

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO E DA EVOLUÇÃO  
MICROESTRUTURAL DURANTE A LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE DE  
AÇOS C-Mn VIA DEFORM<sup>TM</sup>3D

Antonio Lourenço Batista de Souza

São Carlos

2015



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO TERMOMECAÂNICO E DA EVOLUÇÃO  
MICROESTRUTURAL DURANTE A LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE DE  
AÇOS C-Mn VIA DEFORM<sup>TM</sup>3D

Antonio Lourenço Batista de Souza

Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência  
e Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de MESTRE EM  
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Oscar Balancin  
Coorientador: Dr. Rodrigo Bresciani Canto  
Agência Financiadora: CNPq

São Carlos  
2015

Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da Biblioteca Comunitária UFSCar  
Processamento Técnico  
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

S729a Souza, Antonio Lourenço Batista de  
Análise do comportamento termomecânico e da  
evolução microestrutural durante a laminação de tiras  
a quente de aços C-Mn via DEFORMtm3D / Antonio  
Lourenço Batista de Souza. -- São Carlos : UFSCar,  
2015.  
65 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de  
São Carlos, 2015.

1. Laminação de tiras a quente. 2. Simulação  
numérica. 3. DEFORMtm3D. 4. Evolução microestrutural.  
I. Título.

À minha família  
pelo companheirismo, paciência, carinho e amor  
nos momentos de dificuldade e alegria.

## **VITAE DO CANDIDATO**

Graduação em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2011)



Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

---

**Folha de Aprovação**

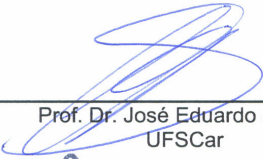
---

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Antonio Lourenço Batista de Souza, realizada em 26/02/2015:



---

Prof. Dr. Oscar Balancin  
UFSCar



---

Prof. Dr. José Eduardo Spinelli  
UFSCar



---

Prof. Dr. Antonio Augusto Gorni  
Usiminas





## **AGRADECIMENTOS**

Aos meus pais, Antonio e Angélica, por acreditarem na importância do estudo e por sempre me apoiarem e incentivarem na busca da evolução intelectual e humana. E também ao meu irmão Luís Henrique pela amizade e cumplicidade, que juntos formamos a família.

Ao professor e orientador Dr. Oscar Balancin pela orientação, paciência e apoio que foram de fundamental importância para a execução deste trabalho.

Ao professor Dr. Rodrigo Bresciani Canto pelo apoio neste trabalho.

Aos colegas de laboratório, pelos momentos compartilhados e por todo apoio necessário a realização deste projeto.

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais (PPG-CEM) pelo apoio e pela oportunidade de crescimento intelectual.

A todos os meus amigos e familiares, pelo incentivo, pela preocupação dedicada a mim e por compartilharem de uma forma ou de outra desta etapa da minha vida.

E a todos aqueles que não foram citados, mas que de alguma forma contribuíram para com este trabalho.



## RESUMO

Aperfeiçoar o processamento dos aços é um dos principais focos da indústria metalúrgica devido à necessidade de materiais mais resistentes e produtos com menor peso, além das especificações cada vez mais rigorosas impostas pelos compradores. O conhecimento e controle da cinética dos fenômenos que ocorrem durante o processamento mecânico a quente como a recristalização, a precipitação e o crescimento de grão são mandatórios para o refinamento do tamanho dos grãos, o qual é um parâmetro que determina as propriedades dos produtos semiacabados. No processo de laminação de tiras a quente o material é submetido a sequências de deformação constituídas de cinco a sete passes, realizando uma operação contínua. Vários caminhos têm sido seguidos para investigar o processamento industrial, podem-se citar como exemplos a utilização de plantas pilotos, a simulação física e a simulação numérica. O objetivo deste trabalho foi, portanto, modelar o processo de laminação de tiras a quente, possibilitando analisar como os parâmetros do processo tais como temperatura, deformação, taxa de deformação e tamanho de grão austenítico evoluem durante a laminação de aços C-Mn, utilizando o software DEFORM<sup>TM</sup>3D, desenvolvido para análises de processos de conformação. Foram simulados sete passes de laminação de um processo industrial descrito na literatura. Os resultados mostraram uma boa concordância entre os valores de carga e temperatura simulados com os valores medidos na planta industrial, indicando que o modelo utilizado para representar o processo é adequado. A reconstrução numérica do processamento mostra claramente a presença de gradientes de deformação, de temperatura e de taxa de deformação durante a laminação de tiras a quente, gerando gradientes microestruturais. A evolução da laminação minimiza os gradientes, todavia alguns ainda permanecem no final da laminação. Esse estudo mostrou a eficácia do modelo em prever a evolução microestrutural do aço em um processo de laminação a quente.



