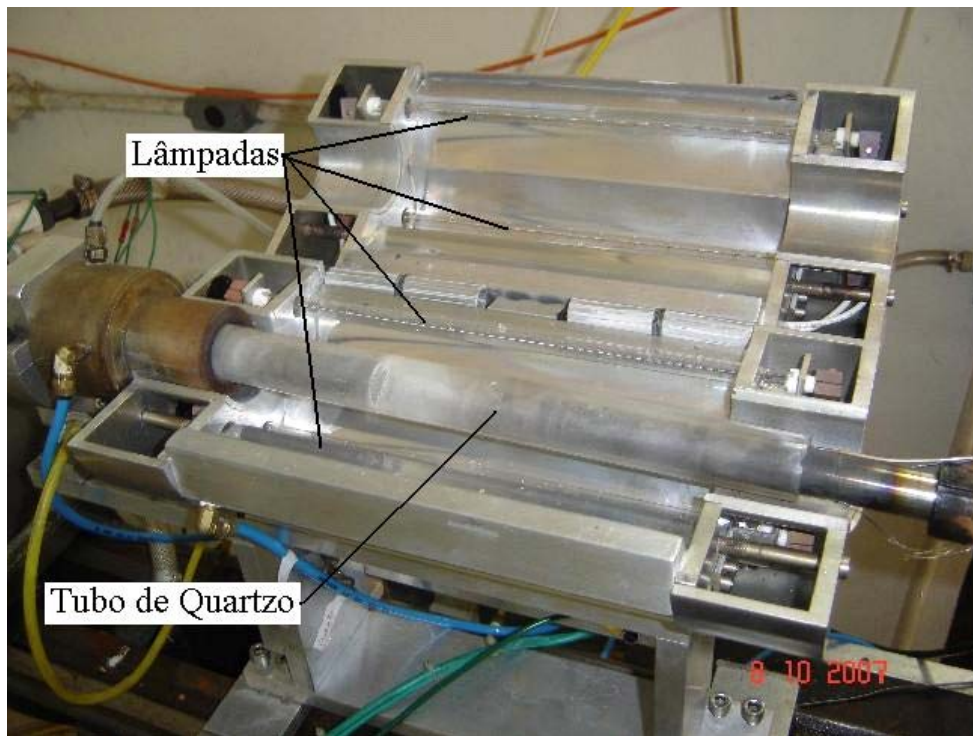


Figura 5.8 Vista parcial da máquina de torção a quente utilizada neste trabalho. Em detalhe o forno aberto.

O monitoramento de temperatura e respectivas taxas de resfriamento foram efetuados por termopar em contato com a parte útil do corpo de prova, com leituras realizadas por interface analógica e digital, ligada a um microcomputador. O perfil térmico, assim obtido, foi utilizado para as calibrações dos ensaios de torção a quente.

As dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de torção a quente são mostradas na Figura 5.9.

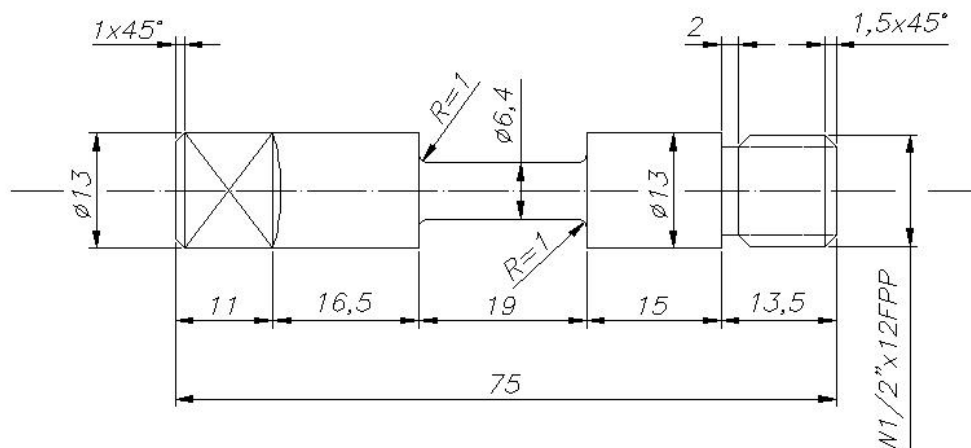


Figura 5.9 Corpo de prova para ensaio de torção.

Amostras de aproximadamente 100mm de comprimento, 28mm de espessura e 20mm de largura foram cortadas com seus eixos longitudinais paralelos à direção do comprimento do esboço. Corpos de prova de torção com comprimento útil de 19mm e 6,4mm de diâmetro foram fabricados a partir destas amostras (Figura 5.10).

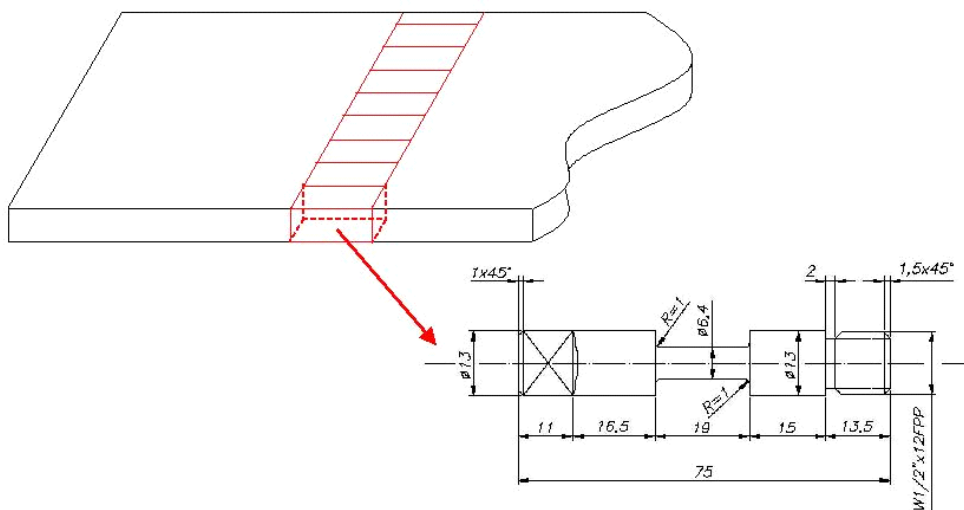


Figura 5.10 Esquema da amostragem para fabricação dos corpos de prova para os ensaios de torção a quente.

As amostras provenientes dos corpos de prova submetidos aos ensaios de torção a quente foram preparadas a partir da parte útil do corpo de prova que mede 6,4mm de

diâmetro por 19mm de comprimento. Uma seção de comprimento L de aproximadamente 10 mm foi cortada com auxílio de um disco abrasivo refrigerado e posteriormente embutida em baquelite (Figura 5.11). O lixamento da amostra foi realizado de modo a se obter uma área para análise paralela ao plano $Z\theta$ de aproximadamente 1,2mm de largura, sendo Z o eixo de torção (Figura 5.12). Este procedimento, indicado por vários autores, tem por objetivo realizar a análise da microestrutura a uma distância aproximada de 95% do raio de torção. Os demais procedimentos são os mesmos aplicados na preparação das outras amostras.



Figura 5.11 Amostra proveniente do ensaio de torção a quente embutida para análise na microscopia eletrônica de varredura (MEV) e posterior análise na microscopia ótica.

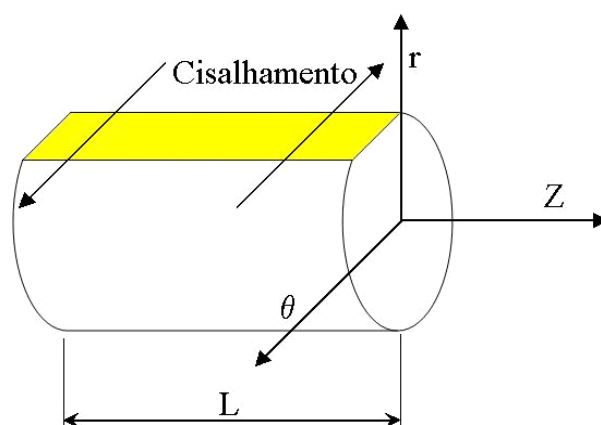


Figura 5.12 Esquema da região de análise da microestrutura nos corpos de prova submetidos a torção a quente⁽¹⁸⁾.

6 - CARACTERIZAÇÃO DO AÇO E DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE

6.1 O aço AISI 430

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 citada, mostra uma região bifásica com a presença de α (ferrita) e γ (austenita) nas temperaturas entre 846°C e 1272°C. (Figura 6.1 e Figura 6.2)

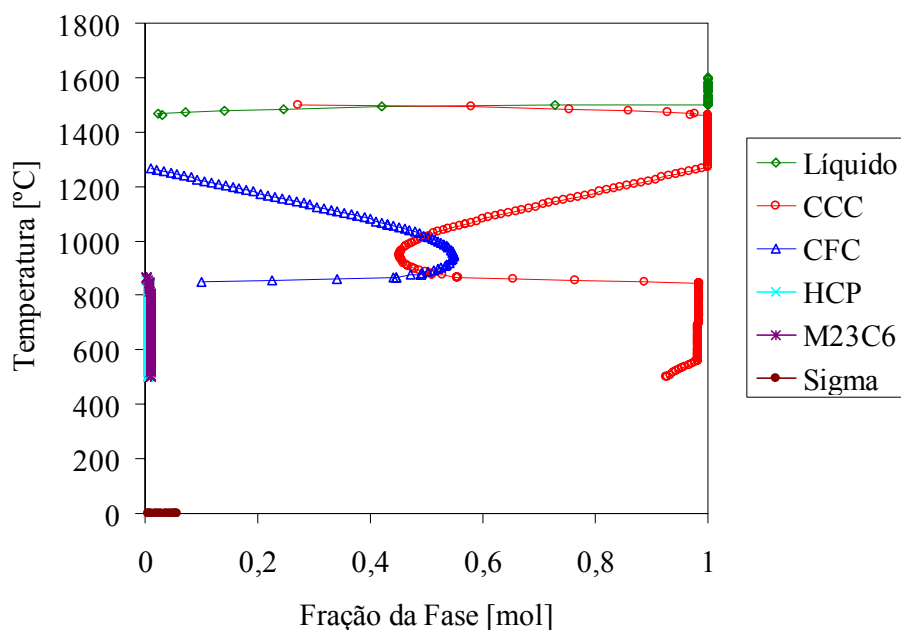


Figura 6.1 Diagrama de equilíbrio do aço AISI 430 simulado por Thermo-Calc com a composição química 0,05%C, 0,39%Mn, 0,35%Si, 16,17%Cr e 0,05%N.

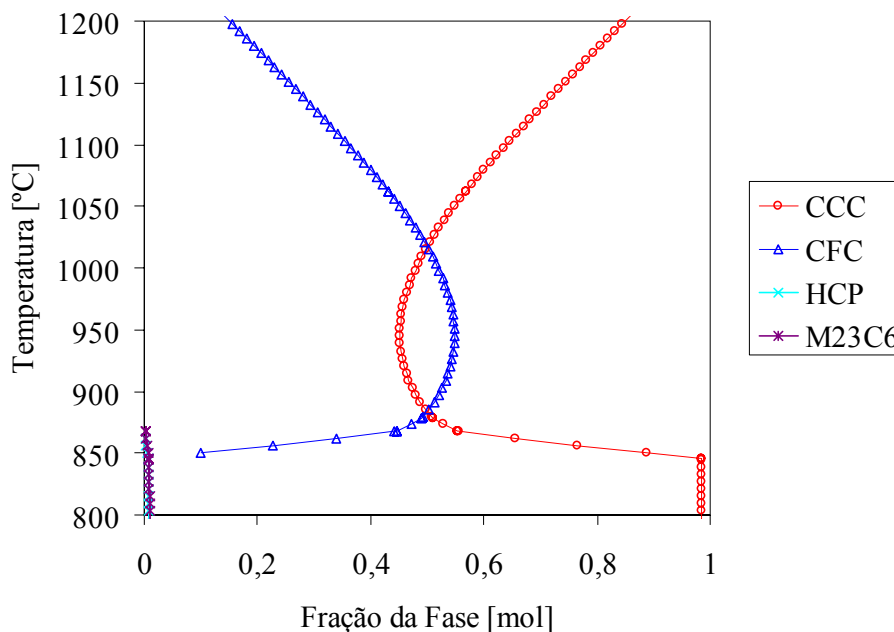


Figura 6.2 Diagrama de equilíbrio do aço AISI 430 simulado por Thermo-Calc com a composição química 0,05%C, 0,39%Mn, 0,35%Si, 16,17%Cr e 0,05%N. Detalhe na faixa de temperatura de laminação de desbaste e acabamento.

A Figura 6.2 mostra que o percentual de austenita em número de moles do aço AISI 430 vai variar durante o processo de laminação a quente. No forno de reaquecimento, com uma temperatura de desenformamento de 1190°C, o percentual de austenita está em 17%. Durante a laminação de desbaste, que é realizada em torno de 1130°C, o percentual de austenita sobe para 29%. No início da laminação de acabamento a 1000°C, o percentual de austenita sobe para 52%, podendo chegar até a 55% nos passes finais que ocorrem em temperatura da ordem de 930°C.

6.2 Caracterização do ciclo termomecânico na laminação a quente do aço AISI 430 no Steckel

O ciclo termomecânico caracterizado é o da produção do AISI 430 de 3,10mm x 1060mm. As variáveis determinadas são: as temperaturas, os tempos entre passe, os tempos de contato, as deformações e as taxas de deformação. Algumas dessas podem

ser medidas em determinados pontos da linha e outros calculados a partir de alguns parâmetros.

A temperatura é a variável mais importante nos processos de deformação a quente, já que todos os mecanismos de amaciamento são termicamente ativados. A influência da temperatura nas cinéticas de amaciamento é muito maior do que a da deformação ou da taxa de deformação^(5,14). A temperatura de deformação a ser considerada neste trabalho é a calculada pelo modelo matemático de *setup* do laminador Steckel. O modelo matemático calcula a temperatura para o corpo da tira e calcula também a perda de temperatura nas pontas da tira. Os valores de temperatura do corpo da tira são calculados para um ponto situado no meio da espessura e também para a superfície da tira, tanto para a posição de entrada quanto para a posição da saída do passe. A diferença de temperatura entre o corpo e as pontas da tira pode chegar até a 94°C na laminação de acabamento. A

Tabela 6.1 mostra valores de temperatura para o corpo e a perda de temperatura nas pontas do material com base nos cálculos realizados pelo modelo de *setup* do laminador acabador Steckel.

Tabela 6.1 Valores de temperatura calculados para o corpo e pontas da tira.

Passe	Temperatura do Centro da Tira (°C)	Redução de Temperatura nas Pontas (°C)
1	993	-85
2	984	-40
3	972	-30
4	959	-74
5	931	-94

Valores reais de temperatura registrados por pirômetros óticos montados na entrada e na saída do laminador acabador Steckel, que são utilizados pelo modelo matemático para adaptação de coeficientes e correção de cálculos, também foram utilizados neste trabalho. A redução de temperatura e conseqüente incremento na carga de laminação que são observados na ponta e na cauda da tira laminada via Steckel, podem ser vistos

na Figura 6.3. 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.

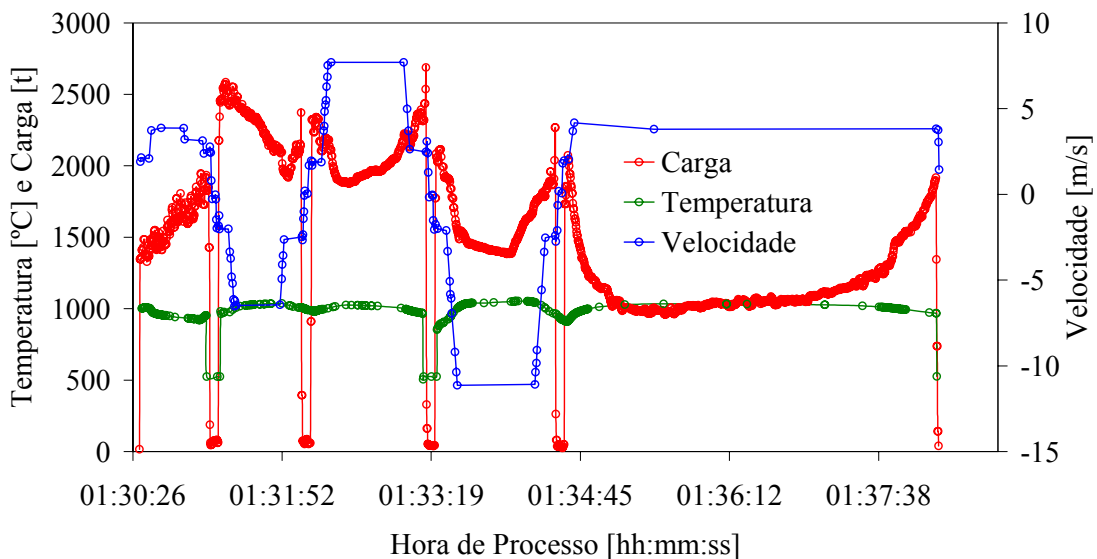


Figura 6.3 Perfil de temperatura, carga e velocidade de laminação de uma tira de aço AISI 430 de 3,10mm x 1060mm laminada a quente via Steckel.

Nos processos em laminador 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 presente caso, 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 pela equação (6.1).

$$t_{ep} = 0,5.(t_i + t_{i+1}) + t_r \quad (6.1)$$

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 6.4).

Os tempos entre passes para este trabalho foram calculados em planilha eletrônica com base nos registros de entrada e saída de cargas de laminação. Estes registros foram realizados pelo sistema de automação do laminador. A Figura 6.5 e a Figura 6.6 mostram o ciclo termomecânico para um ponto de referência tomado no meio do comprimento da tira e para outros dois pontos tomados nas extremidades da tira.

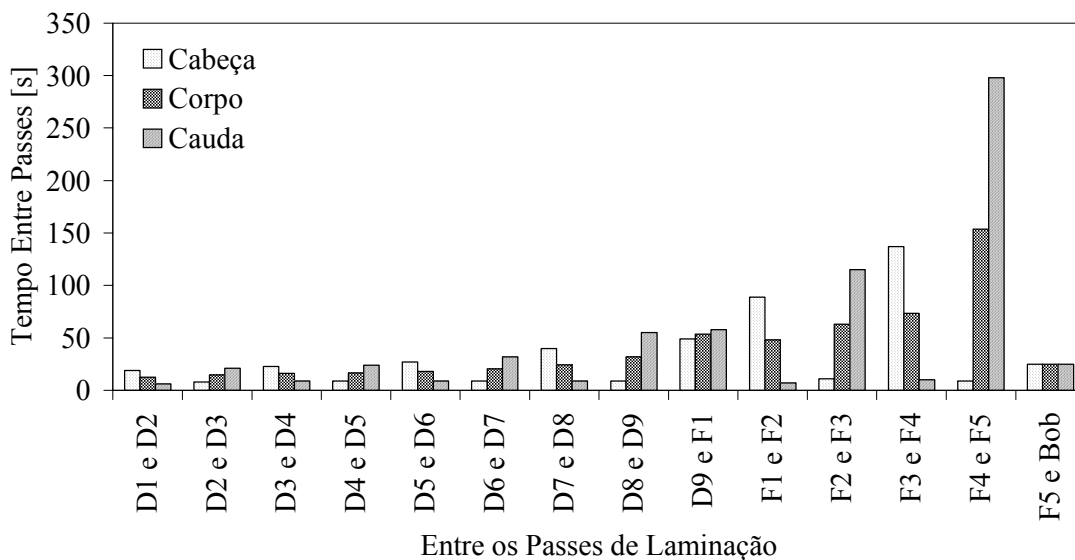


Figura 6.4 Comparação do tempo entre passes da ponta, cauda e corpo da tira na laminação de desbaste e laminação de acabamento.

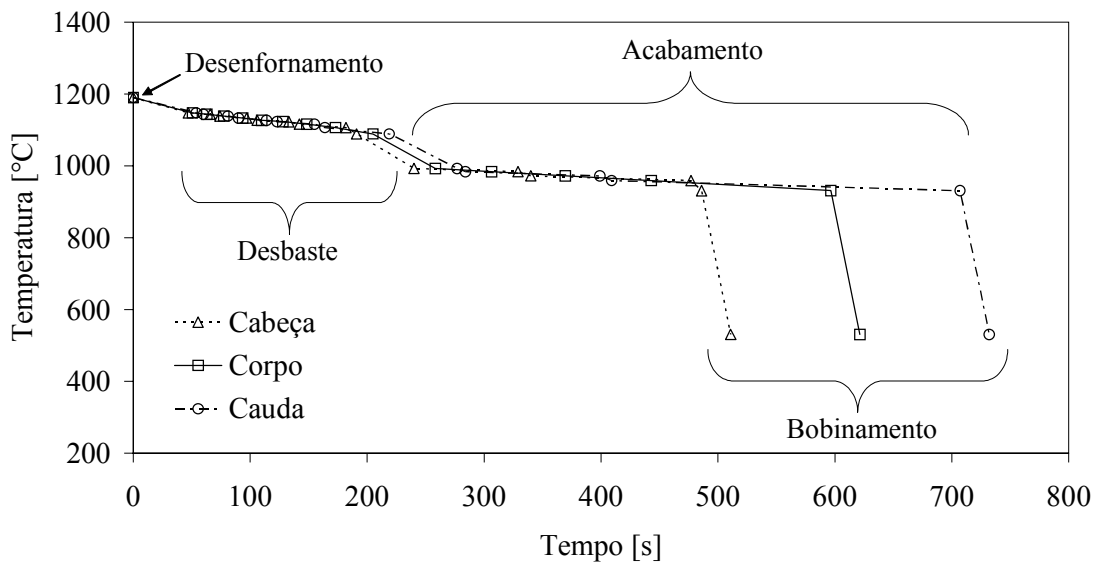


Figura 6.5 Ciclo térmico da laminação de uma tira de aço AISI 430 considerando as posições de cabeça, corpo e cauda da tira em laminadores reversíveis.

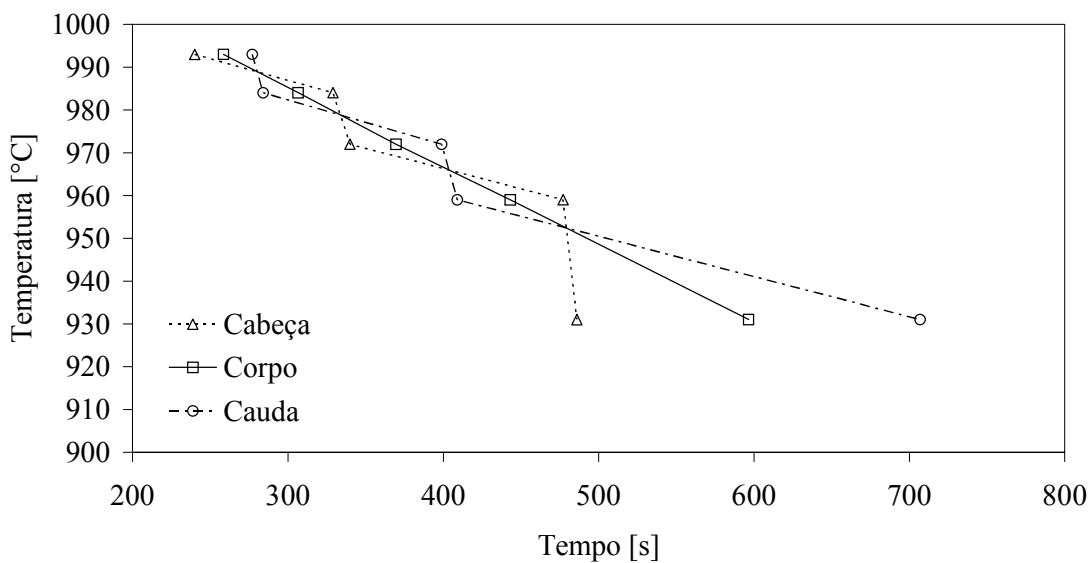


Figura 6.6 Ciclo térmico da laminação de acabamento no Steckel de uma tira de aço AISI 430 considerando as posições de cabeça, corpo e cauda da tira para os passes de F1 até F5.

O tempo de contato é calculado por uma relação entre o comprimento do arco de contato e a velocidade tangencial de laminação conforme equação (6.2). A velocidade tangencial de laminação utilizada neste cálculo será a velocidade média de laminação do passe que é registrada pelo sistema de automação do laminador.

$$t_c = \frac{ARC}{v_t} \quad (6.2)$$

O arco de contato é calculado pela equação (6.3), considerando o raio do cilindro de trabalho do laminador Steckel e a redução do passe.

$$ARC = \sqrt{r \cdot \Delta h} \quad (6.3)$$

Onde:

$$\Delta h = h_i - h_f \quad (6.4)$$

Admitindo-se deformação homogênea na espessura, a deformação verdadeira em um ponto pertencente ao arco de contato no processo de laminação é dada por:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (6.5)$$

No estado plano de deformações, a deformação equivalente necessária para deformar um material é 15% maior do que na compressão pura⁽⁴⁾. A deformação equivalente é dada por:

$$\varepsilon_{eq} = 1,155 \cdot \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right) \quad (6.6)$$

A taxa de deformação pode ser calculada pela equação (6.7).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{eq}}{t_c} \quad (6.7)$$

Aquecimento da placa

O aquecimento das placas no forno industrial é realizado conforme mostrado na curva da Figura 6.7. A placa é desenformada com temperatura média entre 1180°C a 1205°C e com uma diferença de temperatura de no máximo 16°C. O gerenciamento do aquecimento da placa e a liberação para o desenformamento são realizados pelo modelo matemático de *setup* do forno.

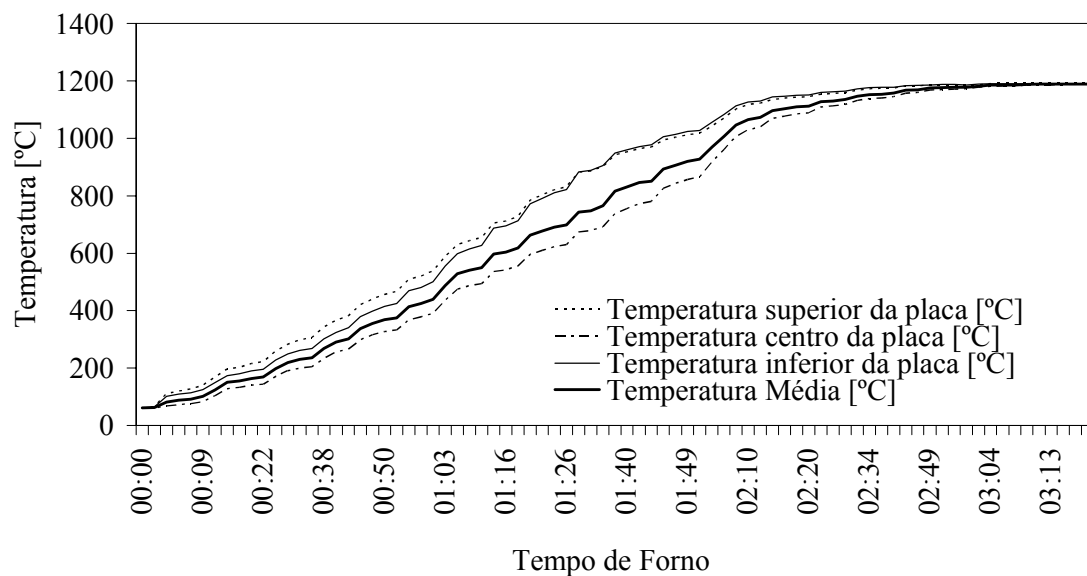


Figura 6.7 Curva de aquecimento típica para o aço inox ferrítico AISI 430.

Laminação de desbaste

Após o desenformamento da placa, esta é transferida diretamente para o laminador de desbaste passando por uma unidade de descarepação para remoção de óxidos formados durante o processo de reaquecimento. Esta transferência leva aproximadamente 47 segundos e é observada uma perda de temperatura de até 42°C. A laminação de desbaste é realizada em nove passes com um tempo total de laminação de 191 segundos. Os planos de redução para a laminação de desbaste objetivam maiores reduções nos últimos passes. Esta estratégia tem o objetivo de minimizar a perda de calor nesta fase, que é maior quanto menor for a espessura laminada. Um plano de reduções típico utilizado para a laminação de desbaste do aço AISI 430 é mostrado na Tabela 6.2. Os valores de temperatura são os calculados pelo modelo matemático de *setup* para a saída de cada passe de laminação.

Tabela 6.2 Plano de reduções para a laminação de desbaste.

Passe	h_i (mm)	h_f (mm)	ϵ_{eq} (%)	T (°C)
1	200,0	177,0	14,04%	1148,0
2	177,0	152,2	17,34%	1144,0
3	152,2	137,1	12,03%	1139,0
4	137,1	120,0	15,31%	1133,0
5	120,0	102,5	18,16%	1127,0
6	102,5	82,4	25,10%	1123,0
7	82,4	64,5	28,11%	1116,0
8	64,5	44,6	42,61%	1107,0
9	44,6	28,3	52,02%	1089,0

Laminação de acabamento

Após a laminação de desbaste, o esboço de 28mm é transferido diretamente para o laminador de acabamento passando por uma tesoura rotativa para acerto da geometria da ponta e da cauda do esboço. Esta transferência leva aproximadamente 49 segundos e

uma perda de temperatura de até 82°C também é observada. A laminação de acabamento é realizada em cinco passes para a espessura final objetivada de 3,10mm e largura de 1060mm. O tempo total de laminação de acabamento para este produto é de aproximadamente 295s. Os fornos na entrada e na saída do laminador Steckel são ajustados para uma temperatura de 1020°C. Estes fornos têm a função de minimizar a perda de calor durante a laminação de acabamento. Um plano de reduções típico utilizado para a laminação de acabamento do aço AISI 430 via Steckel é mostrado na Tabela 6.3. Os valores de temperatura também são calculados pelo modelo matemático de *setup* para a saída de cada passe de laminação.

Tabela 6.3 Plano de reduções para a laminação de acabamento.

Passe	h_i (mm)	h_f (mm)	ϵ_{eq} (%)	T (°C)
1	28,3	19,6	42,6%	993,0
2	19,6	11,0	65,9%	984,0
3	11,0	6,2	65,5%	972,0
4	6,2	4,2	45,8%	959,0
5	4,2	3,1	34,6%	931,0

Resfriamento e bobinamento

Após o último passe de laminação de acabamento, a tira é enviada para a bobinadeira final, passando por um leito de resfriamento. A temperatura da tira é reduzida de aproximadamente 931°C para 530°C. Esta redução de temperatura tem o objetivo de minimizar a oxidação a quente preferencial do cromo após a laminação a quente. Além da redução da temperatura de laminação e do uso da descarepação nos passes de acabamento, a redução da temperatura de bobinamento é uma variável importante na redução da espessura do óxido superficial e também da oxidação interna da tira, fatores importantes para facilitar o futuro processo de decapagem do material. Um perfil típico de temperatura de bobinamento, medida por um pirômetro na entrada da bobinadeira final, pode ser visto na Figura 6.8.

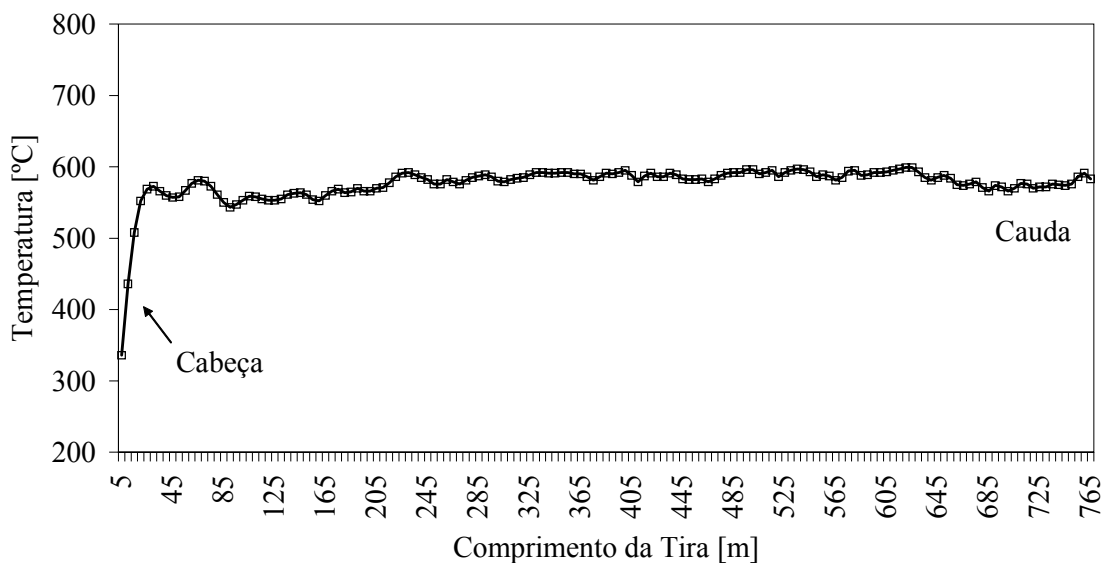


Figura 6.8 Perfil típico de temperatura de bobinamento do aço ferrítico AISI 430.

Recozimento em caixa

Após laminação a quente, as bobinas de aço AISI 430 são submetidas a um tratamento térmico de recozimento em caixa a 830°C por um período de 10 horas. Nesta fase do processo, a martensita gerada durante o resfriamento da austenita se transforma em carbonetos localizados nos contornos de grãos e também no interior dos grãos. O que se busca neste processo é a transformação da martensita em carbonetos que devem ficar preferencialmente dispersos.

Obtenção de amostras industriais

As amostras utilizadas no presente trabalho foram obtidas a partir de uma bobina de aço AISI 430 de espessura final 3,10mm e largura final 1060mm, processada na linha de laminação a quente da ArcelorMittal Inox Brasil. Amostras de ponta e cauda do esboço proveniente do laminador desbastador foram retiradas para fabricação dos corpos de

prova utilizados nos ensaios de torção a quente e também para a caracterização da microestrutura do material antes da sua entrada no laminador acabador Steckel.

Após o corte da ponta e da cauda do esboço na linha de laminação pela Tesoura Rotativa, que fica localizada na entrada do laminador acabador Steckel, as amostras foram imersas imediatamente em água à temperatura ambiente. Este procedimento teve como objetivo preservar a microestrutura do material na entrada do laminador de acabamento. Após o resfriamento final, a tira foi rebobinada e separada em duas. Este procedimento permitiu a retirada de amostras da ponta, da cauda e também do meio da tira. As mesmas bobinas amostradas durante o processo de laminação a quente foram amostradas também após o processo de recozimento em caixa. Foram obtidas amostras da ponta, do meio e da cauda da tira na condição recozida.

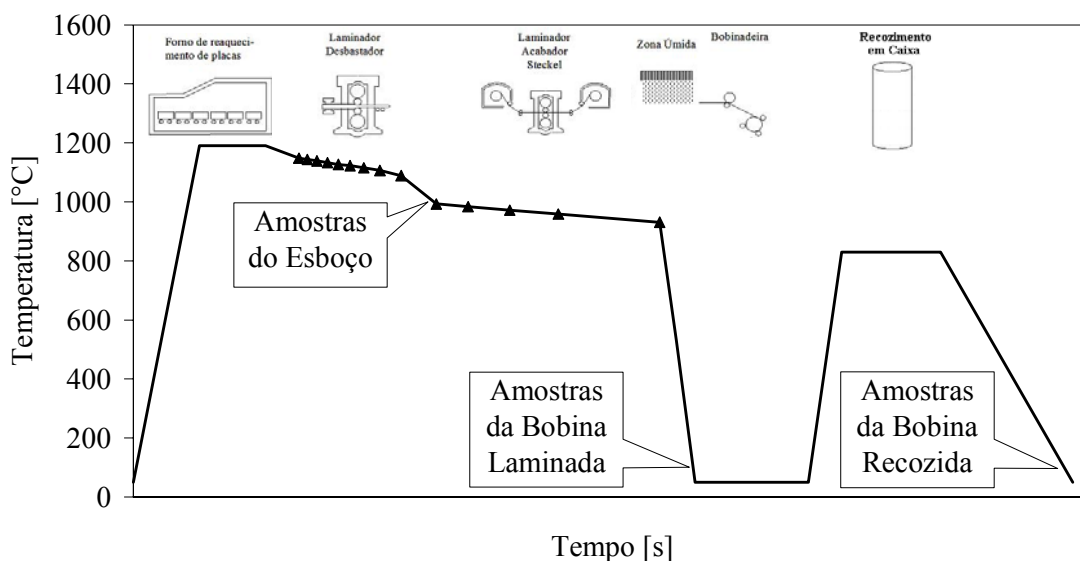


Figura 6.9 Ciclo termomecânico esquemático com posição de retirada das amostras na linha de laminação a quente.

Devido à dificuldade em se retirar amostras no processo industrial, que normalmente gera atrasos no fluxo de produção com perdas de produtividade e de rendimento físico, apenas uma bobina foi amostrada no processo de laminação a quente. Para garantir a representatividade da bobina amostrada, foram comparados os dados de processo de 39

bobinas de aço AISI 430 de mesmo comprimento de placa inicial e com a mesma espessura e largura final objetivada da bobina amostrada. Foram comparados os tempos de processamento, temperaturas de processamento e cargas de laminação nos processos de desbaste e de acabamento. Os dados analisados mostraram uma repetição do processo. Os planos de redução calculados pelo modelo matemático de *setup* também foram avaliados e se mostraram similares quanto às reduções praticadas.

6.3 Caracterização das microestruturas no processo de laminação a quente

Da Figura 6.10 à Figura 6.20 mostram-se as fotomicrografias após o processo de laminação a quente, desde a etapa final de desbaste até a etapa após tratamento térmico de recozimento em caixa. Em todos os casos foram realizadas fotomicrografias nas regiões próximas à superfície da chapa, a $\frac{1}{4}$ da espessura e no centro da espessura da chapa. Usou-se esta metodologia visando obter um quadro da variação da microestrutura ao longo da espessura da tira laminada a quente.

Da Figura 6.10 à Figura 6.14 e da Figura 6.18 à Figura 6.20 mostram-se as fotomicrografias que foram obtidas após ataque com reagente Villela. As demais foram obtidas com um ataque colorante e uso de luz polarizada. Detalhes sobre este procedimento são dados na seção de metodologia. Uma técnica complementa a outra no seguinte sentido: a primeira revela o grão ferrítico distinguindo-o da área de martensita, porém, este reagente não permite uma clara revelação de alguma desorientação interna nos grãos de ferrita. Já na segunda técnica, é possível identificar pela variação da tonalidade de cores uma mudança na desorientação interna do grão. A consequência desta característica é que no primeiro caso, a recristalização somente poderia ser identificada mediante uma mudança substancial na microestrutura, por exemplo, com a clara aparição de novos grãos. Já na segunda técnica é possível inferir um início de recristalização em estágios mais preliminares, embora, é claro, evidência definitiva implicaria na medição da desorientação interna do grão.

A Figura 6.10 mostra fotomicrografias óticas nas posições de amostragem descritas acima, na cabeça do esboço de uma tira de aço AISI 430 antes da laminação de acabamento: (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura. Os campos escuros representam a presença de martensita. Os campos claros indicam onde se encontram os grãos de ferrita.

Uma inspeção visual rápida do aspecto das fotomicrografias mostra que existe aproximadamente uma fração de martensita da ordem de 40 a 50%, de acordo com o previsto pela Figura 6.2, obtida das condições de equilíbrio, embora a condição mostrada foi obtida no resfriamento contínuo da laminação, isto é, fora do equilíbrio. Provavelmente a fração obtida se aproximou da de equilíbrio em função das deformações aplicadas, pois se sabe que a deformação acelera o processo de transformação de fases. Esta primeira avaliação visual foi verificada com a quantificação da fração de martensita presente e os resultados podem ser vistos na Tabela 6.4 e na Tabela 6.5.

De um modo geral, vê-se que os grãos de ferrita se encontram “divididos” em grãos menores indicando possível recristalização. Há também a presença de grãos de ferrita muito menores que os grãos originais, outra indicação de que poderia estar acontecendo recristalização estática após último passe do desbaste. Esta observação confirma a previsão do modelo matemático que, como será mostrado adiante, estima algo em torno de 80% a 100% de recristalização que ocorre nesta situação.

A microestrutura também varia de superfície para o centro do esboço: a martensita na superfície se encontra menos “bandeada” quando se compara com a martensita na região intermediária e na região do centro da amostra. Algo similar ocorre com a ferrita, pois, ela se encontra recristalizada em grãos menores que os encontrados em outras regiões. Isto pode ter sido provocado pelo modo distinto de deformação na superfície, predominando a deformação por cisalhamento e com pouca compressão plana, em oposição ao modo de deformação no centro da amostra, onde se observa praticamente compressão plana.

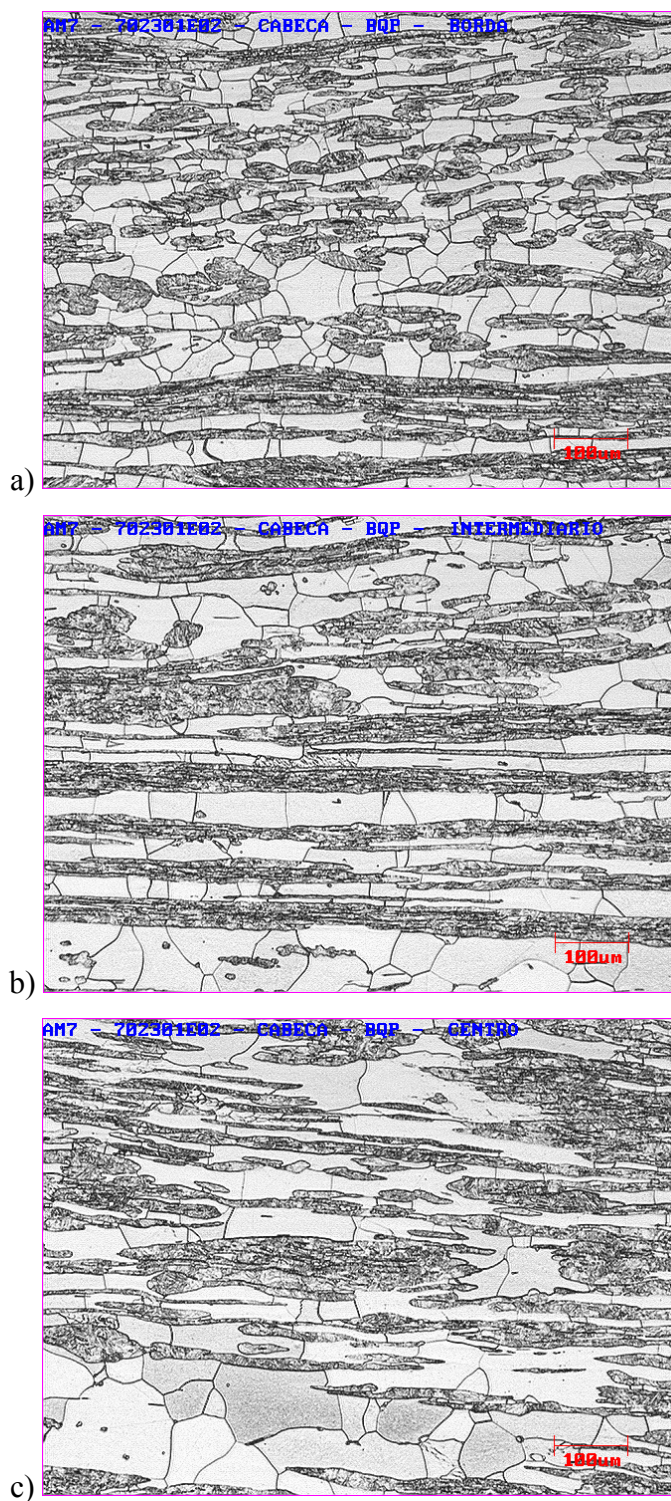


Figura 6.10 Fotomicrografias óticas na posição de cabeça do esboço de uma tira de aço AISI 430 antes da laminação de acabamento e com resfriamento rápido, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

A Figura 6.11 mostra fotomicrografias óticas nas posições de amostragem de superfície, meio e centro do esboço, porém na cauda do mesmo. As amostras equivalem às microestruturas saindo do desbastador e que estariam entrando no Steckel, porém com temperaturas mais baixas que as amostras retiradas da cabeça. No caso da amostra retirada para este trabalho, a diferença de temperatura foi da ordem de 60°C entre cabeça e cauda. A cabeça foi laminada a 1010°C e a cauda a 950°C. Também como na Figura 6.10, três regiões foram amostradas: (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura. Os campos escuros representam a presença de martensita. Os campos claros indicam onde se encontram os grãos de ferrita.

De um modo geral, a microestrutura obtida na cauda é bastante similar à obtida na cabeça, porém com exceções importantes. As similaridades são relacionadas à fração de martensita e de ferrita presentes e também com relação ao fato de que há mais recristalização na superfície que no centro. Entretanto, as formas como a martensita e a ferrita se encontram nestas amostras, são razoavelmente diferentes.

No caso da martensita, ela se apresentou mais “bandeada” na amostra da superfície, (ver Figura 6.11a e comparar com a Figura 6.10a). Os grãos de ferrita se encontram aparentemente recristalizados, entretanto sem produzir os grãos finos e mais ou menos heterogêneos em tamanhos de grão, como no caso da Figura 6.10a. Estes dois efeitos se propagam na direção do centro da amostra. No caso das amostras vistas na Figura 6.11c e Figura 6.10c, a martensita continua “bandeada” porém a ferrita, particularmente no caso da Figura 6.11c, já traz evidências de subestrutura, demonstrando que neste caso a recristalização ainda estaria por se iniciar.

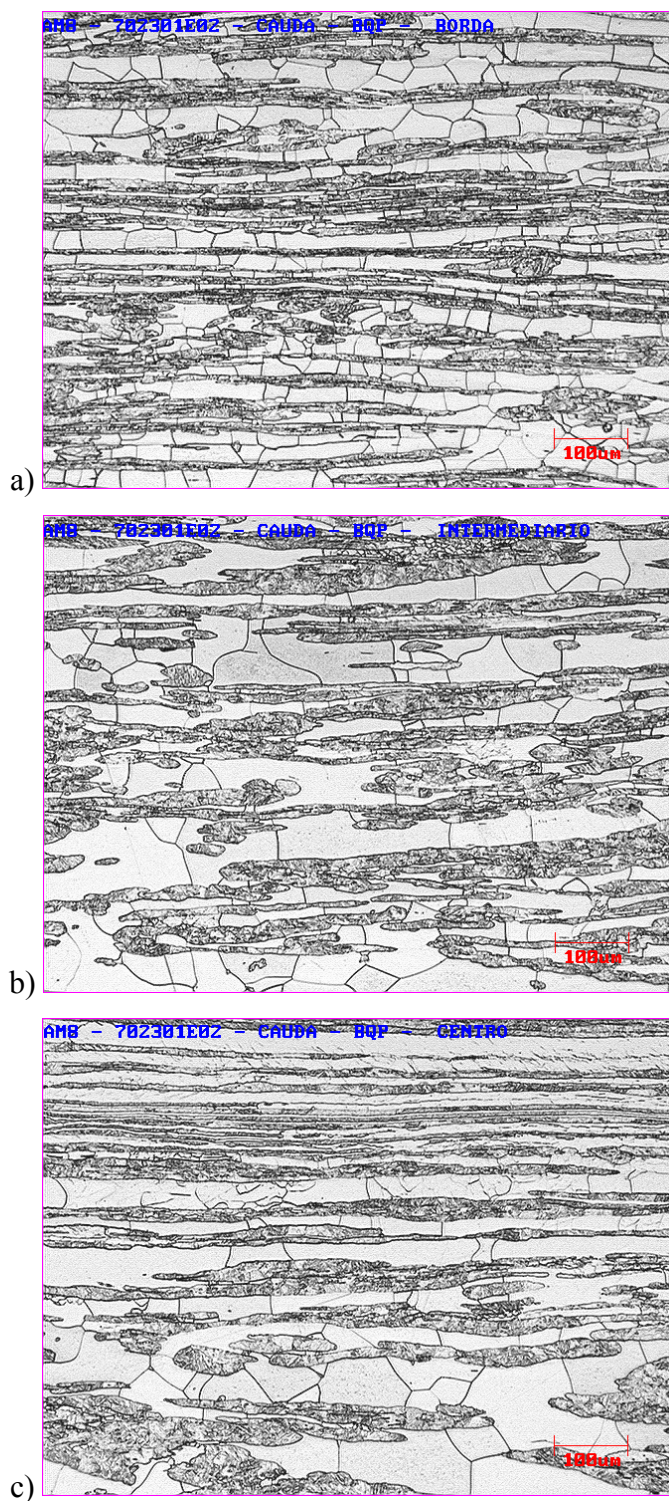


Figura 6.11 Fotomicrografias óticas na posição de cauda do esboço de uma tira de aço AISI 430 antes da laminação de acabamento e com resfriamento rápido, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

Da Figura 6.12 à Figura 6.14 mostram-se as fotomicrografias obtidas após a laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida. Foi seguida a mesma metodologia de amostragem: na superfície da tira, a $\frac{1}{4}$ da espessura e no centro da espessura da tira. A diferença aqui é que além de cabeça, Figura 6.12, e de cauda, Figura 6.14, foram retiradas amostras do meio do comprimento da tira, Figura 6.13.