**ANALYSIS OF THERMOMECHANICAL BEHAVIOR AND  
MICROSTRUCTURAL EVOLUTION DURING HOT STRIP ROLLING OF C-Mn  
STEEL BY DEFORM<sup>TM</sup>3D**

**ABSTRACT**

Improving the steel processing is a major focus of the metallurgical industry because the need of materials and products with lower weight and more strength, in addition to increasingly stringent specifications imposed by buyers. The knowledge and kinetic control of the phenomena that occur during hot processing such as recrystallization, precipitation and grain growth are mandatory for the grain size refinement, which is a parameter that determines the properties of semi-finished products. In hot strip rolling the material is subjected to deformation schedules consisting of five to seven passes, with rolling mill arranged one in front of the other, performing a continuous operation. Over the years, several paths have been followed to investigate the industrial processing. One can cite as examples the use of pilot plants, physical simulations, and numerical simulations. The objective of this study was, therefore, to model the process of the hot strip rolling, enabling the analysis of how the process parameters such as temperature, strain, strain rate and austenitic grain size evolve during rolling of the C-Mn steels, using the commercial software DEFORM<sup>TM</sup>3D developed for forming processes analysis. Seven rolling passes of an industrial process described were simulated. The results shown a good agreement of the load and temperature levels attained during simulation with the literature values, indicating that the model used to represent the industrial rolling process is suitable. The numerical reconstruction of processing shows clearly the presence of the strain, temperature and strain rate gradients during hot strip rolling mill, generating microstructural gradients. The evolution of rolling process minimizes the gradients, but some ones still remain at the end of rolling process. Thus, this study shows the effectiveness of the model to predict the evolution of the microstructure in a hot rolling process.



## PUBLICAÇÕES

- Souza, A. L. B.; Canto, R. B.; Balancin, O. Laminação a Quente: Simulação Numérica Acoplada com a Evolução Microestrutural. Revista ABM – Metalurgia, Materiais & Mineração, vol. 70, pag. 499-503, 2014.
- Souza, A. L. B.; Rocco, F. O.; Canto, R. B.; Balancin, O. Simulação Computacional do Processo de Laminação de Tiras a Quente. Anais do 21º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, pág. 4307-4314, 2014.
- Souza, A. L. B.; Canto, R. B.; Balancin, O. Análise da Evolução Microestrutural na Laminação de Tiras a Quente usando Método de Elementos Finitos, In: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. Anais do 51º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos - Internacional; Foz do Iguaçu, Brasil; 2014. Disponível em: [www.abmbrasil.com.br/anais/laminacao-2014](http://www.abmbrasil.com.br/anais/laminacao-2014).





## ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO . . . . .	i
AGRADECIMENTOS . . . . .	iii
RESUMO . . . . .	v
ABSTRACT . . . . .	vii
PUBLICAÇÕES . . . . .	ix
ÍNDICE DE TABELAS . . . . .	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS . . . . .	xv
LISTA DE SÍMBOLOS . . . . .	xix
LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS . . . . .	xxi
1 INTRODUÇÃO . . . . .	1
1.1 Objetivo . . . . .	2
1.2 Justificativa . . . . .	2
2 REVISÃO DA LITERATURA . . . . .	5
2.1 Introdução . . . . .	5
2.2 Fundamentos Teóricos . . . . .	6
2.2.1 Tensão e Deformação Efetivas . . . . .	6
2.2.2 Fundamentos Metalúrgicos da Deformação a Quente . . . . .	7
2.2.2.1 Encruamento . . . . .	8
2.2.2.2 Recuperação Estática e Dinâmica . . . . .	8
2.2.2.3 Cinética de Recristalização Estática . . . . .	9
2.2.2.4 Cinética de Recristalização Dinâmica . . . . .	11
2.2.2.5 Cinética de Recristalização Metadinâmica . . . . .	14
2.2.2.6 Deformação Acumulada entre Passes . . . . .	16
2.2.2.7 Evolução do Crescimento de Grão . . . . .	16
2.2.3 Transferência de Calor . . . . .	17
2.2.4 Processo de Laminação . . . . .	18
2.2.4.1 Laminação Controlada . . . . .	19

3	MATERIAIS E MÉTODOS	23
3.1	Material	23
3.2	Métodos	23
3.2.1	Caracterização do Processo Industrial	24
3.2.2	Caracterização do Material	25
3.2.3	Interação entre Objetos	28
3.2.4	DEFORM <sup>TM</sup> 3D	29
4	ANÁLISE DE SENSIBILIDADE	33
4.1	Fator de Atrito	33
4.2	Coeficiente de Transferência de Calor por Condução	33
4.3	Temperatura dos Cilindros de Laminação	37
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
5.1	Validação do Modelo	39
5.1.1	Carga de Laminação	39
5.1.2	Temperatura de Laminação	40
5.1.3	Evolução da Geometria	41
5.2	Gradiente de Temperatura	42
5.3	Gradientes de Deformação e de Taxa de Deformação	43
5.4	Recristalização	47
5.5	Tamanho de Grão Austenítico	49
5.6	Efeito da Temperatura de Entrada	50
5.6.1	Carga de Laminação	50
5.6.2	Temperatura de Laminação	51
5.6.3	Deformação	52
5.6.4	Tamanho de Grão	52
6	CONCLUSÕES	57
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	59
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61

**ÍNDICE DE TABELAS**

Tabela 1.1	Dados da produção siderúrgica em 2013 [1]. . . . .	1
Tabela 3.1	Dados de entrada do processo industrial obtidos na literatura [30] . . . . .	24
Tabela 3.2	Valores de $R'_c$ calculados para cada passe . . . . .	25
Tabela 3.3	Composição química da liga. . . . .	26
Tabela 3.4	Parâmetros de simulação para o modelo de Avrami. . . . .	27
Tabela 3.5	Dados de entrada para a interação entre objetos. . . . .	29
Tabela 3.6	Dados de entrada para controle de simulação. . . . .	31



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Vários estágios da recuperação em metal deformado plasticamente; (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células e (d) formação de subgrãos [29]. . . . .	9
Figura 2.2	Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que somente se recuperam dinamicamente [30]. . . . .	9
Figura 2.3	Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente [30]. . . . .	12
Figura 2.4	Mecanismo de nucleação com a formação de colares: (a) grão original; (b) nucleação ocorrendo junto aos contornos de grão; (c) nucleação ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) continuação da etapa anterior; (e) etapa que corresponde ao estado estacionário [29]. . . . .	13
Figura 2.5	Representação esquemática da evolução da MDRX durante a laminação a quente [29]. . . . .	15
Figura 2.6	Representação esquemática da evolução microestrutural durante uma sequência de passes [40]. . . . .	20
Figura 2.7	Diagramas tempo-temperatura comparando as três técnicas de laminação controlada [29]. . . . .	21
Figura 3.1	Representação esquemática do modelo geométrico. . . . .	26
Figura 3.2	Gráficos da (a) condutividade térmica e (b) capacidade calorífica em função da temperatura, utilizados na simulação. . . . .	28
Figura 3.3	Relação entre os módulos acoplados no DEFORM [46] . . . . .	29
Figura 3.4	Janela de controle da simulação. . . . .	30
Figura 4.1	Gráfico da carga de laminação em função do fator de atrito (a) para o primeiro passe de laminação, (b) para os diversos passes do processo. . . . .	34
Figura 4.2	(a) Seção transversal da tira com as posições de coleta dos valores calculados; (b) Gráfico da deformação, para diversos pontos ao longo da espessura, em função do atrito para o primeiro passe de laminação. . . . .	35