A Figura 6.12a apresenta uma martensita também bandeada e uma ferrita com grãos alongados. É praticamente impossível identificar a fração recristalizada de ferrita diretamente nas imagens reveladas com ataque por Villela. Consegue-se observar até alguma subestrutura, mas não se tem certeza se há recristalização ou não. Há grãos de ferrita muito finos no meio da martensita. Daí, que a fração de martensita, embora pareça ser maior que 50% quando medida, apresenta valores em torno de 40% (Tabela 6.5), que é mais ou menos o previsto pelo diagrama de equilíbrio gerado pelo ThermoCalc para a composição química do aço em estudo.

A Figura 6.12c mostra a presença de grãos ferríticos alongados e é possível observar a presença de subestrutura. Por comparação, tudo indica que a fração recristalizada de ferrita é muito menor do que, por exemplo, nas amostras ao final do esboço.

A Figura 6.13 representa a região processada com temperaturas mais elevadas durante toda a laminação e tempos longos de espera entre alguns passes, resultando em uma microestrutura mais fragmentada, observada principalmente na região próxima à superfície da tira.

Na Figura 6.14 que representa a região de cauda da tira que foi processada com temperaturas inferiores às do processamento da região do corpo da tira e similares à região da cabeça da tira, observa-se uma maior fração recristalizada. Como os tempos entre passes variam, ora longos e ora curtos, e para a cauda da tira o tempo é longo antes do último passe, esta maior fração recristalizada pode ter sido originada pelo tempo longo dentro do forno do Steckel antes da laminação do último passe.

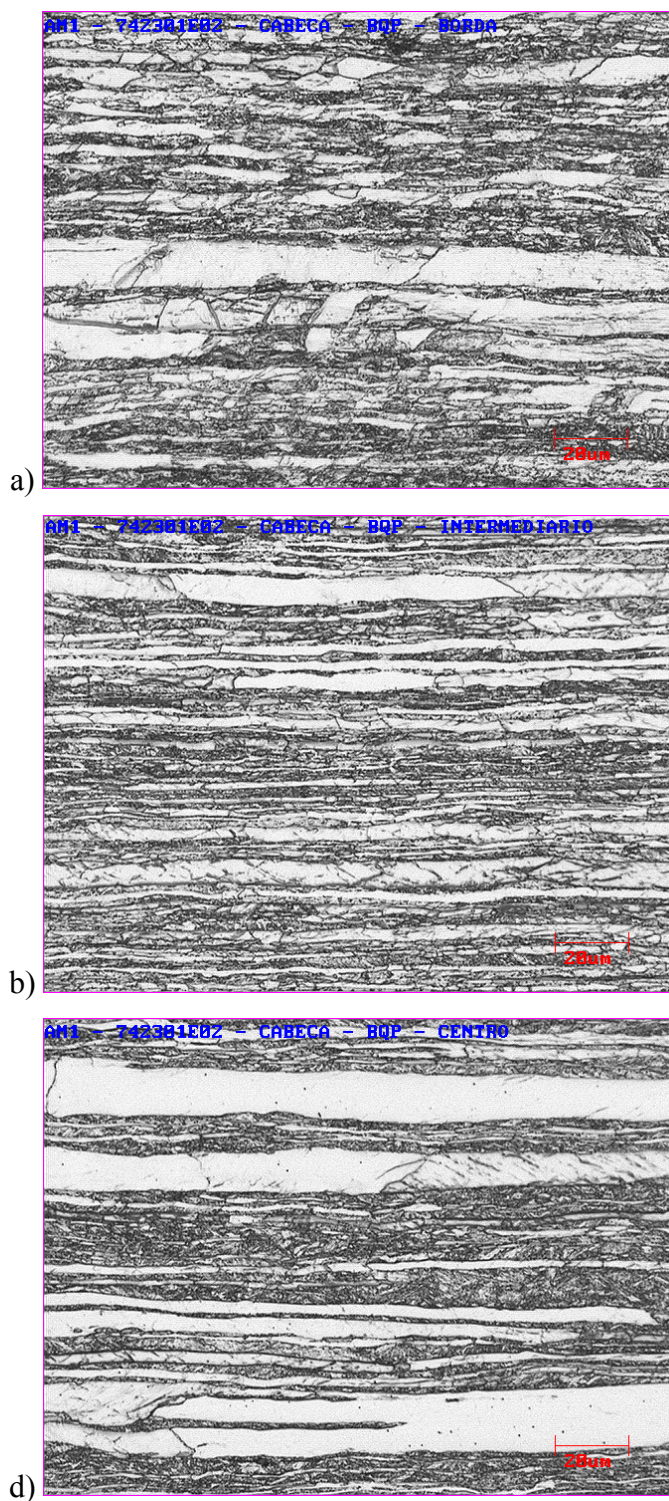


Figura 6.12 Fotomicrografias óticas na posição de cabeça de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

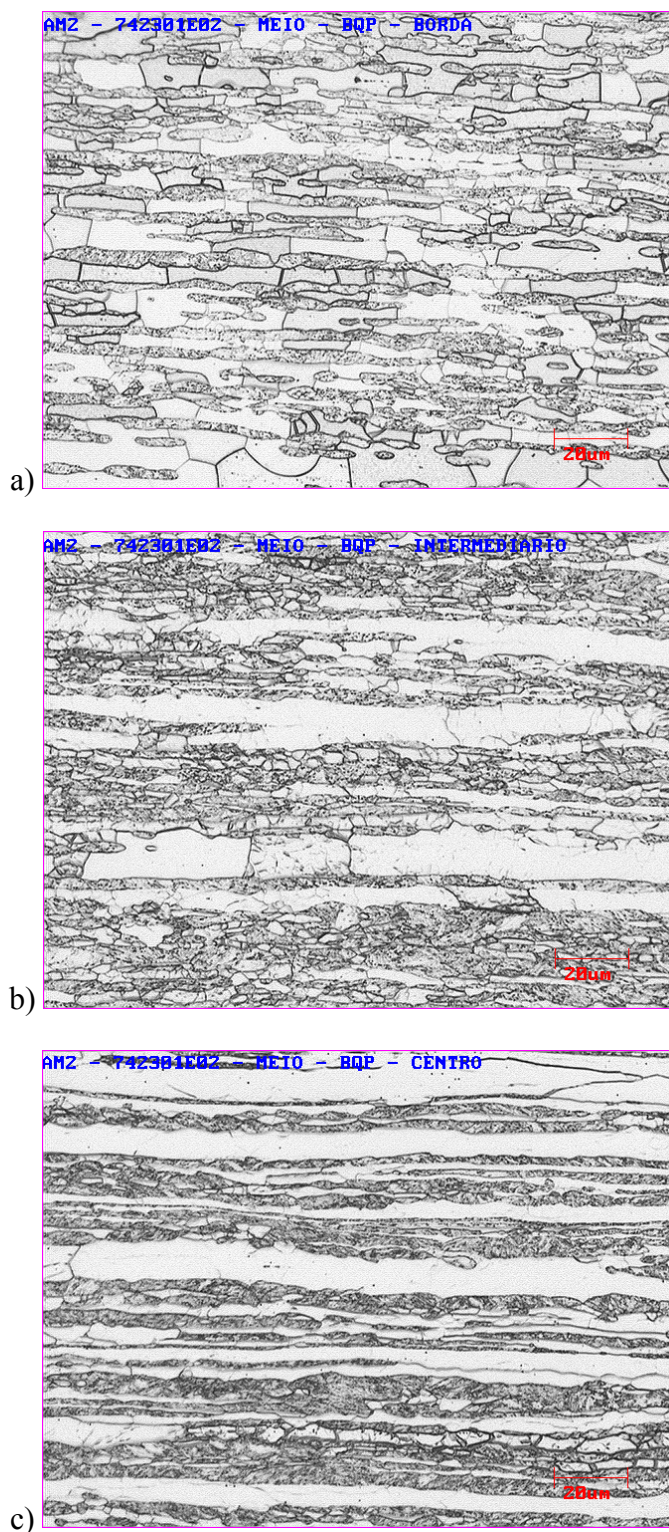


Figura 6.13 Fotomicrografias óticas na posição do corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

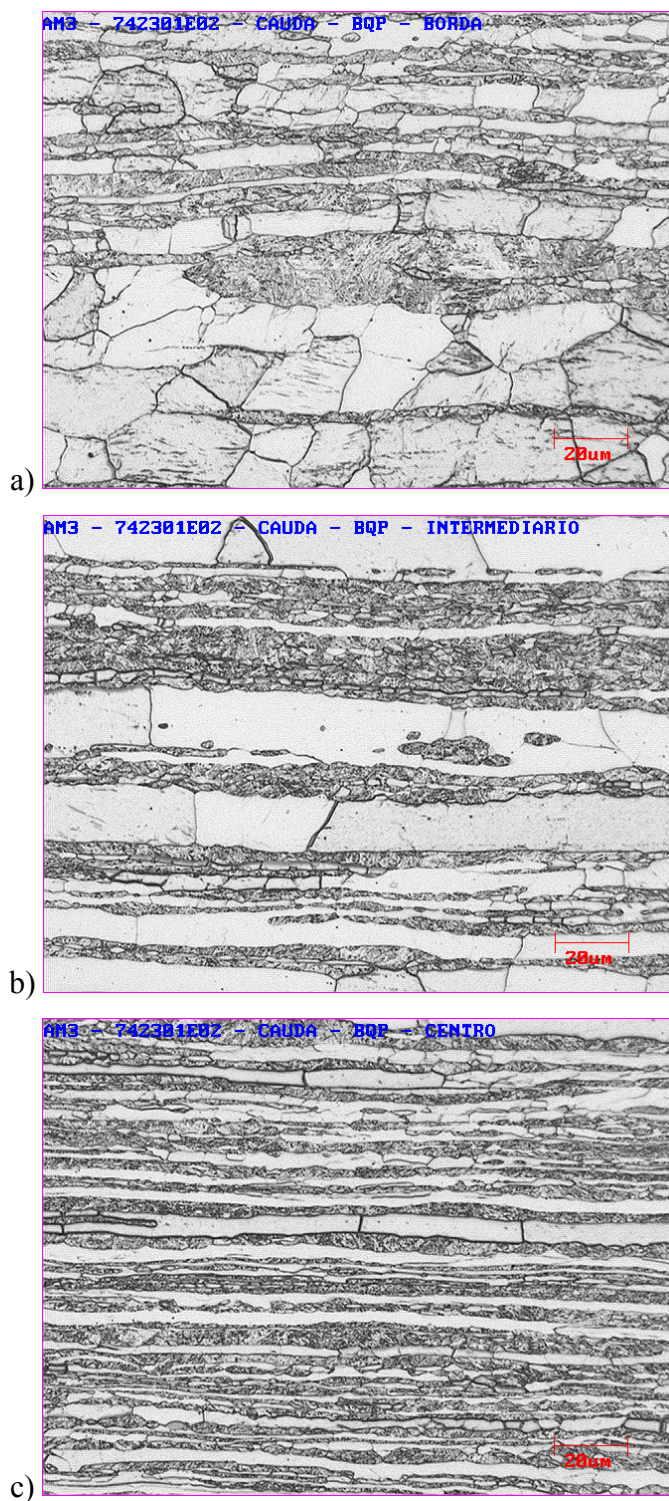


Figura 6.14 Fotomicrografias óticas na posição da cauda de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

Da Figura 6.15 à Figura 6.17 mostram-se as fotomicrografias obtidas após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na Zona Úmida usando a técnica de ataque colorante e uso de luz polarizada como foi descrito na metodologia. As mesmas regiões de amostragem, na superfície, a $\frac{1}{4}$ da espessura e no centro da espessura da tira foram realizadas e, como na Figura 6.12, Figura 6.13 e Figura 6.14, foram amostradas a cabeça, o corpo e a cauda da tira.

Com o uso desta técnica, é possível identificar uma diferença de orientação nos grãos alongados de ferrita pela diferença de tonalidade de cor. Observamos da Figura 6.15 à Figura 6.17 que as fotomicrografias da região do centro da espessura apresentam grãos longos com mesma tonalidade, indicando uma orientação cristalográfica próxima. As fotomicrografias da região da superfície da tira apresentam grãos de ferrita com tonalidade de cor diferente, indicando diferença na orientação cristalográfica.

Fazendo uma comparação entre a Figura 6.15a e a Figura 6.12a, enquanto na fotomicrografia com ataque por Villela há grande dúvida sobre o quanto de ferrita estaria recristalizado ou não, na fotomicrografia com ataque colorante e uso de luz polarizada esta dúvida diminui em função da coloração diferenciada dos grãos de ferrita, embora não se possa ainda ter 100% de certeza da recristalização ou não.

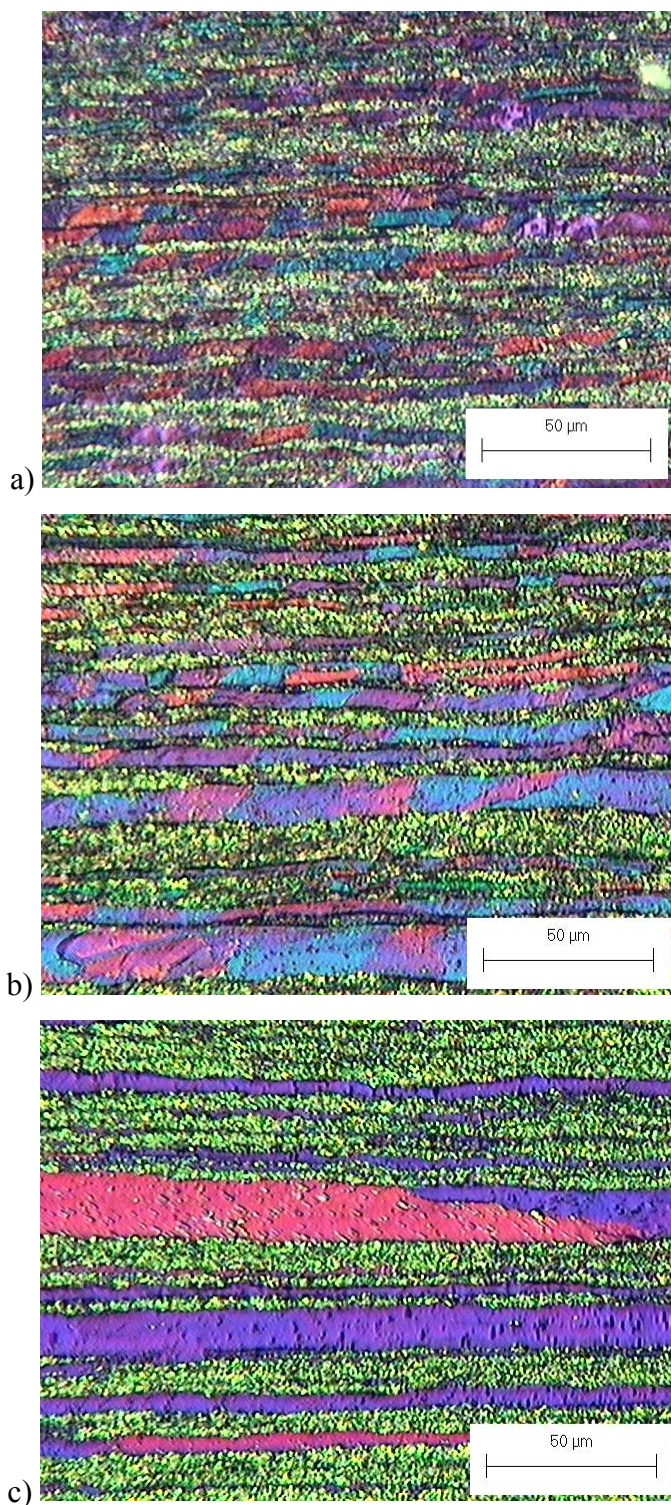


Figura 6.15 Fotomicrografias óticas na posição da cabeça de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura, ataque colorante e uso de luz polarizada. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

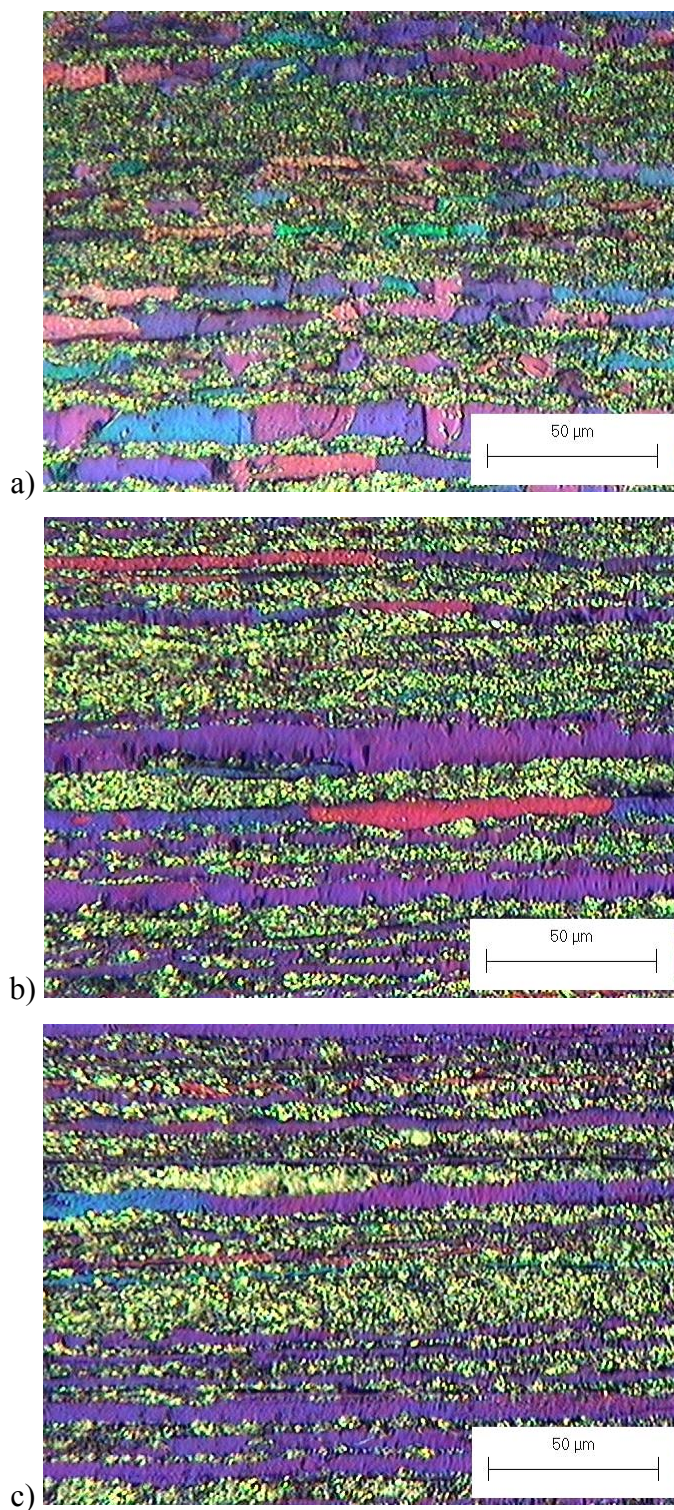


Figura 6.16 Fotomicrografias óticas na posição do corpo de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura, ataque colorante e uso de luz polarizada. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

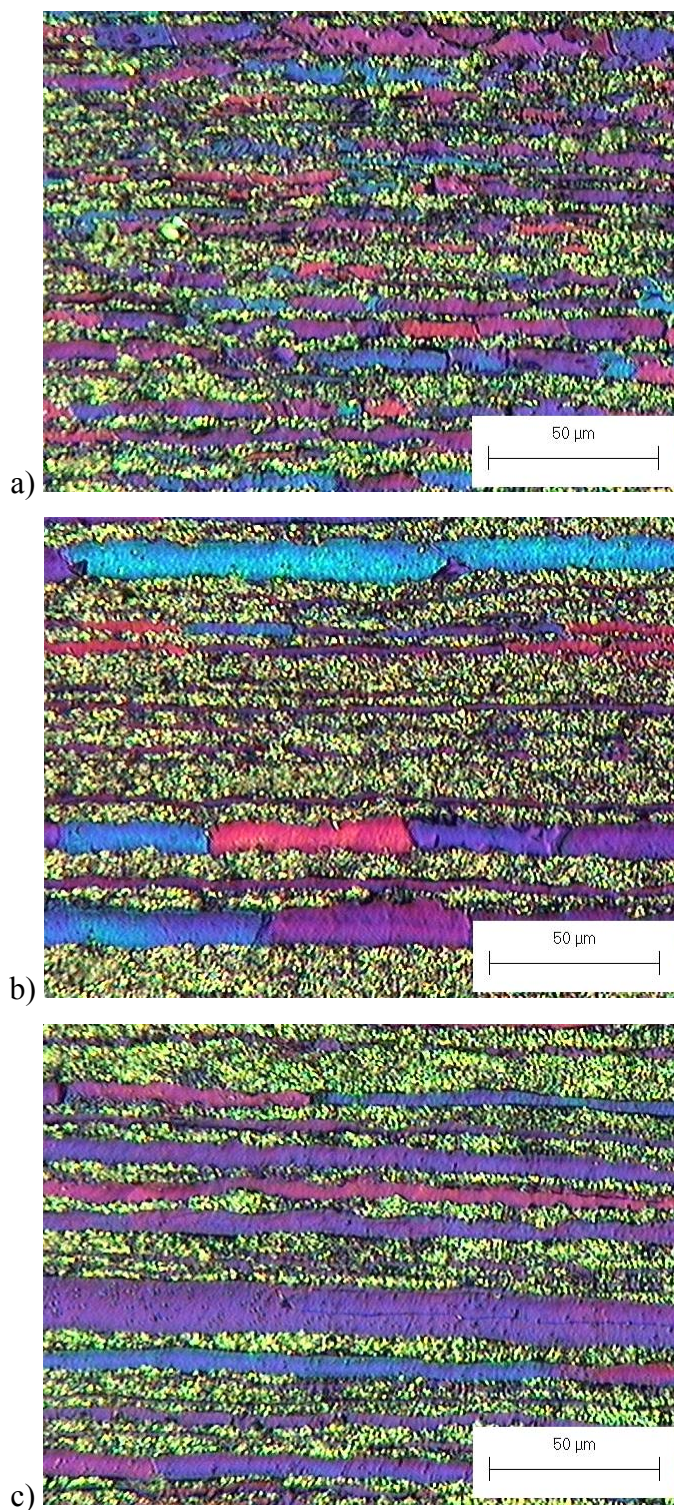


Figura 6.17 Fotomicrografias óticas na posição da cauda de uma tira de aço AISI 430 após a laminação de acabamento e submetida a resfriamento na zona úmida, seção longitudinal da espessura, ataque colorante e uso de luz polarizada. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

Da Figura 6.18 à Figura 6.20 mostram-se as fotomicrografias obtidas das bobinas laminadas a quente após o tratamento térmico de recozimento em caixa. O tratamento térmico usado é o subcrítico, com temperatura de 830°C e com velocidade de resfriamento controlada em fornos. O tempo total deste tratamento térmico é de aproximadamente 65 horas. Como nas figuras anteriores, foram amostradas as regiões próximas à superfície da tira, no centro da espessura e a $\frac{1}{4}$ da espessura da tira, na cabeça, no corpo e na cauda.

Após o recozimento em caixa, a fração de martensita proveniente da austenita transformada no resfriamento da bobina após a laminação de acabamento se transforma em ferrita e carbonetos. A microestrutura final é uma matriz de ferrita com carbonitretos de cromo globular e, homoganeamente distribuídos. Os carbonitretos se encontram nos contornos de grão e também no interior da matriz de ferrita.

Entretanto, observa-se que a estrutura continua com grãos grandes e alongados, principalmente na região do centro da espessura, como visto nas fotomicrografias da bobina sem o recozimento em caixa. Na região próxima da superfície, a estrutura se apresenta com grãos menores e menos alongados.

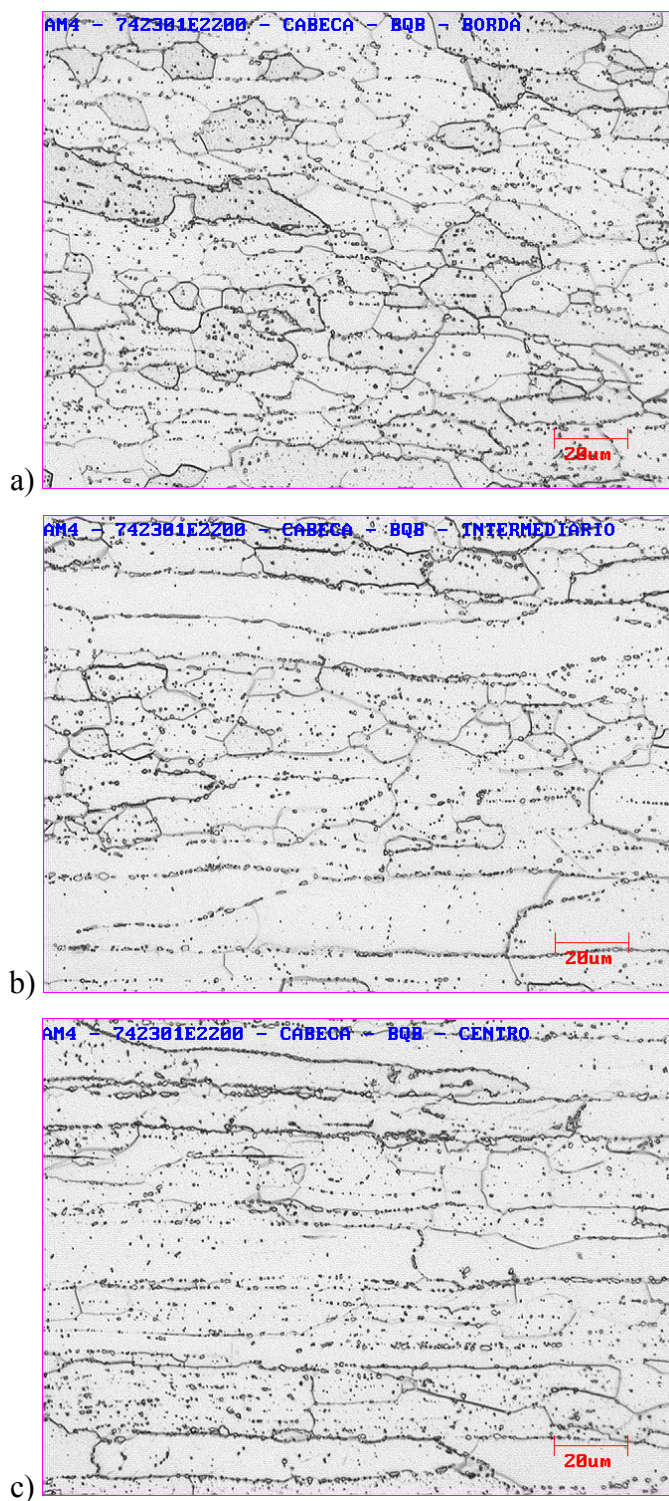


Figura 6.18 Fotomicrografias óticas na posição da cabeça de uma tira de aço AISI 430 após recozimento em caixa, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

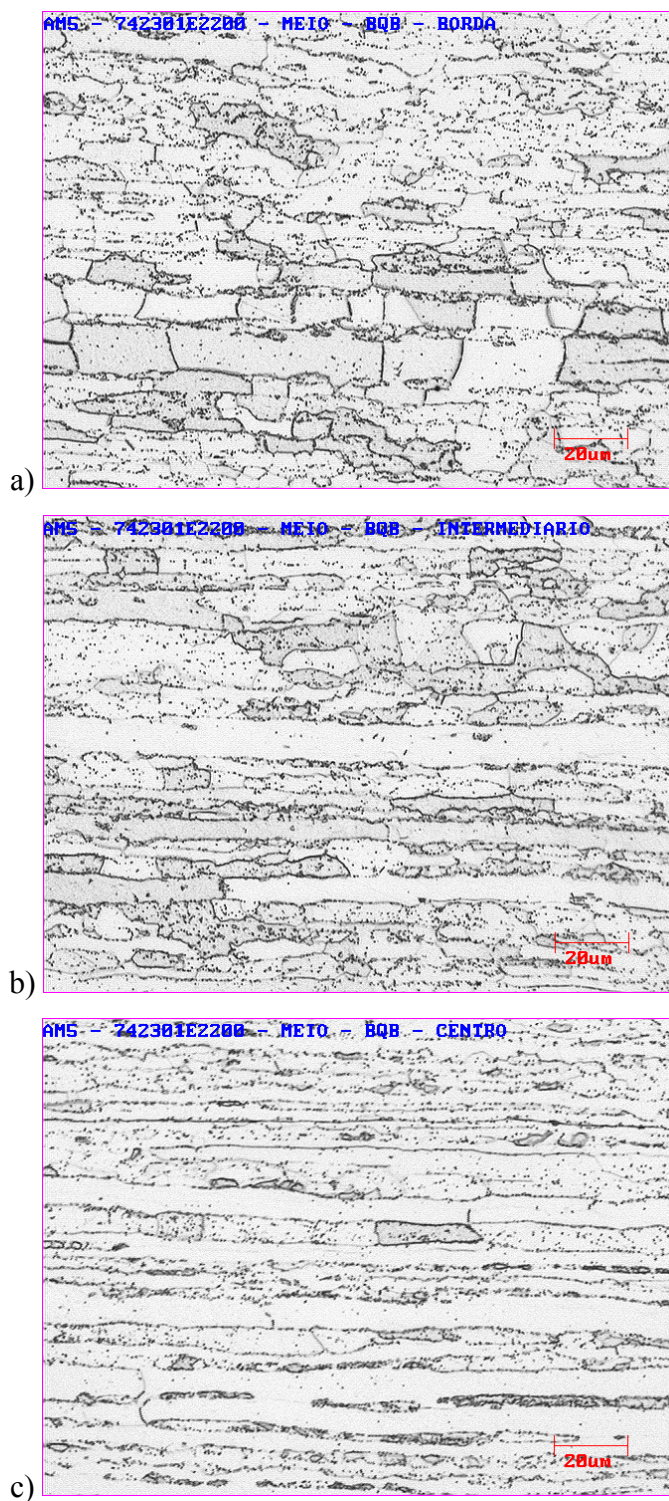


Figura 6.19 Fotomicrografias óticas na posição do corpo de uma tira de aço AISI 430 após recozimento em caixa, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

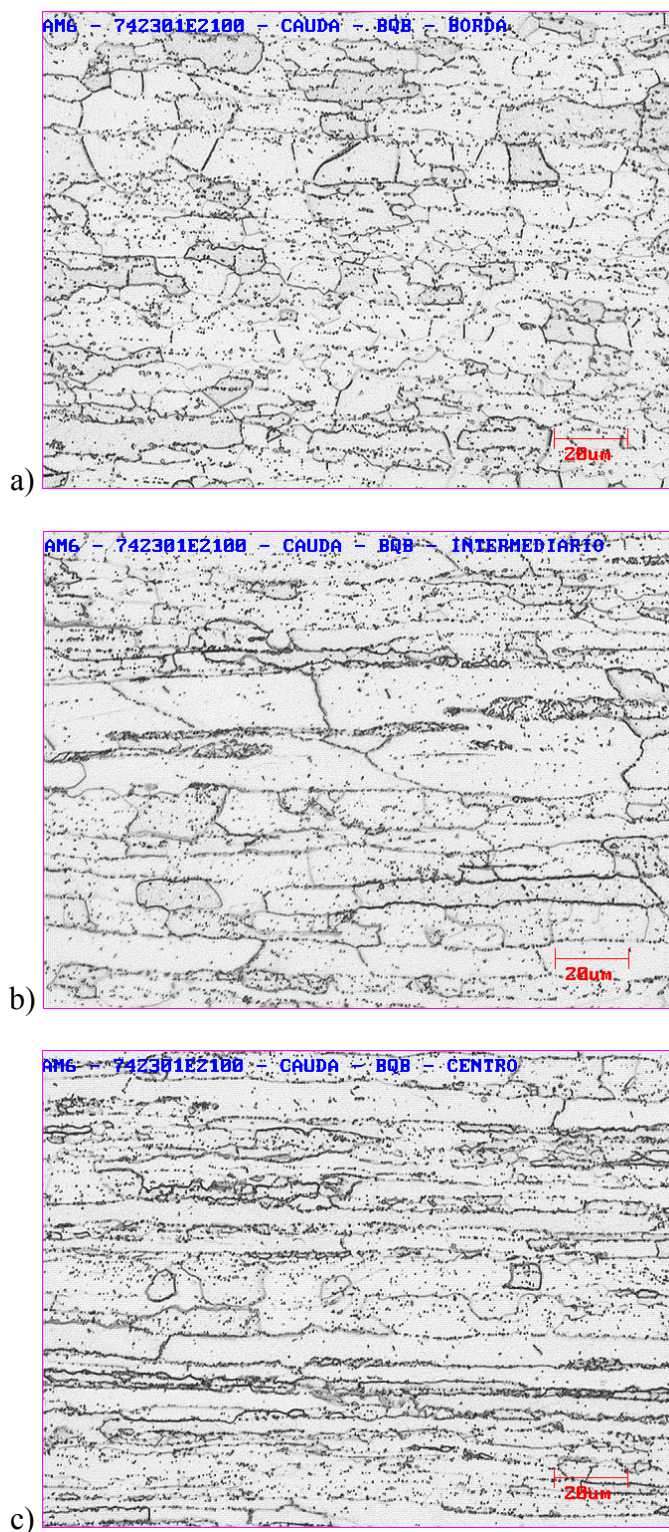


Figura 6.20 Fotomicrografias óticas na posição da cauda de uma tira de aço AISI 430 após recozimento em caixa, seção longitudinal da espessura. (a) região próxima à superfície da tira, (b) região intermediária, (c) região no meio da espessura.

A partir das fotomicrografias realizadas, foram calculadas as frações de ferrita e de martensita presentes nas amostras. Conforme foi descrito na metodologia, as frações médias das fases presentes foram calculadas a partir de cinco campos obtidos de cada amostra.

Os resultados das frações de ferrita e de martensita que foram calculados das amostras de esboço após laminação de desbaste, e da tira após a laminação de acabamento, são apresentados na Tabela 6.4 e na Tabela 6.5.

Tabela 6.4 Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras após laminação de desbaste no esboço da tira com resfriamento rápido.

Posição	Região	Ferrita Média	Martensita Média	Desvio Padrão
Cabeça	Borda	53,2%	44,8%	4,3%
	Intermediário	56,2%	43,8%	8,1%
	Centro	55,2%	44,8%	8,1%
Cauda	Borda	45,2%	54,8%	10,1%
	Intermediário	50,2%	49,8%	11,2%
	Centro	44,6%	55,4%	9,5%

Tabela 6.5. Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na zona úmida.

Posição	Região	Ferrita Média	Martensita Média	Desvio Padrão
Cabeça	Borda	61,2%	38,8%	9,5%
	Intermediário	59,4%	40,6%	2,3%
	Centro	55,3%	44,7%	4,0%
Corpo	Borda	49,8%	50,2%	14,0%
	Intermediário	71,4%	28,6%	3,8%
	Centro	56,8%	43,2%	6,7%
Cauda	Borda	59,8%	40,2%	13,9%
	Intermediário	53,6%	46,4%	5,9%
	Centro	46,8%	53,2%	9,0%

6.4 Discussão

Processo termomecânico

O processamento a quente em laminador Steckel, que foi representado pela Figura 6.3, mostra uma considerável queda de temperatura e redução de velocidade de laminação nas extremidades da tira laminada. Esta redução na velocidade de laminação é necessária no momento da entrada da tira para o início do passe de laminação e, principalmente, no momento da partida das bobinadeiras dos fornos do Steckel para iniciar o bobinamento sem gerar acidentes de processo, como perda da fenda ou deslizamentos entre espiras, que são prejudiciais à qualidade superficial dos aços inoxidáveis, principalmente a dos ferríticos. Esta diferença de velocidade inerente ao processo do Steckel influencia na taxa de deformação ao longo do comprimento da tira. Deste mesmo modo, a diferença de temperatura, que pode chegar até a 94°C a menos nas extremidades da tira no 5º passe de laminação de acabamento, influencia diretamente os mecanismos de amaciamento, que são termicamente ativados.

No processo de laminação com a reversão do sentido de laminação a cada passe, como é o caso do Steckel, os tempos entre deformação variam em função do ponto tomado ao longo do comprimento da tira. O tempo entre deformações para as regiões tomadas na cabeça e na cauda da tira alterna entre tempos necessários apenas para a reversão da tira para o início do próximo passe, que é em torno de 4s, até tempos necessários para processar dois passes completos de laminação mais o tempo de reversão.

As diferenças de temperatura de deformação, taxas de deformação e de tempo entre deformações, quando comparamos as regiões da cabeça, do corpo e da cauda da tira laminada em Steckel, levam a uma diferença significativa no ciclo termomecânico de processamento destas regiões, e conseqüentemente a diferenças na microestrutura do material. Estas diferenças podem ser observadas comparando-se a Figura 6.12, Figura 6.13 e Figura 6.14.

Materiais com alta energia de falha de empilhamento, como é o caso da ferrita do aço AISI 430, tem uma elevada cinética de recuperação, deslizamento cruzado fácil, poucos defeitos cristalinos e baixo potencial termodinâmico para a recristalização. Para uma condição mais favorável à recristalização do material, a recuperação dinâmica deve ser inibida no processamento mecânico a quente, ficando o material com energia suficiente para a recristalização estática. Este fenômeno é observado nas regiões próximas à superfície da tira, onde a menor temperatura e uma maior deformação, com predominância da deformação por cisalhamento, recristaliza mais o material, quando comparado com o meio da espessura, onde a temperatura é mais elevada e a deformação por compressão plana facilitam a recuperação (Figura 7.1).

A laminação em temperaturas intermediárias, temperaturas estas suficientes para inibir a recuperação dinâmica, mas que possibilitassem uma recristalização estática, aumentariam a fração recristalizada do material durante a laminação a quente. Neste caso, os limites técnicos dos equipamentos devem ser observados, porque um incremento nas cargas de laminação é esperado.

Uma outra possibilidade para uma maior recristalização é a laminação em temperaturas onde já não ocorre mais a transformação da austenita em ferrita. Com uma maior fração de austenita, que é prevista pelo diagrama de equilíbrio deste material, uma maior fragmentação da estrutura final é esperada⁽¹⁷⁾.

Maiores reduções entre passes, com até mesmo a redução do número de passes, proporcionando deformações mais elevadas, aumentariam a taxa de geração de deslocamentos no material, aumentando assim o seu potencial para a recristalização. Neste caso, os limites técnicos dos equipamentos também devem ser observados em função de um esperado incremento nas cargas de laminação.

Tempos mais longos entre passes, levam a uma maior fração de ferrita recristalizada, porém, esta prática é impossível de ser utilizada industrialmente pelas perdas de produtividade do material. No Steckel, onde temos um maior tempo entre passes para

certas regiões da tira quando comparamos com os laminadores do tipo *Tandem*, uma maior recristalização é esperada.

Evolução da microestrutura

Observa-se nas fotomicrografias das tiras de aço AISI 430 laminadas a quente, uma evidente diferença de microestrutura entre uma região próxima à superfície da tira em comparação com uma região tomada no centro da espessura da tira. Na superfície, os grãos são mais recristalizados, sendo a sua estrutura formada por regiões com contornos e subcontornos de grãos. No meio da espessura, os grãos são alongados e menos recristalizados, formando bandas com a martensita, proveniente da fase austenítica durante o processamento a quente.

Esta diferença na microestrutura deve-se a alguns fatores como o atrito entre o cilindro de trabalho e a superfície da tira nos laminadores a quente e a frio, sendo este efeito mais pronunciado na laminação a quente, onde o gradiente é muito elevado⁽²⁹⁾. Deste modo, ocorre um alto cisalhamento próximo a superfície e um cisalhamento baixo ou até mesmo nulo na região do centro da tira. O material laminado a quente tende a ter uma textura predominante de cisalhamento simples na superfície e uma textura de compressão plana no centro da espessura (Figura 6.21). Supõe-se neste caso, uma deformação maior que a média na região próxima da superfície da tira e uma deformação menor que a média na região tomada no centro da espessura da tira.

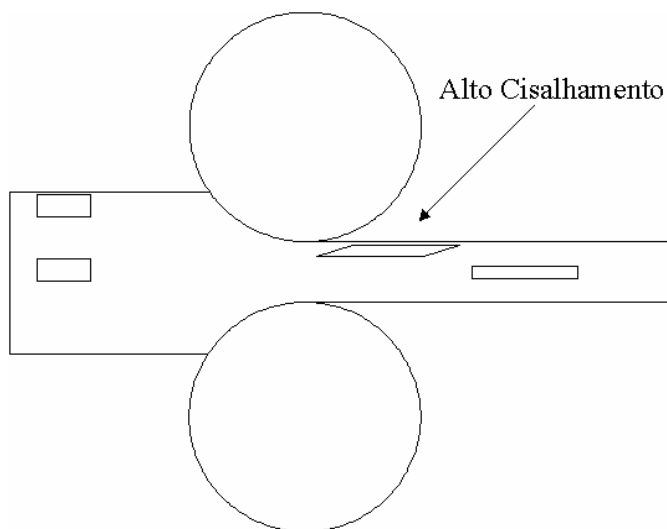


Figura 6.21 Representação esquemática do comportamento heterogêneo do material na laminação a quente⁽²⁹⁾.

A redução de temperatura que é observada próximo à superfície da tira, em função da perda de calor por radiação e contato com a água de refrigeração dos cilindros de trabalho, leva a uma maior energia armazenada pela inibição do movimento de deslocamentos e conseqüente recuperação, gerando então, grãos recristalizados perto da superfície. No centro da espessura, a temperatura permanece suficientemente alta para proporcionar recuperação dinâmica, o que suprime a recristalização nesta região.

O não conhecimento da profundidade da deformação por cisalhamento ao longo da espessura, o quanto de deformação plana e de deformação por cisalhamento a cada passe de laminação, não permitem o uso das equações disponíveis na literatura para o cálculo da fração de ferrita recristalizada considerando este gradiente de microestrutura.

Para o presente trabalho, um gradiente de deformação foi estimado, possibilitando um cálculo aproximado da fração recristalizada de ferrita em três pontos da espessura da tira. Um ponto logo abaixo da superfície, um ponto no meio da espessura e um ponto em uma região intermediária. Este item será descrito com mais detalhes no capítulo que descreve o modelo de previsão da fração recristalizada.

Dificuldades na quantificação da fração recristalizada

O erro na avaliação da fração recristalizada está no fato de que algumas vezes é muito difícil saber se o grão pode ser considerado recristalizado ou não⁽¹⁹⁾. Isto vai depender da revelação da microestrutura e também da heterogeneidade da microestrutura. A utilização de um número maior de campos pode reduzir o desvio padrão e, conseqüentemente, os resultados serem considerados mais representativos.

Na Figura 6.22 são mostradas algumas dificuldades listadas por Glez⁽¹⁹⁾ para avaliação da fração recristalizada e que foram confirmadas durante o procedimento experimental realizado na execução deste trabalho, onde a quantificação da fração recristalizada realizada por microscopia ótica se mostrou impraticável. As imagens foram geradas a partir de corpos de prova deformados por torção a quente em um microscópio ótico com um aumento de 50X. As “ilhas” escuras são martensita.

Uma tentativa de melhor revelar a microestrutura para a quantificação da fração de ferrita recristalizada foi realizada com o uso de ataque colorante e luz polarizada (Figura 6.16). A microestrutura revelada com este método se mostrou mais legível do que a revelada com o uso do reagente Villela em tons de cinza, porém, a quantificação da fração de ferrita recristalizada ainda se mostrou impraticável pelos mesmos motivos já citados. É importante mencionar que esta técnica permite se ter uma noção da orientação dos grãos de ferrita pela diferença de cor dada pelo uso da luz polarizada.

Com um aumento adequado, é possível identificar regiões de subestrutura de grãos nas amostras provenientes do processo industrial, porém, a redução da área de análise inviabiliza uma quantificação de ferrita recristalizada e não recristalizada com precisão satisfatória.

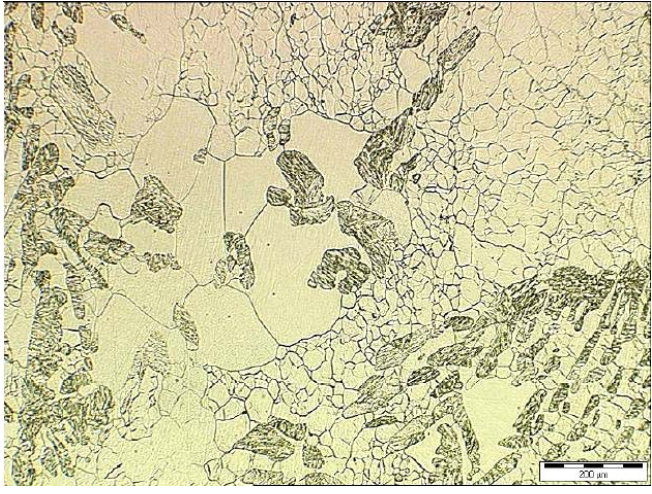
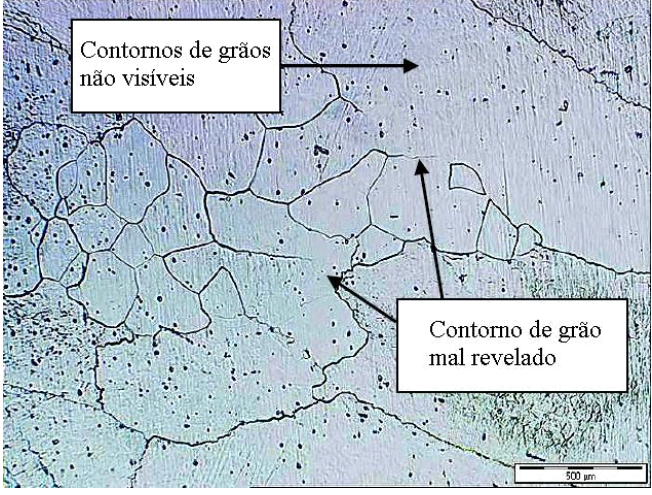

	<p>Alguns grãos recristalizados têm um tamanho muito reduzido devido à restrição ao seu crescimento causado pela austenita. Neste caso, é muito difícil saber se um grão entre ilhas de austenita é recristalizado ou não.</p>
	<p>Um ataque deficiente não revela todos os contornos de grãos e subgrãos. Com um ataque mais longo será mais fácil a quantificação.</p>
	<p>Amostras parcialmente recristalizadas podem conter grande heterogeneidade de microestrutura com partes totalmente recristalizadas e outras não. Dependendo da posição do campo na amostra, a fração recristalizada medida pode variar muito.</p>

Figura 6.22 Exemplos de dificuldades para avaliação da fração recristalizada. Imagens geradas por microscopia ótica. Regiões escuras são martensita⁽¹⁹⁾.

6.5 Conclusões

Amostras do esboço após a laminação de desbaste

Observou-se pela microscopia ótica que o material apresentou quase 100% de recristalização estática após a laminação de desbaste, tanto para a região de cabeça, como para a região de cauda do esboço. Esta recristalização foi observada também ao longo da espessura da tira.

De um modo geral, a diferença entre microestruturas de superfície e de centro da espessura do esboço se deu mais pelo aspecto de maior fragmentação dos grãos na superfície que no centro. Atribuiu-se esta fragmentação ao modo distinto como a deformação foi aplicada, ou seja, deformação por cisalhamento que é predominante na região próxima à superfície e deformação plana que é predominante na região próxima ao centro da espessura.

Amostras da bobina após laminação a quente

Há diferença sensível no comportamento à recristalização de amostras deformadas comparando-se a região de cabeça, corpo e cauda da tira. Observam-se grãos maiores de ferrita na cauda e estrutura mais fragmentada no corpo da tira. Estes efeitos são atribuídos não só aos distintos modos de deformação, mas também às diferenças de tempos entre passes e temperaturas de laminação.

Como se esperava, houve bandeamento de martensita e de ferrita maior nas amostras de cabeça, onde os tempos após o último passe de acabamento e a entrada na zona de resfriamento foram os menores do processo e as temperaturas de deformação também foram as menores.

7- SIMULAÇÃO DO PROCESSO INDUSTRIAL VIA MODELAGEM MATEMÁTICA (PLANILHA ELETRÔNICA)

Dentre as principais vantagens da modelagem matemática estão: a redução do número de experiências nas linhas de produção, a avaliação de modificações em equipamentos, a previsão de variáveis que não podem ser medidas nas linhas de produção, a avaliação do sinergismo entre variáveis de processo, a possibilidade de controle baseado em modelo matemático e a pesquisa de baixo custo⁽¹²⁾. Os modelos matemáticos permitem prever: a cinética de transformação de fases, o tamanho de grão, fases presentes, dureza, limite de escoamento, limite de resistência e temperatura de transição dúctil-frágil. Por outro lado, dentre as principais dificuldades na modelagem matemática se encontram a escolha das equações que descrevem os fenômenos físicos. Equações que descrevem parâmetros ou fenômenos microestruturais, tais como o tempo para 50% de recristalização, tamanho de grão recristalizado e crescimento de grão, podem apresentar diferenças significativas em função do material e das condições de processamento.

Para a modelagem matemática do processo de laminação a quente dos aços carbono, inclusive os microligados, as principais equações necessárias estão disponíveis na literatura em inúmeras publicações^(12,21,27,28), o que não ocorre para os aços inoxidáveis, principalmente os ferríticos, que foram pouco estudados. Neste trabalho, o desenvolvimento de um modelo matemático para se prever a fração recristalizada de ferrita do aço AISI 430 foi motivado pela possibilidade de otimização do processo de laminação a quente deste aço. A expressão “otimizar o processo de laminação a quente” significa aqui, se obter uma bobina com microestrutura mais recristalizada e de textura aleatória, contribuindo para uma melhor qualidade superficial do produto nas fases subseqüentes do processo.

Os principais parâmetros de laminação utilizados para o modelo de recristalização são: a temperatura, a deformação, a taxa de deformação, os planos de redução com os tempos entre deformação, o tipo de aço e sua microestrutura inicial.

Com base nas equações e parâmetros obtidos na literatura⁽¹⁹⁾, foi desenvolvido um modelo matemático em planilha eletrônica para prever a evolução da fração recristalizada de ferrita a cada passe de laminação e a fração recristalizada final após a laminação a quente do aço AISI 430 em laminador reversível tipo Steckel. As variáveis do processo de laminação utilizadas pelo modelo foram obtidas a partir de registros do modelo matemático de *setup* dos laminadores de tiras a quente da ArcelorMittal Inox Brasil (Anexo I) e de variáveis de processo registradas por *softwares* de monitoramento da planta industrial (Anexo II). São dados de entrada do modelo os que se seguem: os valores de diâmetro dos cilindros de trabalho do laminador desbastador e do laminador acabador, a temperatura de desenformamento, a temperatura medida na tesoura de pontas antes da entrada da tira no laminador acabador, o plano de reduções com espessura, velocidade média e temperatura média de cada passe de laminação, os tempos de cada passe e os tempos entre passes de laminação.

A implementação do modelo foi realizada em planilha eletrônica do tipo Microsoft[®] Excel[®]. Este recurso oferece uma grande facilidade para realizar os cálculos de evolução da microestrutura a cada passe de laminação, considerando os resultados de microestrutura do passe imediatamente anterior. A entrada de dados, a possibilidade de resultados na forma de tabela ou de gráficos e a facilidade de uso, também são vantagens deste recurso. Por estas facilidades, as planilhas eletrônicas vêm sendo utilizadas com muito sucesso para desenvolver modelos de previsão da evolução microestrutural dos aços^(19,27).

O modelo matemático foi desenvolvido para calcular a fração recristalizada de ferrita em três diferentes pontos ao longo da espessura da tira e em três diferentes pontos ao longo do comprimento da tira. Esta estratificação foi proposta em função do gradiente de microestrutura que pôde ser observado ao longo da espessura nas tiras de aço AISI 430 laminadas a quente via Steckel (Figura 6.13) e para considerar também a diferença na cinética do processamento termomecânico ao longo do comprimento da tira (Figura 6.5).

McLaren e Sellars⁽²¹⁾ modelaram a distribuição da microestrutura durante o processo de laminação a quente do aço inoxidável 316L e observaram um gradiente de deformação e de temperatura ao longo da espessura da tira (Figura 7.1).

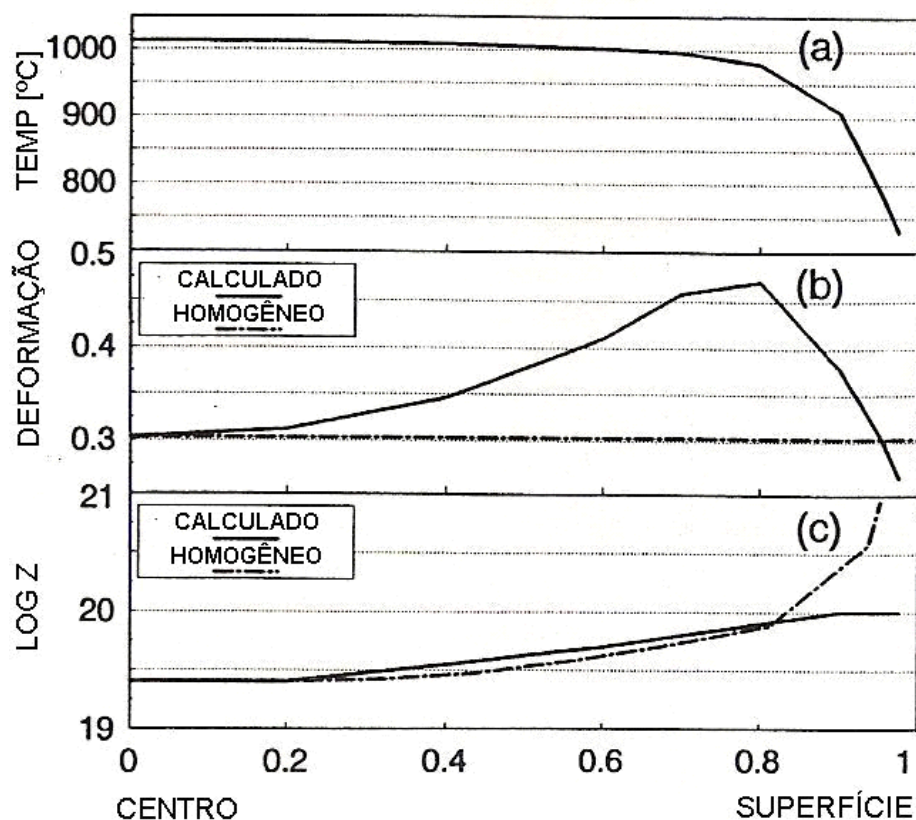


Figura 7.1 Estado termomecânico calculado após um passe de 23% de redução a partir de uma espessura original de 46mm a 1000°C. McLaren e Sellars⁽²¹⁾.

Os pontos ao longo do comprimento da tira considerados na simulação são mostrados na Figura 7.2. São consideradas as posições de cabeça, corpo e cauda da tira. Os dados de temperatura, velocidade de laminação e tempo entre passes são identificados para cada ponto considerado a partir dos registros de dados do modelo matemático de *setup* e dos registros de variáveis de processo de laminação.

O gradiente de temperatura e de deformação, que existe ao longo da espessura da tira, foi considerado no modelo tomando-se três pontos de referência em relação à espessura da tira: um ponto próximo à superfície da tira, um ponto no centro da espessura da tira e

um ponto em uma posição intermediária (Figura 7.2). A deformação utilizada pelo modelo no cálculo da fração recristalizada nestes pontos foi estimada a princípio, como sendo duas vezes a deformação média do passe para o ponto considerado próximo à superfície da tira, a metade da deformação média do passe para o ponto considerado no meio da espessura da tira e igual à deformação média do passe para o ponto considerado a $\frac{1}{4}$ da espessura da tira.

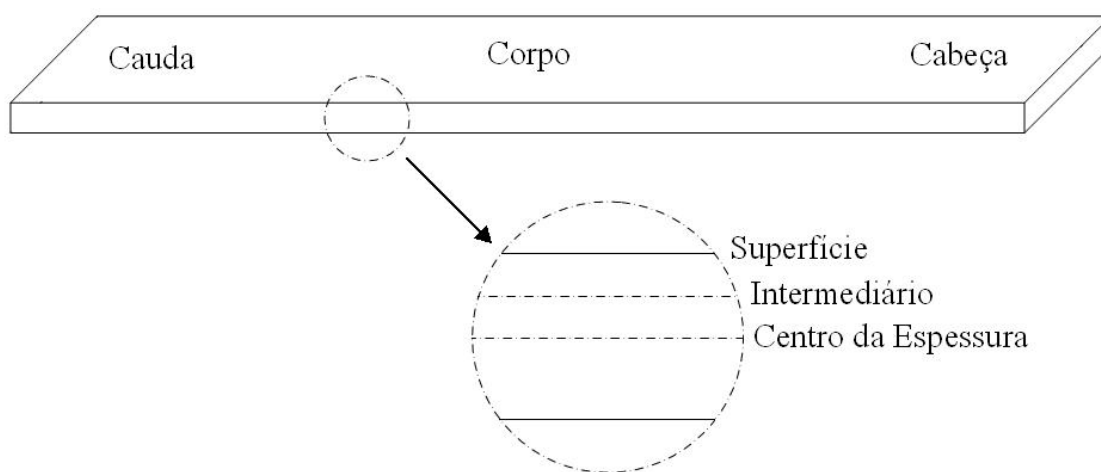


Figura 7.2 Posição esquemática dos pontos a serem considerados no cálculo de fração recristalizada pelo modelo matemático ao longo da espessura da tira.

As temperaturas utilizadas pelo modelo no cálculo da fração recristalizada são as calculadas pelo modelo matemático de *setup* dos laminadores. A temperatura na superfície da tira foi calculada conforme equação (7.1). A temperatura no centro da espessura foi calculada pela equação (7.2)⁽²⁴⁾. Com base neste mesmo modelo, um valor de temperatura para $\frac{1}{4}$ da espessura foi estimado.

$$T_m = T_s + \frac{\phi \cdot \varphi \cdot (T_s^4) + \eta(T_s - T_{ar})}{6 \cdot \lambda} \cdot H \quad (7.1)$$

Onde:

T_m : temperatura média em K;

- T_s : temperatura medida na superfície em K;
 Φ : emissividade;
 φ : constante de Boltzman em $W/m^2/K^4$;
 η : coeficiente de transmissão de calor por convecção em $W/m^2/K$
 T_{ar} : temperatura ambiente em K;
 λ : condutividade do produto em $J/m/s/K$

$$T_c = \frac{3.T_m - T_s}{2} \quad (7.2)$$

Onde:

- T_c : temperatura no meio da espessura em K;
 T_m : temperatura média em K;
 T_s : temperatura medida na superfície em K;

O modelo desenvolvido para o cálculo da fração recristalizada de ferrita, após cada passe de laminação, supõe uma evolução conforme a lei de Avrami.

$$X_{REX} = 1 - \exp \left[- \ln 2 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right] \quad (7.3)$$

O tempo para 50% de recristalização ($t_{0,5}$) depende da deformação, da taxa de deformação e da temperatura:

$$t_{0,5} = a \cdot \varepsilon^{-b} \cdot \dot{\varepsilon}^{-c} \cdot D^d \cdot \exp \left(\frac{Q_{REX}}{RT} \right) \quad (7.4)$$

Uma equação para o cálculo do tempo para 50% de recristalização ($t_{0,5}$) considerando o parâmetro de Zener-Hollomon como a utilizada por McLaren e Sellars⁽²¹⁾ também foi implementada como uma opção no modelo.

$$t_{0,5} = a.\varepsilon^{-b}.Z^{-c}.D^d.\exp\left(\frac{Q_{REX}}{RT}\right) \quad (7.5)$$

Desta forma, consideramos a taxa de deformação corrigida pela temperatura absoluta de deformação. O parâmetro de Zener-Hollomon é um fator importante na modelagem matemática dos fenômenos relacionados com os processos de deformação a quente e é dado por:

$$Z = \dot{\varepsilon}.\exp\left(\frac{Q_\varepsilon}{RT}\right) \quad (7.6)$$

onde Q_ε é a energia de ativação para a deformação e R a constante universal dos gases.

O modelo desenvolvido contribui com o proposto por Glez⁽¹⁹⁾ para o cálculo da fração recristalizada de ferrita do aço inoxidável AISI 430, por considerar também uma primeira estimativa para o gradiente de microestrutura ao longo da espessura da tira, mesmo usando apenas um coeficiente para representar o gradiente de deformação ao longo desta espessura.

7.1 Resultados

Da Tabela 7.1 à Tabela 7.9 são apresentados os resultados de uma utilização do modelo desenvolvido para o processamento de uma bobina de aço AISI 430 com bitola 3,10mm de espessura e 1060mm de largura, laminada com 9 passes de desbaste e 5 passes de acabamento (Anexo I). É apresentado o resultado da previsão de fração recristalizada para um ponto na região de cabeça da tira, no meio do comprimento da tira e na cauda da tira, considerando os três pontos ao longo da espessura como já foi descrito.

Tabela 7.1 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cabeça da tira, em uma região próxima à superfície da tira.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,17	3,7	1148	19,0	0,17	252	44,4	126,6	0,191
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,21	6,1	1144	8,0	0,34	428	15,8	45,0	0,235
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,14	5,5	1139	23,0	0,41	386	12,9	36,9	0,789
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,18	6,7	1133	9,0	0,27	486	22,3	63,7	0,176
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,22	7,9	1127	27,0	0,44	579	11,4	32,6	0,901
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,30	10,2	1123	9,0	0,34	757	15,5	44,3	0,276
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,34	12,1	1116	40,0	0,59	919	7,5	21,4	0,999
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,51	17,4	1107	9,0	0,51	1355	8,8	25,1	0,512
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,62	23,5	1089	49,0	0,87	1946	4,3	12,2	1,000
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,51	33,5	993	89,0	0,51	3872	11,2	32,1	1,000
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,79	84,7	984	11,0	0,79	10129	5,6	16,0	0,831
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,79	133,6	972	137,0	0,92	16739	4,5	12,7	1,000
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,55	219,4	959	9,0	0,55	28920	8,8	25,0	0,513
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,42	77,3	931	25,0	0,68	11415	8,3	23,7	0,961

Tabela 7.2 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cabeça da tira, em uma região intermediária.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,11	2,4	1148	19,0	0,11	168	81,5	232,7	0,086
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,14	4,1	1144	8,0	0,24	285	27,1	77,3	0,118
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,10	3,6	1139	23,0	0,31	257	19,9	56,9	0,571
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,12	4,5	1133	9,0	0,25	324	25,5	72,9	0,149
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,15	5,3	1127	27,0	0,36	386	15,7	44,9	0,772
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,20	6,8	1123	9,0	0,28	505	21,4	61,1	0,186
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,22	8,1	1116	40,0	0,46	613	11,2	31,9	0,984
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,34	11,6	1107	9,0	0,35	903	15,7	44,8	0,273
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,42	15,7	1089	49,0	0,67	1297	6,5	18,5	1,000
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,34	22,3	993	89,0	0,34	2582	20,7	59,0	0,995
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,53	56,4	984	11,0	0,53	6753	10,3	29,3	0,534
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,52	89,1	972	137,0	0,77	11159	6,0	17,1	1,000
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,37	146,3	959	9,0	0,37	19280	16,1	45,9	0,264
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,28	51,5	931	25,0	0,55	7610	11,9	34,0	0,859

Tabela 7.3 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cabeça da tira, em uma região no meio da espessura.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,09	2,0	1148	19,0	0,09	137	111,3	317,7	0,057
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,11	3,3	1144	8,0	0,20	232	36,3	103,6	0,080
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,08	3,0	1139	23,0	0,26	209	25,8	73,7	0,446
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,10	3,7	1133	9,0	0,24	263	27,9	79,5	0,133
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,12	4,3	1127	27,0	0,33	314	18,4	52,5	0,694
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,16	5,5	1123	9,0	0,26	410	24,3	69,3	0,159
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,18	6,6	1116	40,0	0,40	498	13,5	38,5	0,958
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,28	9,4	1107	9,0	0,29	734	20,3	58,0	0,199
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,34	12,7	1089	49,0	0,57	1054	8,2	23,5	1,000
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,28	18,1	993	89,0	0,28	2098	28,2	80,4	0,969
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,43	45,9	984	11,0	0,44	5487	13,7	39,1	0,400
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,43	72,4	972	137,0	0,69	9067	7,2	20,6	1,000
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,30	118,8	959	9,0	0,30	15665	22,0	62,7	0,180
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,23	41,9	931	25,0	0,47	6183	15,1	43,1	0,754

Tabela 7.4 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para o corpo da tira, em uma região próxima à superfície da tira.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,17	3,7	1148	12,5	0,17	252	44,4	126,6	0,111
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,21	6,1	1144	14,5	0,36	428	15,0	42,7	0,484
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,14	5,5	1139	16,0	0,33	386	17,3	49,4	0,463
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,18	6,7	1133	16,5	0,36	486	15,1	43,0	0,545
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,22	7,9	1127	18,0	0,38	579	13,8	39,5	0,633
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,30	10,2	1123	20,5	0,44	757	11,1	31,6	0,806
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,34	12,1	1116	24,5	0,42	919	11,7	33,3	0,859
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,51	17,4	1107	32,0	0,57	1355	7,6	21,6	0,995
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,62	23,5	1089	53,5	0,63	1946	6,7	19,1	1,000
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,51	33,5	993	48,0	0,51	3872	11,2	32,1	0,995
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,79	84,7	984	63,0	0,79	10129	5,6	15,9	1,000
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,79	133,6	972	73,5	0,79	16739	5,5	15,8	1,000
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,55	219,4	959	153,5	0,55	28920	8,8	25,0	1,000
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,42	77,3	931	25,0	0,42	11415	16,3	46,6	0,716

Tabela 7.5 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para o corpo da tira, em uma região intermediária.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,11	2,4	1148	12,5	0,11	168	81,5	232,7	0,049
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,14	4,1	1144	14,5	0,25	285	26,5	75,5	0,258
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,10	3,6	1139	16,0	0,28	257	23,0	65,6	0,341
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,12	4,5	1133	16,5	0,31	324	19,9	56,9	0,412
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,15	5,3	1127	18,0	0,32	386	18,2	52,1	0,494
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,20	6,8	1123	20,5	0,37	505	15,2	43,3	0,653
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,22	8,1	1116	24,5	0,35	613	15,9	45,3	0,720
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,34	11,6	1107	32,0	0,44	903	11,4	32,6	0,947
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,42	15,7	1089	53,5	0,44	1297	11,5	32,8	0,997
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,34	22,3	993	48,0	0,34	2582	20,6	58,7	0,897
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,53	56,4	984	63,0	0,56	6753	9,4	26,9	1,000
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,52	89,1	972	73,5	0,52	11159	10,1	29,0	1,000
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,37	146,3	959	153,5	0,37	19280	16,1	45,9	1,000
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,28	51,5	931	25,0	0,28	7610	30,0	85,7	0,415

Tabela 7.6 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para o corpo da tira, em uma região no meio da espessura.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,09	2,0	1148	12,5	0,09	137	111,3	317,7	0,032
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,11	3,3	1144	14,5	0,20	232	35,7	102,0	0,178
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,08	3,0	1139	16,0	0,24	209	28,4	81,0	0,267
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,10	3,7	1133	16,5	0,28	263	23,4	66,7	0,347
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,12	4,3	1127	18,0	0,30	314	21,0	59,9	0,429
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,16	5,5	1123	20,5	0,33	410	17,6	50,3	0,576
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,18	6,6	1116	24,5	0,32	498	18,2	52,0	0,649
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,28	9,4	1107	32,0	0,39	734	13,8	39,4	0,895
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,34	12,7	1089	53,5	0,38	1054	14,5	41,3	0,987
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,28	18,1	993	48,0	0,28	2098	27,5	78,5	0,779
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,43	45,9	984	63,0	0,49	5487	11,7	33,4	0,999
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,43	72,4	972	73,5	0,43	9067	13,8	39,5	0,999
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,30	118,8	959	153,5	0,30	15665	21,9	62,6	1,000
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,23	41,9	931	25,0	0,23	6183	41,0	117,0	0,293

Tabela 7.7 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cauda da tira, em uma região próxima à superfície da tira.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,17	3,7	1148	6,0	0,17	252	44,4	126,6	0,041
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,21	6,1	1144	21,0	0,37	428	14,3	40,9	0,694
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,14	5,5	1139	9,0	0,26	386	24,1	68,9	0,160
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,18	6,7	1133	24,0	0,40	486	13,1	37,3	0,803
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,22	7,9	1127	9,0	0,30	579	19,5	55,6	0,209
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,30	10,2	1123	32,0	0,54	757	8,5	24,3	0,988
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,34	12,1	1116	9,0	0,34	919	15,5	44,2	0,277
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,51	17,4	1107	55,0	0,76	1355	5,1	14,6	1,000
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,62	23,5	1089	58,0	0,62	1946	6,7	19,3	1,000
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,51	33,5	993	7,0	0,51	3872	11,2	32,1	0,300
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,79	84,7	984	115,0	1,15	10129	3,4	9,6	1,000
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,79	133,6	972	10,0	0,79	16739	5,5	15,8	0,796
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,55	219,4	959	298,0	0,71	28920	6,2	17,7	1,000
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,42	77,3	931	25,0	0,42	11415	16,3	46,6	0,716

Tabela 7.8 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cauda da tira, em uma região intermediária.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,11	2,4	1148	6,0	0,11	168	81,5	232,7	0,018
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,14	4,1	1144	21,0	0,25	285	26,0	74,1	0,403
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,10	3,6	1139	9,0	0,24	257	27,3	78,0	0,136
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,12	4,5	1133	24,0	0,33	324	17,7	50,4	0,655
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,15	5,3	1127	9,0	0,26	386	24,6	70,3	0,156
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,20	6,8	1123	32,0	0,42	505	12,5	35,7	0,924
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,22	8,1	1116	9,0	0,26	613	24,4	69,5	0,158
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,34	11,6	1107	55,0	0,56	903	8,3	23,6	1,000
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,42	15,7	1089	58,0	0,42	1297	12,4	35,4	0,998
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,34	22,3	993	7,0	0,34	2582	20,6	58,7	0,142
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,53	56,4	984	115,0	0,82	6753	5,7	16,1	1,000
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,52	89,1	972	10,0	0,52	11159	10,1	29,0	0,493
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,37	146,3	959	298,0	0,63	19280	7,7	21,9	1,000
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,28	51,5	931	25,0	0,28	7610	30,0	85,7	0,415

Tabela 7.9 Resultado da previsão de fração recristalizada de ferrita calculada pelo modelo para a cauda da tira, em uma região no meio da espessura.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _r [mm]	v [m.s ⁻¹]	t _c [s]	ε	ε/t _c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	t _{ep} [s]	ε _a	Z [s ⁻¹]	t _{0,5} [s]	t _{0,95} [s]	X _{RXE}
Rougher	D1	200,0	177,0	2,2	0,05	0,09	2,0	1148	6,0	0,09	137	111,3	317,7	0,012
	D2	177,0	152,2	3,1	0,03	0,11	3,3	1144	21,0	0,20	232	35,3	100,7	0,285
	D3	152,2	137,1	3,1	0,03	0,08	3,0	1139	9,0	0,22	209	31,9	91,1	0,111
	D4	137,1	120,0	3,2	0,03	0,10	3,7	1133	24,0	0,30	263	21,3	60,7	0,560
	D5	120,0	102,5	3,2	0,03	0,12	4,3	1127	9,0	0,25	314	27,0	76,9	0,139
	D6	102,5	82,4	3,2	0,03	0,16	5,5	1123	32,0	0,38	410	14,9	42,6	0,867
	D7	82,4	64,5	3,2	0,03	0,18	6,6	1116	9,0	0,23	498	28,6	81,7	0,128
	D8	64,5	44,6	3,2	0,03	0,28	9,4	1107	55,0	0,48	734	10,4	29,8	0,999
	D9	44,6	28,3	3,2	0,03	0,34	12,7	1089	58,0	0,34	1054	16,9	48,2	0,980
Steckel	F1	28,3	19,6	3,6	0,02	0,28	18,1	993	7,0	0,28	2098	27,3	77,9	0,098
	F2	19,6	11,0	5,8	0,01	0,43	45,9	984	115,0	0,68	5487	7,4	21,2	1,000
	F3	11,0	6,2	6,9	0,01	0,43	72,4	972	10,0	0,43	9067	13,9	39,6	0,355
	F4	6,2	4,2	10,6	0,00	0,30	118,8	959	298,0	0,57	15665	9,0	25,8	1,000
	F5	4,2	3,1	3,6	0,01	0,23	41,9	931	25,0	0,23	6183	41,0	117,0	0,293

Até este ponto, os dados do modelo deveriam ser comparados com a evidência das fotomicrografias advindas das amostras de esboço e de tira laminada quente. Como pôde ser visto no capítulo anterior, embora muitas indicações qualitativas possam ser retiradas das imagens ali apresentadas, o valor da fração recristalizada de ferrita não pôde ser obtido com precisão utilizando-se a metodologia convencional de quantificação de fases. Dessa forma, houve a necessidade de uma quantificação dessas amostras por imagens geradas por EBSD.

Amostras de uma bobina de aço AISI 430 com bitola 3,10mm de espessura e 1060mm de largura, laminada com o mesmo ciclo termomecânico simulado pelo modelo, foram analisadas por EBSD para quantificação do percentual de ferrita recristalizada. A partir dos parâmetros de *spread* e tamanho de grão calculado em *pixels*, foi gerado o mapa de EBSD para cada região da amostra, e este foi estratificado em três. Um mapa para a martensita com o critério de tamanho de grão menor que 4 *pixels*, outro para a ferrita recristalizada com critérios de *spread* menor que 2,5° e tamanho de grão maior que 4

pixels e outro para a ferrita não recristalizada com critério de *spread* maior que 2,5°. O percentual de cada fase foi calculado e os valores obtidos são mostrados na Tabela 7.10.

Para a amostragem realizada na cabeça da tira, foram preparadas mais de uma amostra com tempos de polimento acima de 10h e mesmo assim, o resultado do EBSD não apresentou indexação satisfatória para uma quantificação das frações de ferrita recristalizada e não recristalizada.

Tabela 7.10 Resultado da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD nas amostras do esboço e da tira laminada.

		Esboço		Bobina Laminada a Quente		
		Cabeça	Cauda	Cabeça	Corpo	Cauda
Próximo à Borda	Ferrita Rex	95,4%	94,8%	-	80,5%	65,1%
	Ferrita Nrex	4,6%	5,2%	-	19,5%	34,9%
Intermediário	Ferrita Rex	95,5%	94,9%	-	36,1%	31,0%
	Ferrita Nrex	4,5%	5,1%	-	63,9%	69,0%
Centro da Espessura	Ferrita Rex	77,7%	80,0%	-	28,7%	69,2%
	Ferrita Nrex	22,3%	20,0%	-	71,3%	30,8%

A Figura 7.3 mostra como exemplo, o mapa de EBSD gerado para a amostra do corpo da tira no campo próximo à superfície. Como esperado, a maior parte da fração recristalizada está próxima à superfície do material, afetada pela deformação por cisalhamento e menor temperatura. À medida que se distancia da superfície do material, grãos não recristalizados vão aparecendo com maior frequência.

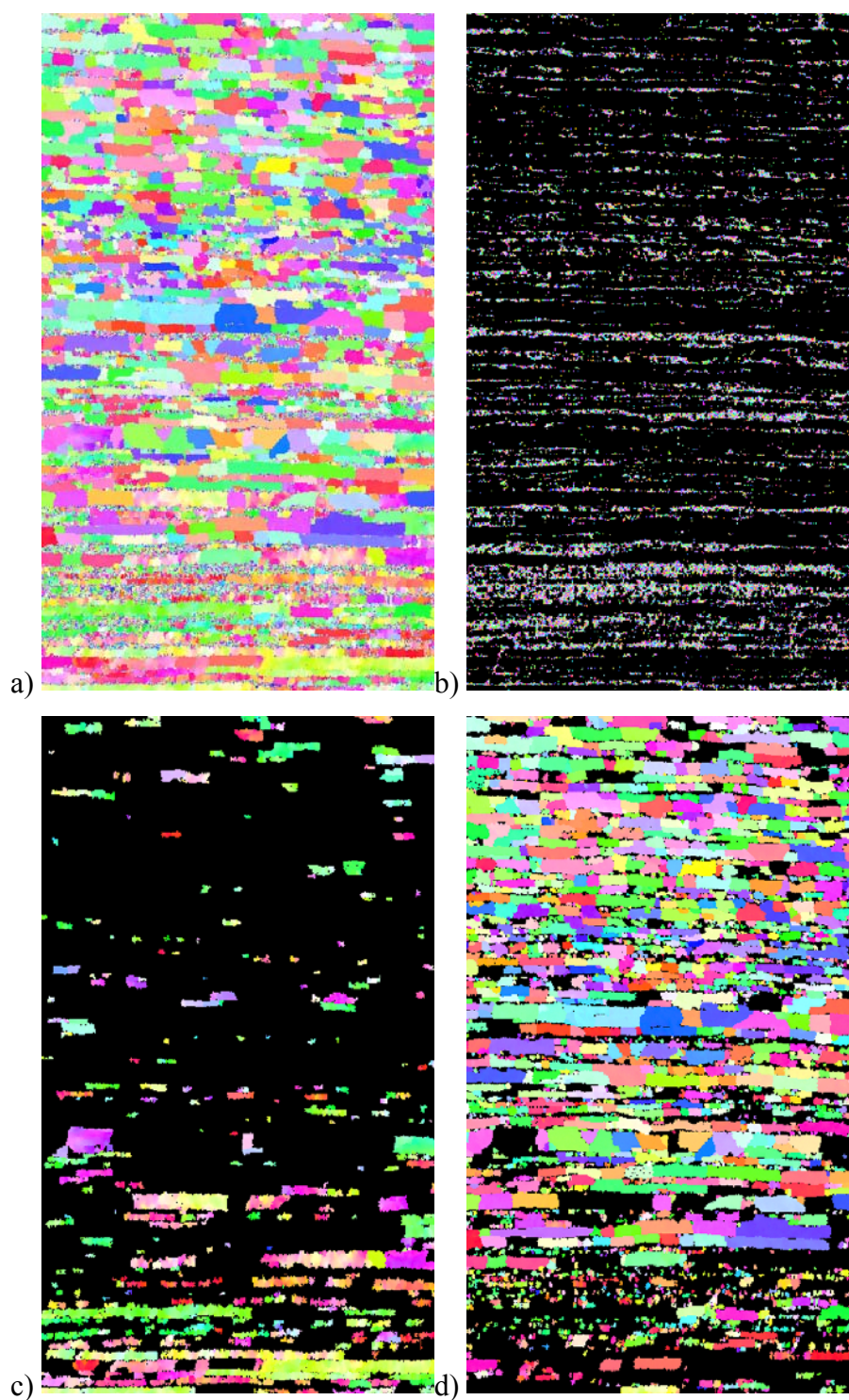


Figura 7.3 Exemplo de mapa gerado por EBSD com step de 1 μm . Amostra do corpo de uma tira de aço AISI 430 de 3,10mm de espessura laminada a quente. Região próxima à superfície da tira, sendo: a) mapa completo; b) 15,0% de martensita; c) 16,6% de ferrita não recristalizada; d) 68,4% de ferrita recristalizada.

Uma comparação da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD com a fração de ferrita recristalizada calculada pelo modelo são apresentados na Tabela 7.11 e Tabela 7.12. Os resultados do modelo foram obtidos com o melhor ajuste para o gradiente de deformação ao longo da espessura da tira.

Tabela 7.11 Comparação da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD com a fração de ferrita recristalizada calculada pelo modelo com a utilização dos parâmetros calculados por Glez⁽¹⁹⁾ para o esboço da tira após laminação de desbaste.

	Cabeça do Esboço		Cauda do Esboço	
	Modelo	EBSD	Modelo	EBSD
Superfície	1,000	0,954	1,000	0,948
Intermediário	1,000	0,955	0,998	0,949
Centro	1,000	0,797	0,980	0,800

Tabela 7.12 Comparação da fração recristalizada de ferrita medida por EBSD com a fração de ferrita recristalizada calculada pelo modelo com a utilização dos parâmetros calculados por Glez⁽¹⁹⁾ para a tira após laminação de acabamento.

	Cabeça da Tira		Corpo da Tira		Cauda da Tira	
	Modelo	EBSD	Modelo	EBSD	Modelo	EBSD
Superfície	0,961	-	0,716	0,805	0,716	0,651
Intermediário	0,859	-	0,415	0,361	0,415	0,310
Centro	0,754	-	0,293	0,287	0,293	0,692

7.2 Discussão

Os melhores resultados do modelo de previsão da fração de ferrita recristalizada foram obtidos com os parâmetros calculados por Glez, apresentados na Tabela 4.2 e utilizando-se a equação (7.5). Ajustes nos parâmetros para diferenciar a deformação em função do ponto tomado ao longo da espessura foram necessários. Este parâmetro foi ajustado para a região próxima à superfície em 1,2 vezes a deformação, para o centro da espessura em 0,65 vezes a deformação e para uma região intermediária em 0,8 vezes a deformação.

Em uma análise com o uso de um modelo matemático, realizada com um plano de passes da Usina de Carlan, Glez obteve resultados de 97,1% de recristalização após a laminação de desbaste em 5 passes e 66% de recristalização após a laminação de acabamento em 7 passes para uma bobina de aço FS30, com composição química similar ao AISI 430.

O gradiente de microestrutura que é observado ao longo da espessura das tiras de aço inoxidável ferrítico laminados a quente, é devido a alguns fatores como profundidade da deformação por cisalhamento, como mencionado anteriormente, o quanto de redução por passe, a utilização ou não de lubrificação no contato do cilindro de trabalho com o material alterando as condições de atrito, a geometria dos cilindros de trabalho e também o sentido de laminação (sentido único ou reversível)⁽⁵⁾.

Sem a previsão da quantidade de deformação por cisalhamento e de deformação plana ao longo da espessura e dos outros fatores citados acima, não é possível se ter um bom resultado na previsão da microestrutura final, que está ligada diretamente a esta variável. A utilização de coeficientes para variar a deformação ao longo da espessura da tira, para se conseguir uma aproximação dos resultados medidos por EBSD, não garantem um resultado satisfatório no caso de alterações expressivas no ciclo termomecânico simulado. A equação utilizada, proposta na literatura, não contempla algumas dificuldades para a modelagem dos aços ferríticos. Para modelar o gradiente ao longo da espessura, existe a necessidade de se desenvolver equações que contemplem este gradiente de deformação e de temperatura para tornar o modelo mais preciso.

A qualidade dos resultados da quantificação da fração de ferrita recristalizada com o uso da técnica EBSD é diretamente dependente da qualidade da preparação da amostra, principalmente na fase de polimento final. Polimentos foram refeitos, e em alguns casos até 10 horas de polimento em máquinas automáticas foram necessários para se obter uma boa qualidade de indexação dos pontos. Mesmo assim, para a amostra da cabeça da tira, a indexação não foi satisfatória para possibilitar a separação e a quantificação das fases presentes.

7.3 Conclusões

O ciclo termomecânico da laminação via Steckel é complexo pelas diferenças de tempos e temperatura entre cabeça, corpo e cauda da tira. O presente modelo é uma primeira aproximação da solução da questão. Mesmo sendo bastante simplificado, o modelo é capaz de prever tendências na mesma direção das observadas na linha de laminação, como:

- Previsão de recristalização superior a 80% após desbaste, independentemente da posição da amostra;
- O modelo prevê corretamente uma maior recristalização na cabeça e na superfície do esboço, em contraste com uma menor recristalização no centro da cauda;
- O modelo também prevê a tendência observada na laminação após acabamento, em que há uma maior “fragmentação” na região do corpo da bobina do que na cauda.

O uso de microscopia ótica para a quantificação de fração de ferrita recristalizada no aço AISI 430 após laminação a quente é impraticável. As fotomicrografias com o uso de luz polarizada melhoram a visualização em relação à microscopia ótica convencional, mostrando a orientação dos grãos, mas também não resolvem o problema. Estas técnicas podem ser usadas como preparatórias para o EBSD, que é um recurso escasso e que demanda maior tempo de preparação da amostra e de uso do microscópio eletrônico de varredura. O uso do EBSD torna a quantificação da fração de ferrita recristalizada possível com resultados de maior confiabilidade e repetibilidade.

8 - SIMULAÇÃO DO PROCESSO INDUSTRIAL VIA MODELAGEM FÍSICA (ENSAIO DE TORÇÃO A QUENTE)

A laminação do aço AISI 430 na bitola de 3,10mm de espessura por 1060mm de largura foi simulada em máquina de torção a quente com o objetivo de avaliar a capacidade de reproduzir o ciclo termomecânico deste material em escala de pesquisa.

Para a realização dos ensaios de torção a quente, o ciclo térmico característico do processo de laminação do aço AISI 430 (Figura 6.5) foi simplificado para que a deformação de desbaste se desse de forma isotérmica com uma temperatura de 1130°C. Esta simplificação foi possível devido ao pequeno gradiente de temperatura observado durante a laminação de desbaste. Esta alteração no ciclo térmico foi simulada no modelo desenvolvido e não mostrou alterações significativas na fração de ferrita recristalizada final. Os ciclos propostos para as condições de laminação de cabeça, corpo e cauda da bobina estão apresentados na Tabela 8.1.

Tabela 8.1 Ciclo termomecânico para a simulação por torção a quente de desbaste e acabamento para as condições de cabeça, corpo e cauda da bobina.

	Passe	Esp _i [mm]	Esp _f [mm]	ϵ	ϵ/t_c [s ⁻¹]	T ₃ [°C]	Tempo entre Passe [s]		
							Cabeça	Corpo	Cauda
Rougher (Desbaste)	D1	200,0	177,0	0,1404	2,0	1130,0	19,0	12,5	6,0
	D2	177,0	152,2	0,1734	2,0	1130,0	8,0	14,5	21,0
	D3	152,2	137,1	0,1203	2,0	1130,0	23,0	16,0	9,0
	D4	137,1	120,0	0,1531	2,0	1130,0	9,0	16,5	24,0
	D5	120,0	102,5	0,1816	2,0	1130,0	27,0	18,0	9,0
	D6	102,5	82,4	0,2510	2,0	1130,0	9,0	20,5	32,0
	D7	82,4	64,5	0,2811	2,0	1130,0	40,0	24,5	9,0
	D8	64,5	44,6	0,4261	2,0	1130,0	9,0	32,0	55,0
	D9	44,6	28,3	0,5202	2,0	1130,0	49,0	53,5	58,0
Steckel	F1	28,3	19,6	0,4258	2,0	1000,0	89,0	48,0	7,0
	F2	19,6	11,0	0,6594	2,0	990,0	11,0	63,0	115,0
	F3	11,0	6,2	0,6551	2,0	975,0	137,0	73,5	10,0
	F4	6,2	4,2	0,4580	2,0	960,0	9,0	153,5	298,0
	F5	4,2	3,1	0,3465	2,0	930,0	25,0	25,0	25,0

Antes da realização do ensaio de torção, o ciclo térmico definido para o ensaio foi aferido para garantir que as deformações programadas fossem realizadas nos tempos e temperaturas especificadas. O ciclo térmico utilizado para a região do corpo da tira e o ciclo térmico do processo industrial nesta região são comparados na Figura 8.1.

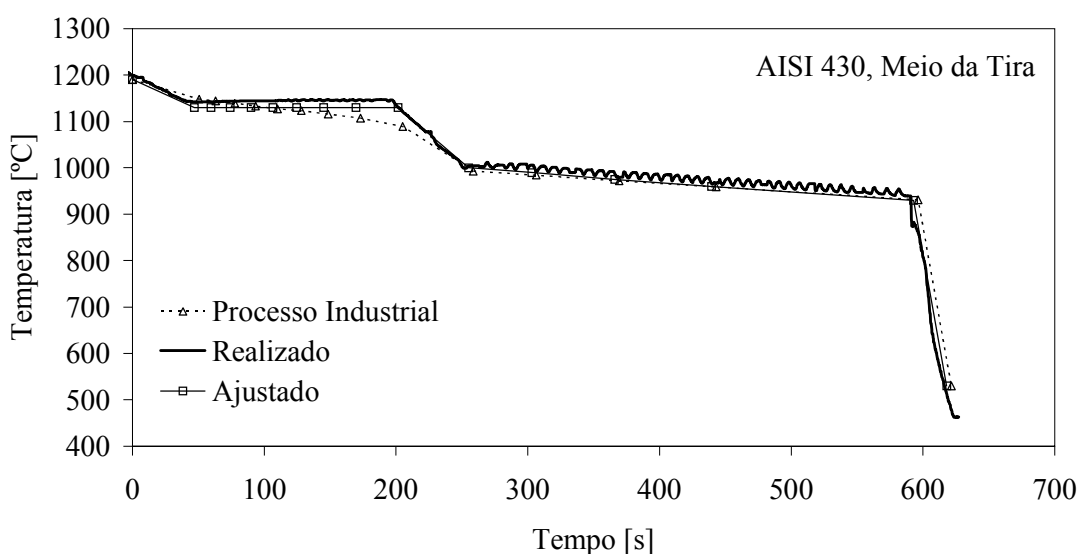


Figura 8.1 Comparação do ciclo térmico utilizado no ensaio de torção a quente.

O corpo de prova foi montado com uma folga axial entre o cabeçote da máquina que é acoplado ao motor hidráulico e a parte rebaixada do mesmo. Esta folga tem o objetivo de absorver as variações de comprimento do corpo de prova devido à dilatação térmica e também a deformações no sentido axial durante a execução do ensaio.

Foi realizado um total de seis ensaios de torção a quente para simular as condições de deformação nas posições de cabeça, corpo e cauda da bobina após a laminação de desbaste para obter a microestrutura do esboço, e também nas posições de cabeça, corpo e cauda da bobina após a laminação de desbaste e de acabamento, para obter a microestrutura final da bobina. Todos os ensaios foram realizados com os corpos de prova protegidos em atmosfera de argônio para evitar oxidação.

Para a simulação da laminação de desbaste, o ensaio de torção foi interrompido imediatamente antes da primeira deformação de acabamento e o corpo de prova foi resfriado com água para preservar a microestrutura nesta condição. Para a simulação da laminação de acabamento, logo após a última deformação, o corpo de prova foi resfriado com gás hélio para simular a taxa de resfriamento do processo industrial e obter a microestrutura final da bobina.

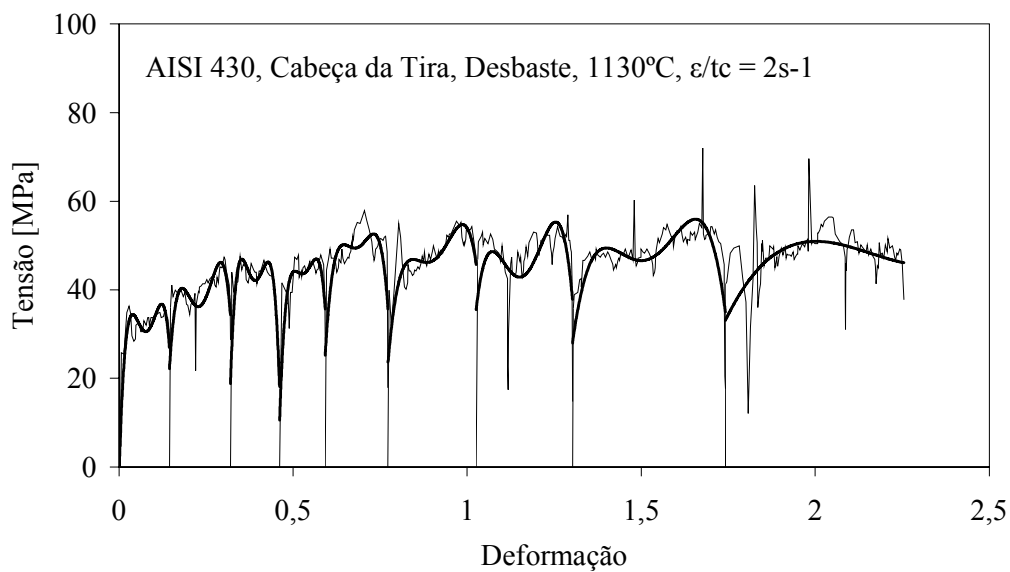
8.1 Resultados

Curvas tensão-deformação foram geradas a partir do ensaio de torção a quente e são apresentadas da Figura 8.2 à Figura 8.4. Uma regressão polinomial de quarto grau foi adicionada a cada passe simulado para melhor visualizar a tendência de cada curva.

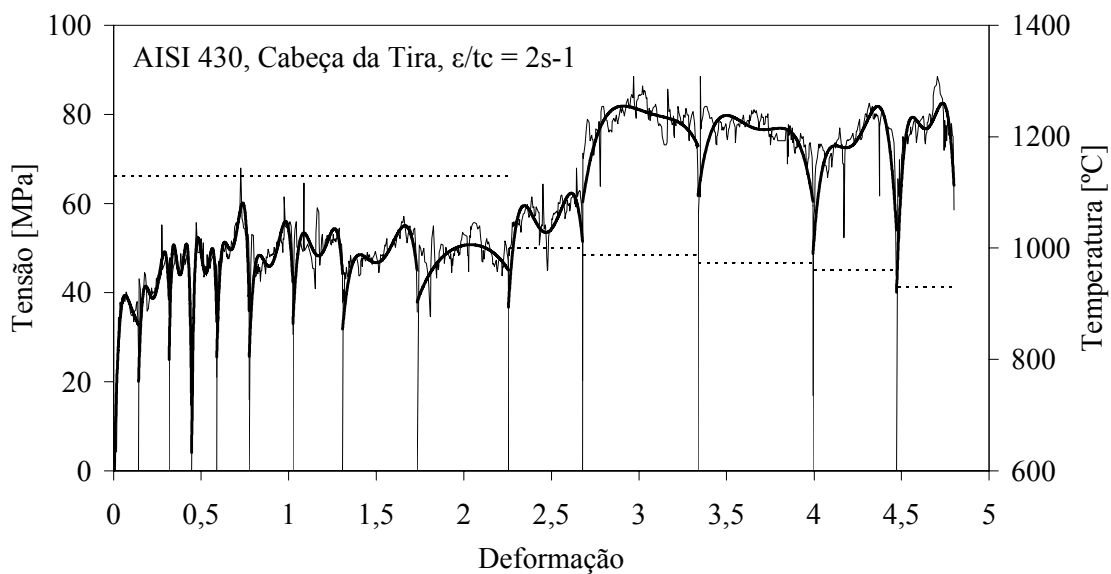
A partir da curva tensão-deformação, foi calculada a tensão média de escoamento a cada passe de laminação (TME). A TME foi calculada pela integração da tensão em relação à deformação dividida pelo intervalo de deformação considerado. Mesmo com a forma complexa apresentada pela curva gerada no ensaio de torção a quente, este cálculo pôde ser facilmente executado com os recursos disponíveis no *software* Origin[®].

Foi calculada também, a TME do processo de laminação a quente de um ciclo igual ao simulado por torção. Neste cálculo, a TME foi calculada dividindo-se a carga de laminação pela área de contato com o material. A carga de laminação foi calculada a partir de variáveis de processo registradas por *softwares* de monitoramento da planta industrial (Anexo II). Os dados de largura e arco de contato foram calculados a partir das variáveis do processo de laminação obtidas a partir de registros do modelo matemático de *setup* dos laminadores (Anexo I).

A comparação da tensão média por passe, obtida por ensaio de torção a quente, com a tensão média por passe da laminação industrial, tanto para o ciclo de desbaste em função do passe de laminação quanto para o ciclo de acabamento em função do inverso da temperatura absoluta, são mostradas na Figura 8.5, na Figura 8.6 e na Figura 8.7.

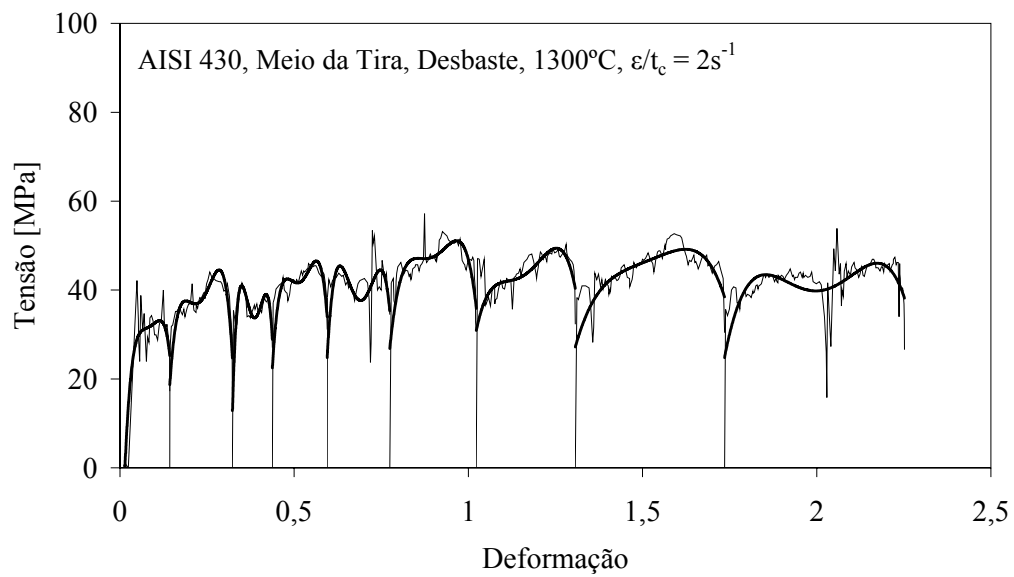


(a)

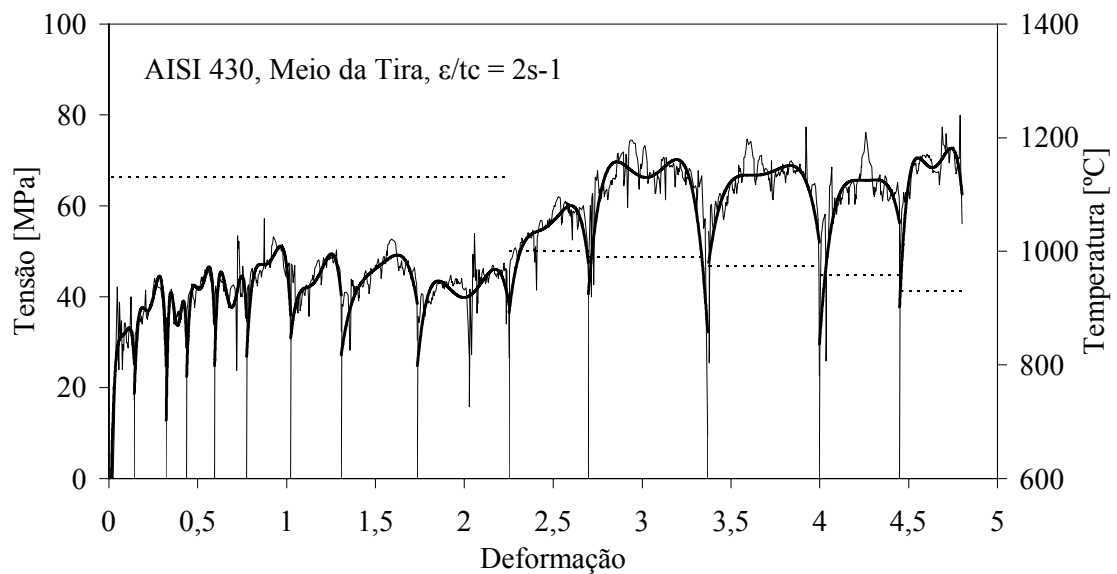


(b)

Figura 8.2 Curvas tensão-deformação obtidas de ensaio de torção a quente simulando (a) ciclo de desbaste e (b) ciclo de desbaste e de acabamento de amostra representando o processamento termomecânico da cabeça da tira.



(a)



(b)

Figura 8.3 Curvas tensão-deformação obtidas de ensaio de torção a quente simulando (a) ciclo de desbaste e (b) ciclo de desbaste e de acabamento de amostra representando o processamento termomecânico do corpo da tira.

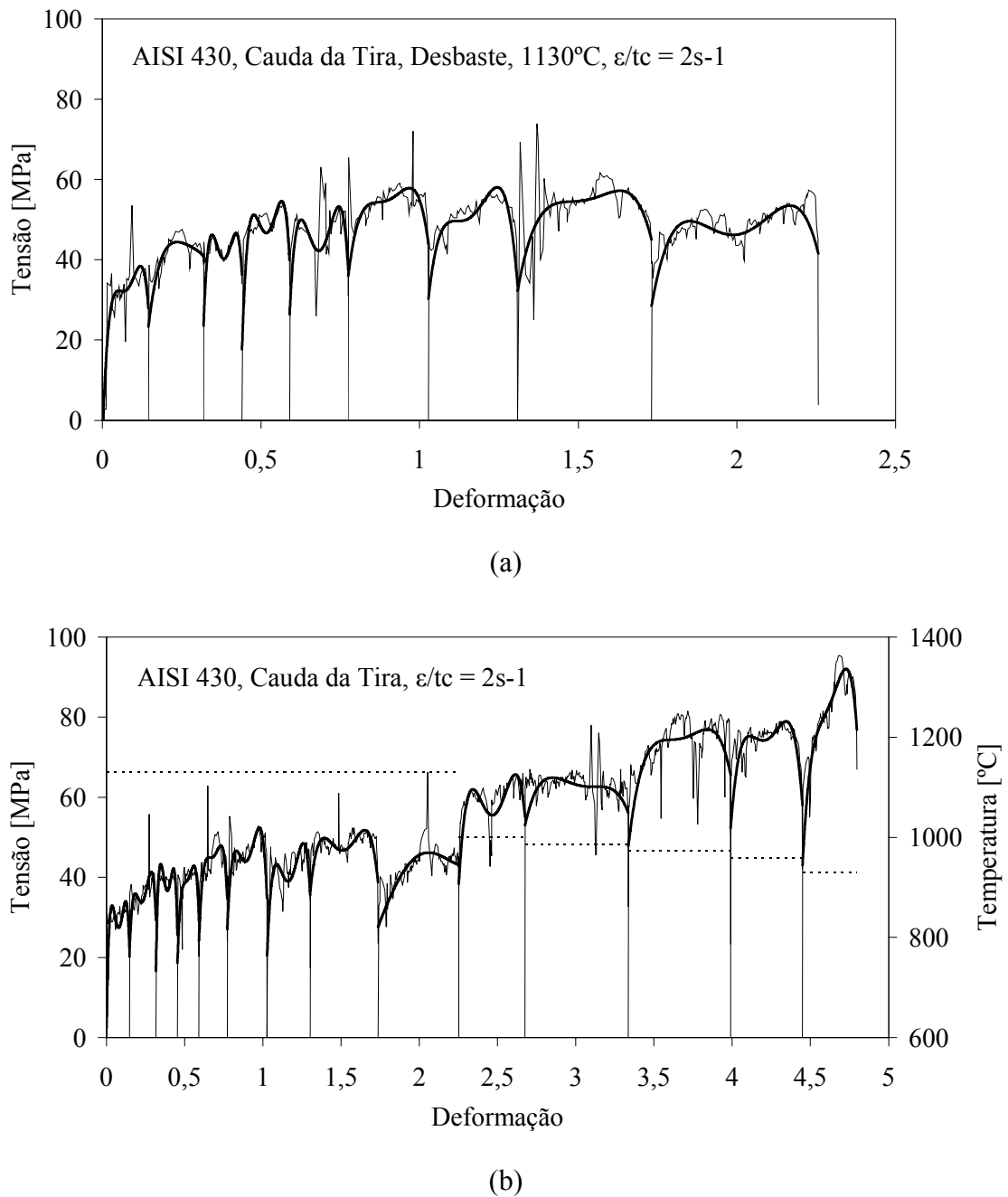
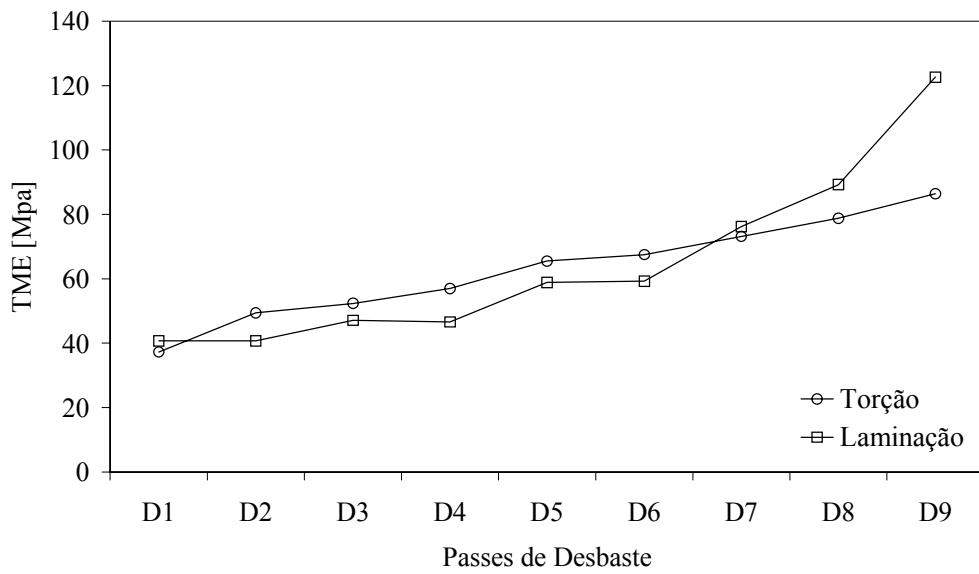
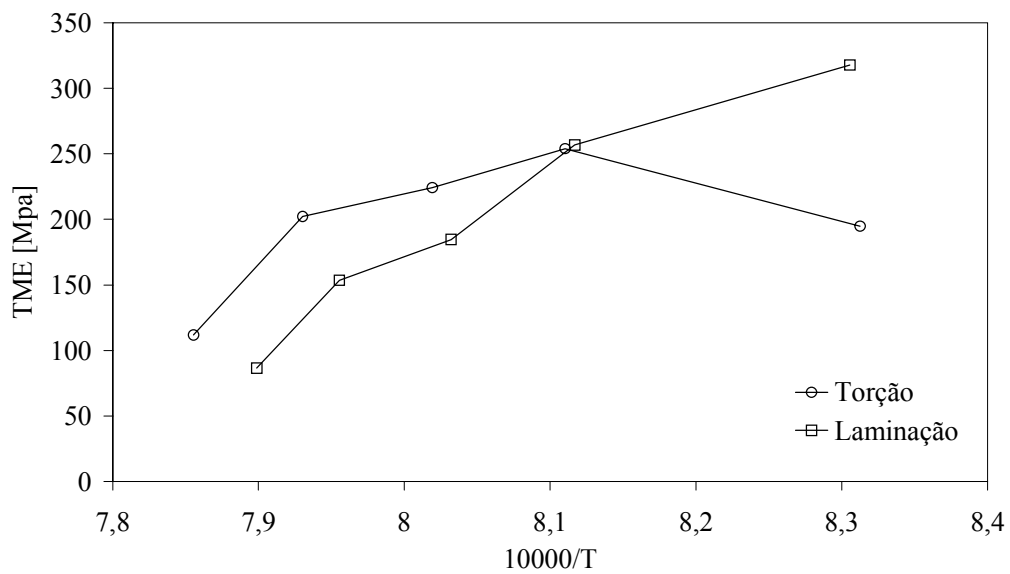


Figura 8.4 Curvas tensão-deformação obtidas de ensaio de torção a quente simulando (a) ciclo de desbaste e (b) ciclo de desbaste e de acabamento de amostra representando o processamento termomecânico da cauda da tira.

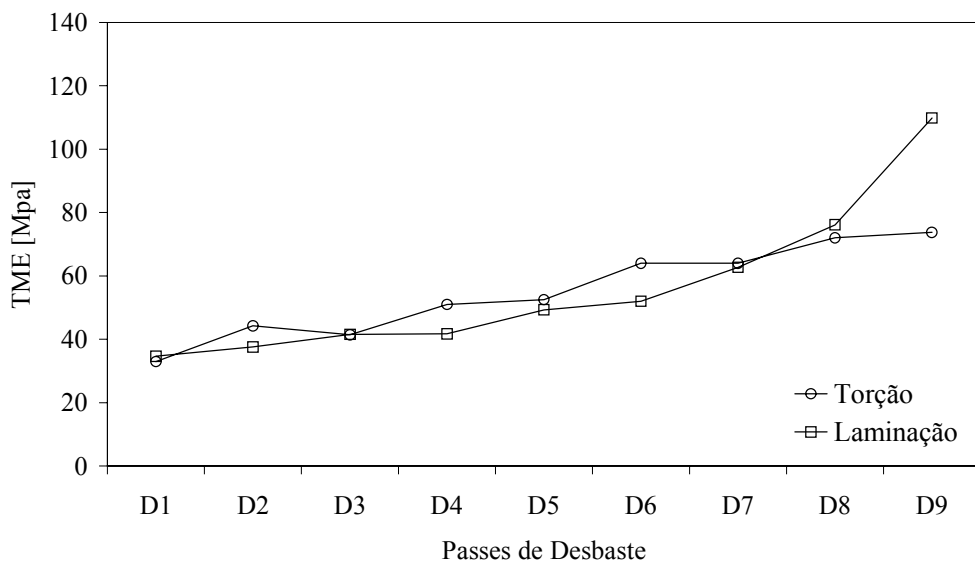


(a)

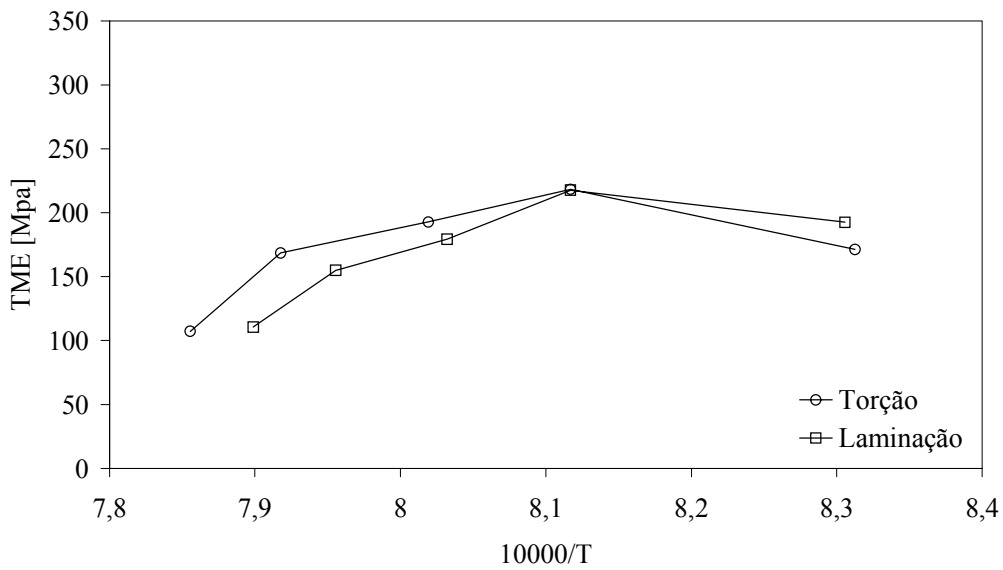


(b)

Figura 8.5 Comparação entre as tensões médias obtidas do ensaio de torção e da laminação industrial para os ciclos: (a) cabeça da tira no desbaste. (b) cabeça da tira no acabamento.

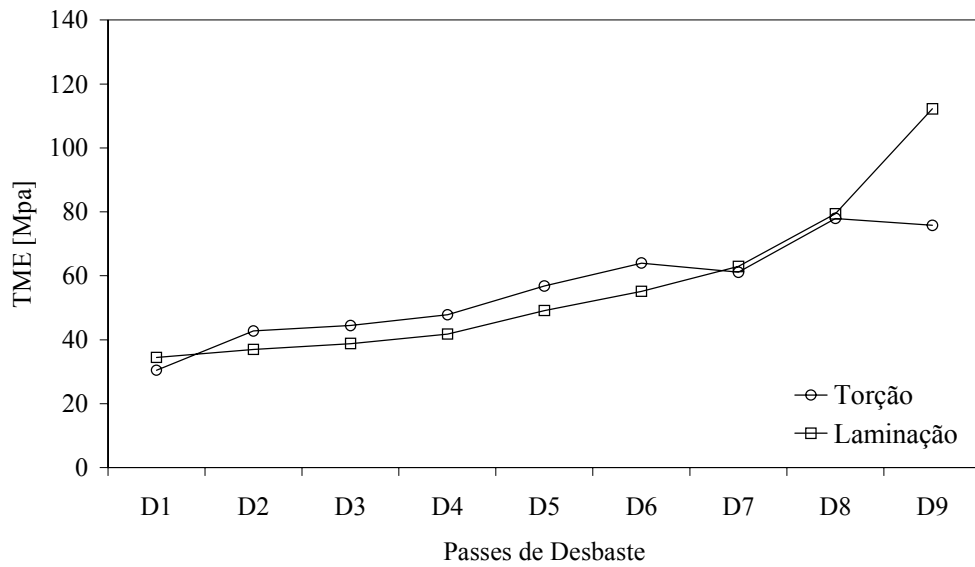


(a)

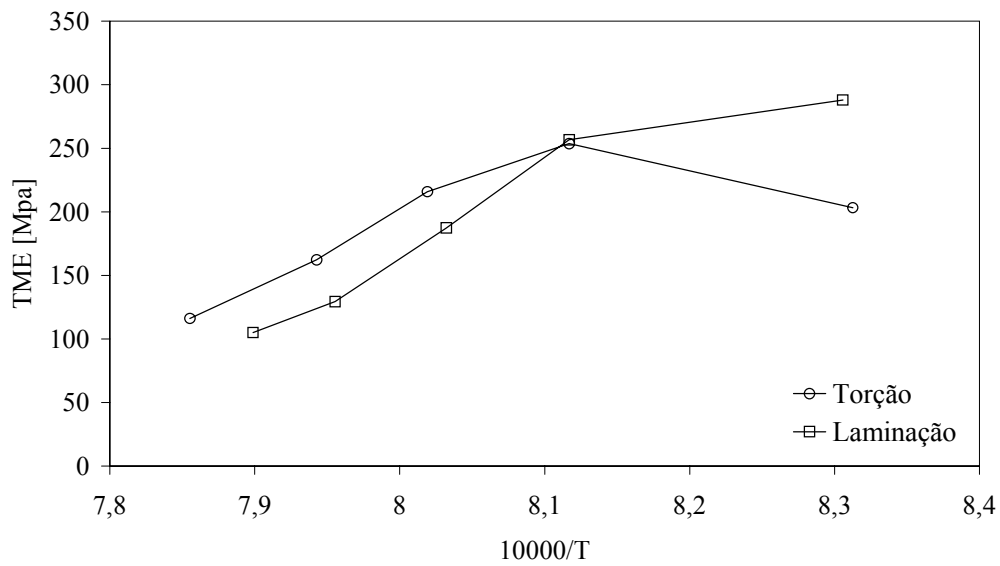


(b)

Figura 8.6 Comparação entre as tensões médias obtidas do ensaio de torção e da laminação industrial para os ciclos: (a) corpo da tira no desbaste. (b) corpo da tira no acabamento.



(a)



(b)

Figura 8.7 Comparação entre as tensões médias obtidas do ensaio de torção e da laminação industrial para os ciclos: (a) cauda da tira no desbaste. (b) cauda da tira no acabamento.

A Figura 8.8 mostra fotomicrografias óticas de corpos de prova deformados por torção a quente. De um modo geral, o aspecto dessas fotomicrografias é parecido com aqueles mostrados da Figura 6.10 à Figura 6.14. Observa-se também neste caso, martensita bandeada com ferrita recristalizada nas amostras do desbaste (Figura 8.8a para cabeça e Figura 8.8c para cauda), porém com a inclinação característica da deformação por cisalhamento proveniente do ensaio de torção. As amostras deformadas com o ciclo termomecânico de desbaste e acabamento (Figura 8.8d para cabeça, Figura 8.8e para corpo e Figura 8.8f para a cauda) apresentam uma estrutura mais fragmentada, observada também nas amostras da laminação, na região mais próxima à superfície.

Aparentemente, há uma maior quantidade de fração volumétrica de ferrita nas amostras de torção que nas de laminação industrial. Muito provavelmente isto ocorreu por alguma perda de carbono durante a execução do ensaio. Este problema já foi observado anteriormente em trabalho experimental de torção a quente para este aço, sendo necessário diminuir a perda de carbono e de nitrogênio pela adição de atmosfera rica em nitrogênio em substituição ao argônio puro utilizado neste ensaio. Trabalhos anteriores sugerem uma mistura de 85% de argônio e 15% de nitrogênio para reduzir esta descarbonetação superficial na amostra⁽¹⁷⁾.

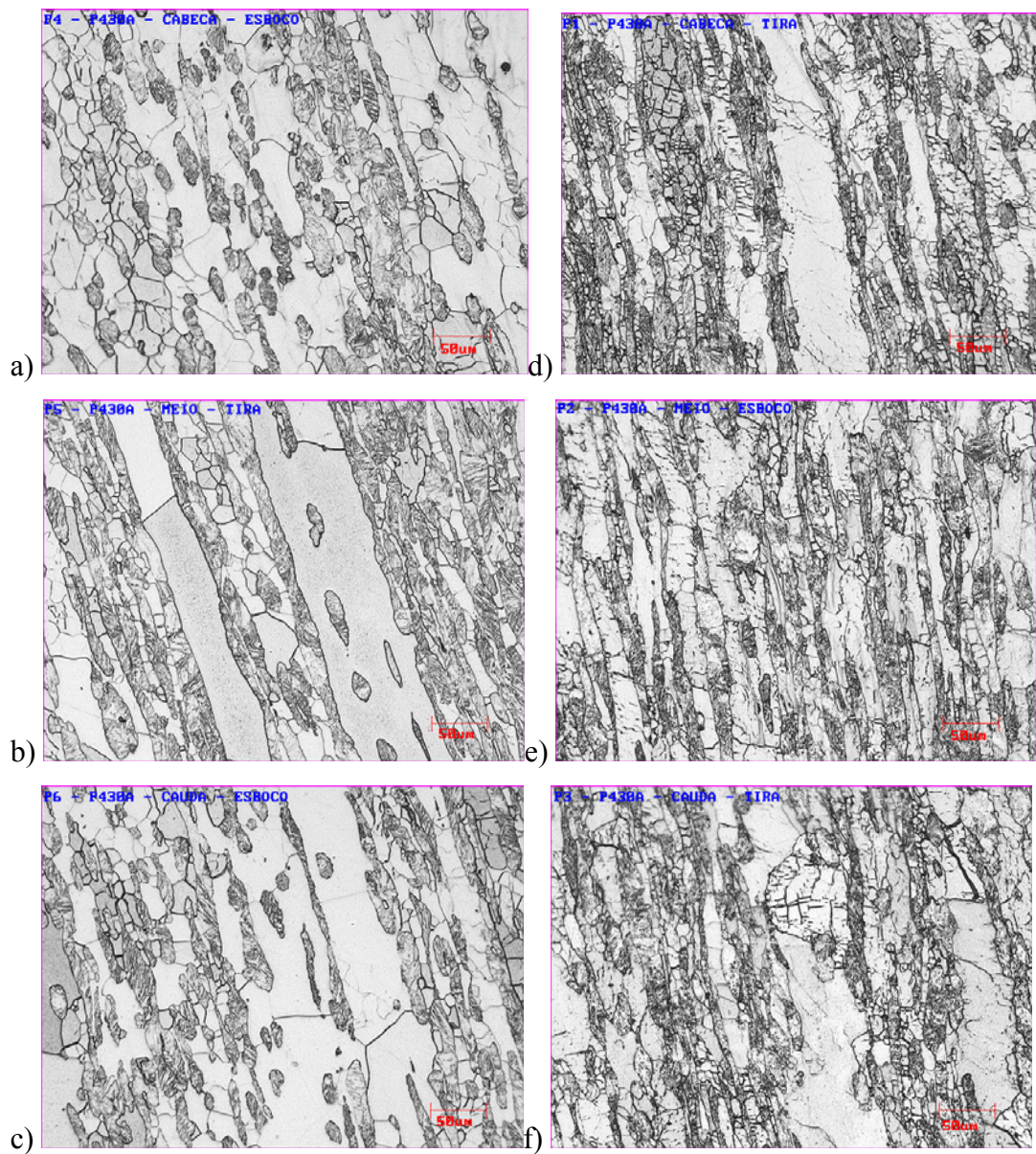


Figura 8.8 Fotomicrografias óticas de corpos de prova deformados por torção a quente. Ciclo de desbaste: (a) cabeça, (b) corpo e (c) cauda da tira. Ciclo de desbaste e acabamento (d) cabeça, (e) corpo e (f) cauda da tira.

A partir das fotomicrografias das amostras deformadas por torção, foram calculadas também as frações de ferrita e de martensita presentes. Conforme foi descrito anteriormente, as frações médias das fases presentes foram calculadas a partir de cinco campos obtidos de cada amostra.

Os resultados das frações de ferrita e de martensita que foram calculados das amostras de esboço após laminação de desbaste e da tira após a laminação de acabamento são apresentados na Tabela 8.2 e na Tabela 8.3.

Tabela 8.2 Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras deformadas por torção a quente simulando o desbaste.

Posição	Ferrita Média	Martensita Média	Desvio Padrão
Cabeça	72,6%	27,4%	8,3%
Corpo	62,6%	37,4%	9,0%
Cauda	69,8%	30,2%	5,5%

Tabela 8.3 Percentuais de ferrita e de martensita obtidos a partir da microscopia ótica em amostras deformadas por torção a quente simulando o desbaste e o acabamento.

Posição	Ferrita Média	Martensita Média	Desvio Padrão
Cabeça	62,2%	37,8%	9,0%
Corpo	59,0%	41,0%	6,9%
Cauda	66,8%	33,2%	6,5%

A Tabela 8.4 mostra uma comparação entre a fração de ferrita quantificada a partir das amostras laminadas a quente e resfriadas na zona úmida com a fração de ferrita quantificada a partir das amostras deformadas por torção a quente simulando o mesmo ciclo termomecânico do processo industrial. Exceto pela posição de cauda da tira, observa-se resultados muito próximos entre o processo industrial e o ensaio de torção a quente, quanto à fração de ferrita presente.

Tabela 8.4 Comparação entre as frações de ferrita obtidas a partir das amostras após laminação de acabamento no Steckel e resfriamento na zona úmida e das amostras deformadas por torção a quente simulando o processo industrial.

Posição	Torção	Linha
Cabeça	62,20%	58,63%
Corpo	59,00%	59,33%
Cauda	66,80%	53,40%

8.2 Discussão

Curvas tensão-deformação

No caso da simulação por torção da deformação de desbaste, as curvas tensão-deformação foram obtidas de ensaios isotérmicos. A temperatura usada foi de 1130°C em todos os 9 passes do desbaste. Na laminação industrial, o primeiro passe foi dado a 1148°C e o último a 1089°C. As diferenças entre as temperaturas dos passes da torção e da laminação industrial foram acomodadas por uma menor taxa de deformação. Na verdade, dos 9 passes da laminação de desbaste, os 4 primeiros foram aplicados praticamente a temperatura constante e os seguintes tiveram as suas temperaturas variando de aproximadamente 1130°C a 1090°C. Infelizmente não foi possível acompanhar com o equipamento existente a variação da temperatura ao longo do ensaio de torção. Apenas as temperaturas no momento da deformação foram registradas manualmente a partir do resultado da medição do termopar acoplado ao corpo de prova. No caso da simulação por torção da deformação de acabamento, o perfil de temperaturas foi exatamente o perfil da laminação industrial.

Por outro lado, no caso das microestruturas, as obtidas por torção foram similares às de final de desbaste da laminação industrial, isto é, ferrita recristalizada, grãos maiores nas amostras representando a cauda do esboço e também com martensita fragmentada, todas estas, características que apareceram nas amostras da laminação industrial.

As curvas tensão-deformação mostram oscilações que foram consideradas como sendo de duas naturezas distintas: uma relacionada a ruídos provenientes do próprio ensaio de torção a quente, que é representado nas curvas por picos e oscilações de grande amplitude entre pontos consecutivos e outra oscilação observada, está relacionada provavelmente aos grãos com orientação preferencial, sendo deformados primeiro. Além de outros fatores, isto pode ser explicado pelo fato de que em ensaios de torção a quente, realizados a partir de amostras de aço ferrítico provenientes de placas ou de esboço de tira com grãos grandes, a deformação torna-se instável. Esta instabilidade deve-se aos grãos com posição cristalográfica preferencial que se deformam antes dos outros.

Curvas tensão-média versus 10000/T

O ensaio de torção a quente foi realizado com as mesmas deformações praticadas na laminação industrial, os mesmos níveis de temperatura para a simulação de desbaste e as mesmas temperaturas para a simulação de acabamento, porém, as taxas de deformação na simulação por torção a quente são diferentes da laminação industrial, principalmente na laminação de acabamento, que tem taxas de deformação muito altas.

Em função destas diferenças entre o ensaio de torção e a laminação industrial, uma correção da TME calculada a partir das curvas tensão-deformação foi realizada em função da diferença da taxa de deformação.

Uma comparação entre as tensões médias por passe, obtidas por ensaio de torção a quente, com as tensões médias por passe, calculadas a partir da laminação industrial, mostrou seguir o mesmo padrão passe a passe no desbaste e no acabamento, como mostrado da Figura 8.5 à Figura 8.7. Uma exceção é observada para o último passe que foi laminado a 1090°C, temperatura mais baixa do que a utilizada para a deformação realizada na simulação do último passe por torção. Conseqüentemente, os dados de laminação apresentaram tensões médias sempre superiores aos de torção, neste caso.

Pela comparação das curvas da Figura 8.6 que representa a variação da TME para o corpo da tira, observa-se tanto para o ciclo de desbaste (a), quanto para o ciclo de acabamento (b) uma coerência na variação da TME por passe.

Ensaio de torção a quente com o aço AISI 430 podem ser realizados com o objetivo de verificar se a deformação com temperaturas mais baixas podem fragmentar mais a estrutura ferrítica e também, permitir um acúmulo de energia de deformação para possibilitar uma recristalização mais eficiente do material na etapa de recozimento em caixa.

Fotomicrografias

Observa-se na microestrutura das amostras de aço AISI 430 deformadas por torção a quente, simulando o ciclo de desbaste, uma diferença de microestrutura entre a amostra deformada com o ciclo da região de cabeça da tira com a amostra deformada com o ciclo da região de cauda da tira. Para a cauda (Figura 8.8c), são observados grãos maiores de ferrita e na cabeça (Figura 8.8a) a estrutura está mais fragmentada.

O aspecto geral da microestrutura das amostras de aço AISI 430 deformadas por torção a quente (Figura 8.8a,b,c), simulando o ciclo de desbaste e de acabamento, se assemelham à microestrutura da região próxima à superfície da tira laminada a quente (Figura 6.12a, Figura 6.13a e Figura 6.14a), ou seja, uma estrutura mais fragmentada, mas com presença de bandeamento no sentido da deformação. Esta semelhança provavelmente está relacionada com o tipo de deformação por cisalhamento que é predominante na região superficial da tira laminada a quente.

Também para as fotomicrografias oriundas da deformação por torção a quente, muitas indicações qualitativas podem ser retiradas das imagens, mas o valor da fração recristalizada de ferrita não pôde ser obtido com precisão utilizando-se a metodologia convencional de quantificação de fases pelos mesmos motivos apresentados

anteriormente. Neste caso, as técnicas com o uso de EBSD, também devem ser empregadas.

8.3 Conclusões

As curvas representando o desbaste foram obtidas via deformação isotérmica. Sendo assim, o aspecto da curva mostrou-se quase como o de uma curva contínua até a deformação próxima de 2,25. A partir dessa deformação, as curvas obtidas da torção mostraram um crescimento com a queda de temperatura.

As curvas de tensão média têm o mesmo formato, tanto as advindas do ensaio de torção a quente quanto às da laminação industrial.

As microestruturas apresentadas nas amostras de torção a quente seguem as mesmas tendências das apresentadas pela laminação, isto é, maior recristalização e presença de martensita mais fragmentada nas amostras simulando a saída do desbaste. No caso das amostras simulando o final do acabamento, as de torção apresentam martensita e ferrita bandada, como no caso da laminação, porém, menos severamente.

9 - CONCLUSÕES FINAIS

Observou-se recristalização estática após a laminação de desbaste, tanto para a região de cabeça, como para a região de cauda do esboço.

Existe uma diferença sensível na microestrutura de amostras deformadas comparando-se a região de cabeça, corpo e cauda da tira. Isto é atribuído às diferenças de tempo, temperatura e deformação durante o processamento da região amostrada. Esta variação no ciclo termomecânico é responsável pela diferença na microestrutura final.

Uma fração de martensita um pouco acima da esperada foi observada nas tiras após a laminação a quente.

O modelo desenvolvido é capaz de prever tendências na mesma direção das observadas na linha de laminação industrial.

O uso de microscopia ótica para a quantificação da fração de ferrita recristalizada no aço AISI 430 após laminação a quente é impraticável. As fotomicrografias com o uso de luz polarizada melhoram a visualização em relação à microscopia ótica convencional, mas também não resolvem o problema. O uso do EBSD torna esta quantificação possível e de maior confiabilidade nos resultados.

As curvas de tensão média têm o mesmo formato tanto nas advindas do ensaio de torção a quente quanto às da laminação industrial, permitindo analisar a resistência do material em termos comparativos com outros materiais ou com outros planos de redução propostos para o aço AISI 430.

As microestruturas apresentadas nas amostras de torção a quente seguem as mesmas tendências das apresentadas pelas amostras de laminação.

10 - RECOMENDAÇÕES

Estudar o gradiente de deformação entre superfície e centro da espessura da tira, e acoplar uma possível solução ao modelo de previsão da fração recristalizada.

Usar o modelo para pesquisar cenários possíveis para aumentar a fração recristalizada de ferrita e executar testes em escala industrial.

Incluir no modelo uma funcionalidade de previsão de carga de laminação. Este cálculo pode ser realizado em função dos resultados de TME calculados a partir das curvas geradas pelo ensaio de torção a quente.

Aperfeiçoar a metodologia de quantificação da fração recristalizada de ferrita com o uso da técnica por EBSD, dando ênfase à preparação das amostras para melhorar a indexação.

Desenvolver uma atmosfera apropriada para executar o ensaio de torção a quente com os aços ferríticos AISI 430 para evitar a descarbonetação do corpo de prova durante a execução do ensaio.

Estudar a influência da evolução da textura nas cargas de laminação e na microestrutura final obtida no processo de laminação a quente do aço AISI 430.

11 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SEMINÁRIO INOX, nº 1, 2000, Roças Novas. *Módulo Geral*. Timóteo, 2000.
2. BAROUX, B. The 17% Cr Ferritic Stainless Steels. In: LACOMBE, P., BAROUX, B., BERANGER, G. *Stainless Steels*. 1ª ed. Les Ulis, France: Les Éditions de Physique, 1993. cap.14, p.505-534.
3. 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 INOX BRASIL, trabalho não publicado, 2004.
4. 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, p.21-37.
5. BARBOSA, R., OLIVEIRA, T. 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.
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. 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.

8. 7MONTHAILLET, F., JONAS, J.J. Dynamic Recrystallization, *Encyclopedia of Applied Physics*, v.16, p.205-225, 1996.
9. 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.
10. 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.
11. MCQUEEN, H.J., RYAN, N.D. Constitutive analysis in hot working. *Materials Science and Engineering*. v.A322, p.43-63. 2002.
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. cap.10, p.132-160.
13. KIM, S., YOO, Y. Continuous Dynamic Recrystallization of AISI 430 Ferritic Stainless Steel. *Metals and Materials*, v.8, n.1, p.7-13, 2002.
14. 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.
15. 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.
16. 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.

17. 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.
18. 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)
19. GLEZ, J.C., FLORES, V. Recrystallization kinetics of the grades FS30 and FT21 after hot torsion. Uginé & Alz, trabalho não publicado, 2005.
20. YOSHIMURA, H., ISHII, M. Recrystallization behaviours of 17Cr ferritic stainless steel during hot rolling. *ISIJ*, p.74-81, 1983.
21. 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.
22. 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)
23. 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.
24. KVAERNER METALS CLECIM. **P.L.A.T.E. Model**, 1977, 173p.

25. FERREIRA, J.S. Efeito da Fração Volumétrica de Martensita, Formada no Resfriamento após Recozimento Intercrítico, no Grau de Estriamento, Propriedades Mecânicas e Estampabilidade de um Aço Tipo AISI 430. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, 2005 (59-63 e 70-82)
26. TAKESHITA, T., HARASE, J., YADA, H. Effects of Partial $\alpha \leftrightarrow \gamma$ Transformation on Recrystallization after Hot Deformation in 17% Cr Stainless Steel. *ISIJ*, p.432-438, 1987.
27. MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. *ISIJ*, v.36, n.6, p.720-728, 1996.
28. HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*, v.32, n.12, p.1329-1338, 1992.
29. 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.
30. BRACKE, L., VERBEKEN, K., KESTENS, L., PENNING, J. Recrystallization Behaviour of an austenitic high Mn Steel. *Material Science Forum*, v.558-559, p.137-142, 2007.

ANEXOS

Anexo I

Slab Id : 742301E02 Cast : 742301 Grade : P430A (INOX)
 Steel with dispersoidal: YES Initial RM a13 = -0.00413 a14 = 6.6195 antec = 4
 ST a13 = -0.00411 a14 = 6.5939

DIMENSIONS :

PDI : Thickness : 200.00 mm Width : 1065.0 mm Temperature : 1190 øC Length : 13036 mm Furnace: NEW WALK Furnace
 TARGETS : Thickness : 3.10 mm Width : 1060.0 mm Temperature : 750 øC Min : 600 øC Max : 950 øC
 Crown : 0.080 mm Min : 0.040 mm Max : 0.120 mm

ROLLS :

	EDGER			ROUGHER		STECKEL	
	in [mm]	Diameter	Crown	Diameter	Crown	Diameter	Crown
Top back-up roll				1442.60	0.10	1365.00	0.00
Top working (or left vertical) roll ...	789.60		0.00	889.90	-0.15	688.00	-0.08
Bottom working (or right vertical) roll	789.60		0.00	890.00	-0.15	688.00	-0.08
Bottom back-up roll				1463.60	0.10	1466.00	0.00
Wear coefficient for Work roll.....	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0		

Phase : 2 ROUGHER Descaling code : A2 Number of passes : 9 Rolling time : 159 s OPT Mode
 Init. scheduled : T x W x L = 200.00 x 1077.9 x 13137 mm3 Crown = 0.000 mm Time = 40.51 s Temp. = 1153 øC
 Init. realised : T x W x L = 200.00 x 1077.9 x 13137 mm3 Crown = 0.000 mm Time = 21.00 s Temp. = 1163 øC
 trans = 1.0000 width offset = -10.00

Pas	H	Thick	Thi	Widt	Longu	Bombe	Plan/	Tsur	D	Tmoy	Fmes	Tension	Force	Cam	Tdrop	Curr	Vite	Gap	Torq	Slip	Engag	Dur	Cont	
		mm	meas	mm	m	Buck	BuckW	ex		ex	T	Ent	Ext	tonne	ton	+	kg	m/s	mm	tm	%	s	s	
V	1s	201.59	0.00	1068	13.2	209.56	33	1040	0	1145	0	0.0	0.0	68.9	0	0	1.24	2.5	1064.6	6.7	0.2	54.1	5	C606
V	1r	201.13	0.00	1071	13.1	207.20	32	0	0	0	0	0.0	0.0	52.2	0	0	0.29	1.7	1068.1	5.0	0.1	45.3	8	0
H	1s	177.37	0.00	1075	14.9	0.113	0	1038	1	1147	54	0.0	0.0	796.7	0	0	5.6	2.8	176.6	53.7	2.2	55.2	5	C702
H	1r	177.01	0.00	1077	14.9	0.095	0	0	1	1148	599	0.0	0.0	764.0	0	0.000	4.2	2.2	176.7	40.4	2.2	47.0	7	0
H	2s	152.79	0.00	1080	17.2	0.113	0	1039	1	1145	17	0.0	0.0	815.6	0	0	6.5	3.2	152.0	54.5	2.5	58.2	6	C704
H	2r	152.24	0.00	1080	17.2	0.098	0	0	1	1144	646	0.0	0.0	818.6	0	0.000	5.6	3.1	151.8	43.6	2.5	60.0	6	0
V	3s	153.98	0.00	1063	17.3	163.85	31	1040	0	1139	0	0.0	0.0	65.9	0	0	1.46	3.0	1060.0	6.7	0.3	69.5	6	A021
V	3r	153.98	0.00	1063	17.3	163.84	31	0	0	0	0	0.0	0.0	64.9	0	0	0.34	2.4	1060.0	6.6	0.3	72.9	7	0
H	3s	137.32	0.00	1071	19.3	0.093	0	1039	1	1140	35	0.0	0.0	585.3	0	0	4.0	3.2	137.2	33.9	2.1	70.4	6	C704
H	3r	137.12	0.00	1071	19.3	0.091	0	0	1	1139	569	0.0	0.0	579.5	0	0.000	4.9	3.1	136.9	33.2	2.1	74.0	7	0
H	4s	120.21	0.00	1073	22.0	0.091	0	1036	1	1135	1	0.0	0.0	585.6	0	0	4.0	3.2	120.0	33.8	2.4	85.1	7	C704
H	4r	120.03	0.00	1073	22.0	0.093	0	0	1	1133	608	0.0	0.0	585.3	0	0.000	4.3	3.2	119.7	35.2	2.4	90.0	7	0
V	5s	121.21	0.00	1058	22.1	129.29	28	1037	0	1126	0	0.0	0.0	50.2	0	0	0.99	2.8	1055.2	4.8	0.2	100.9	8	A021
V	5r	121.15	0.00	1059	22.1	128.92	28	0	0	0	0	0.0	0.0	47.9	0	0	0.24	2.4	1056.0	4.6	0.2	104.8	9	0
H	5s	102.58	0.00	1065	25.9	0.097	0	1037	1	1128	62	0.0	0.0	655.8	0	0	4.5	3.2	102.2	38.3	3.0	101.9	8	C704
H	5r	102.50	0.00	1066	25.9	0.102	0	0	1	1127	706	0.0	0.0	654.2	0	0.000	5.7	3.2	101.9	41.2	3.0	106.0	8	0

H	6s	82.32	0.00	1068	32.2	0.107	0	1048	0	1124	8	0.0	0.0	780.3	0	0	5.6	3.2	81.6	47.2	3.8	119.0	10	C704
H	6r	82.40	0.00	1068	32.2	0.111	0	0	0	1123	825	0.0	0.0	778.2	0	0.000	5.7	3.2	81.5	49.8	3.8	123.0	10	0
V	7s	83.17	0.00	1053	32.3	90.11	25	1054	0	1115	0	0.0	0.0	39.5	0	0	0.72	2.6	1050.0	3.8	0.3	136.8	12	A021
V	7r	83.13	0.00	1054	32.3	89.81	25	0	0	0	0	0.0	0.0	37.9	0	0	0.18	2.2	1050.9	3.6	0.2	140.7	15	0
H	7s	64.47	0.00	1059	41.5	0.112	0	1055	0	1118	66	0.0	0.0	850.1	0	0	5.4	3.2	63.6	45.7	4.5	137.8	13	C704
H	7r	64.53	0.00	1060	41.4	0.118	0	0	0	1116	920	0.0	0.0	853.5	0	0.000	6.4	3.2	63.4	49.3	4.5	142.0	13	0
H	8s	44.52	0.00	1062	59.9	0.137	0	1057	0	1109	-7	0.0	0.0	1157.4	0	0	7.3	3.2	42.9	60.7	6.5	159.5	18	C704
H	8r	44.55	0.00	1062	59.9	0.140	0	0	0	1107	1191	0.0	0.0	1167.4	0	0.000	7.6	3.2	42.8	62.4	6.5	164.0	18	0
H	9s	28.00	0.00	1080	95.1	0.155	0	1052	0	1092	88	0.0	0.0	1389.3	0	0	7.4	3.2	25.9	61.6	8.4	186.7	28	C004
H	9r	28.34	0.00	1064	93.9	0.172	0	1067	0	1089	1577	0.0	0.0	1385.8	0	0.000	8.2	3.2	25.8	69.4	8.3	191.0	28	0

Slab Id : 742301E02

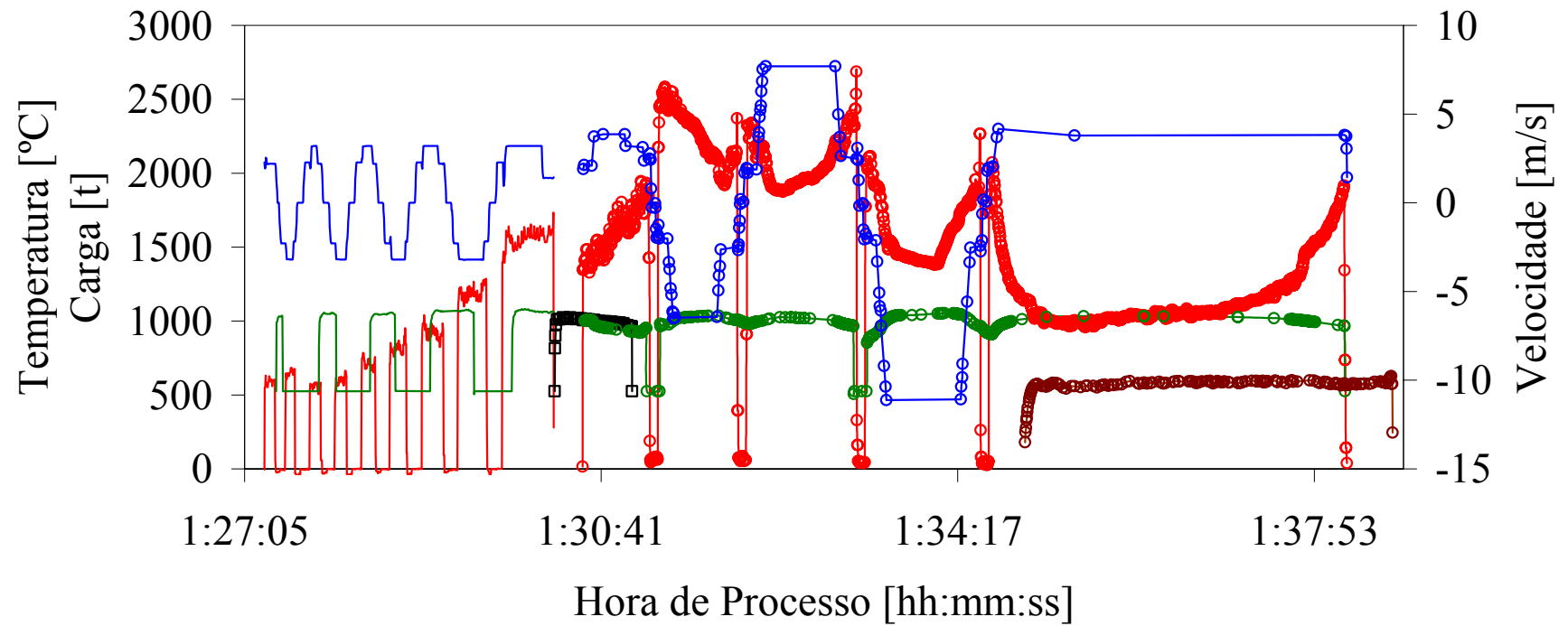
CROP SHEAR

Measured Temperature : 1007.2 øC
 Measured Width : 0 mm min: 0 mm max: 0 mm
 Sequencia Laminada : RM = 56 SM = 3
 Data : Thu Jun 7 01:26:31 2007

Phase : 3 STECKEL Descaling code : A5 Number of passes : 5 Rolling time : 358 s OPT Mode
 Init. scheduled : T x W x L = 28.34 x 1063.3 x 93835 mm3 Crown = 0.146 mm Time = 215.06 s Temp. = 1067 øC
 Init. realised : T x W x L = 28.34 x 1064.0 x 93464 mm3 Crown = 0.172 mm Time = 214.00 s Temp. = 1077 øC
 trans = 0.8548 width offset = -10.00

Pas	H	Thick	Thi	Widt	Longu	Bombe	Plan/	Tsur	D	Tmoy	Fmes	Tension	Force	Cam	Tdrop	Curr	Vite	Gap	Torq	Slip	Engag	Dur	Cont	
		mm	meas	mm	m	Buck	BuckW	ex		ex	T	Ent	Ext	tonne	ton	+dgap	kA	m/s	mm	tm	%	s	s	
AA																								
H	1s	19.50	0.00	1080	135.7	0.092	0	989	0	1012	-16	0.0	11.0	1383.1	20	-85	5.1	3.3	16.2	21.2	7.2	232.7	42	C704
H	1r	19.57	19.46	1065	135.2	0.104	0	945	1	993	1487	0.0	11.8	1301.6	62	0.000	6.0	3.6	15.7	26.5	7.1	240.0	39	0
H	2s	10.96	0.00	1066	241.3	0.119	0	964	0	983	38	11.0	9.3	1887.7	20	-40	7.6	5.2	6.5	31.5	11.2	283.0	47	C004
H	2r	11.03	0.00	1066	239.8	0.104	0	916	0	984	2043	9.0	10.4	1902.9	122	0.000	10.0	5.8	6.1	34.0	11.1	286.0	43	0
H	3s	6.17	0.00	1066	427.9	0.081	51	959	0	971	-14	9.3	6.9	1930.0	20	-30	6.8	6.2	1.6	23.8	12.0	332.6	68	C004
H	3r	6.24	6.13	1066	423.4	0.079	35	1018	0	972	1893	7.8	6.5	1937.4	27	0.000	8.1	6.9	1.7	23.3	11.8	340.0	61	0
H	4s	4.20	0.00	1067	629.6	0.067	84	952	0	961	6	7.0	5.3	1503.0	20	-74	6.3	11.0	0.3	12.6	8.8	405.0	63	A904
H	4r	4.19	0.00	1067	630.5	0.063	48	988	0	959	1364	4.7	5.6	1491.0	20	0.000	5.7	10.3	0.6	11.4	8.9	411.0	66	0
H	5s	3.10	0.00	1067	852.1	0.049	0	934	0	944	-8	5.3	0.0	1122.1	58	-94	2.6	7.8	-0.2	7.5	6.9	480.2	110	B914
H	5r	3.15	3.10	1067	838.6	0.050	0	976	0	931	992	4.0	0.0	929.4	27	0.000	1.3	3.6	0.2	6.5	6.6	486.0	223	0

Anexo II



- Carga de Laminação no Rougher
- Temperatura de Laminação no Rougher
- Temperatura de Tesoura
- Carga de Laminação no Steckel
- Temperatura do Pirômetro de Entrada no Steckel
- Temperatura de Entrada da Bobinadeira Final
- Velocidade de Laminação no Rougher
- Velocidade de Laminação no Steckel