Figura 4.3	Gráfico da temperatura de laminação na superfície da tira para os diversos passes do processo, em função do coeficiente de transferência de calor. . . . .	36
Figura 4.4	Gráfico da carga de laminação para os diversos passes do processo, em função do coeficiente de transferência de calor. . . .	37
Figura 5.1	Gráfico da carga de laminação, com os valores da simulação e os descritos na literatura [30], para os diversos passes do processo. . . . .	39
Figura 5.2	Gráfico da temperatura de laminação na superfície da tira, com os valores da simulação e os descritos na literatura [30], para os sete passes do processo. . . . .	41
Figura 5.3	Gráfico do perfil de temperatura na superfície e no centro da tira para os sete passes do processo de laminação simulado. . .	42
Figura 5.4	Perfil da temperatura, ao longo da espessura da tira (representação de 1/4 da seção transversal da tira), em cada passe do processo de laminação simulado. . . . .	44
Figura 5.5	Perfil de deformação total, ao longo da espessura da tira (representação de 1/4 da seção transversal da tira), em cada passe do processo de laminação simulado. . . . .	45
Figura 5.6	Distribuição da taxa de deformação, ao longo da espessura da tira (representação de 1/4 da seção transversal da tira), em cada passe do processo de laminação simulado. . . . .	46
Figura 5.7	Perfil de fração recristalizada, ao longo da espessura da tira, para o primeiro passe e o intervalo entre o primeiro e segundo passe de laminação. . . . .	47
Figura 5.8	Perfil de fração de DRX, ao longo da espessura da tira, para cada passe do processo de LTQ simulado. . . . .	48
Figura 5.9	Gráfico do tamanho de grão recristalizado na superfície e no centro da tira para os diversos passes e intervalos entre passes do processo. . . . .	49
Figura 5.10	Gráfico da carga de laminação para os diversos passes do processo, com os valores das simulações S1 (987°C), S2 (1037°C) e S3 (937°C). . . . .	51
Figura 5.11	Perfil da temperatura de laminação para os passes 1, 4 e 7 do processo, com os valores das simulações S1, S2 e S3. . . . .	52
Figura 5.12	Perfil de deformação para os passes 1, 4 e 7 do processo, com os valores das simulações S1, S2 e S3. . . . .	53

Figura 5.13 Gráfico do tamanho de grão médio para os diversos passes do processo, com os valores das simulações S1, S2 e S3. . . . .	53
Figura 5.14 Gráfico comparando o tamanho de grão recristalizado na superfície e no centro da tira e o tamanho de grão médio para os sete passes do processo na simulação S1. . . . .	55





## LISTA DE SÍMBOLOS

- $d_0$  - Tamanho de grão inicial  
 $d$  - Tamanho de grão final  
 $d_{DRX}$  - Tamanho de grão na recristalização dinâmica  
 $d_{MDRX}$  - Tamanho de grão na recristalização metadinâmica  
 $d_{SRX}$  - Tamanho de grão na recristalização estática  
 $E$  - Módulo de Young  
 $F_{R'}$  - Carga de laminação baseada no raio do cilindro deformado  
 $f_s$  - Tensão de cisalhamento ao atrito  
 $k$  - Tensão de escoamento do material deformado  
 $m$  - Fator de cisalhamento ao atrito  
 $Q$  - Energia de ativação para recristalização  
 $Q_{cg}$  - Energia de ativação para o crescimento de grão  
 $Q_{def}$  - Energia de ativação para deformação  
 $R$  - Constante universal dos gases ( $8,31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ )  
 $R_c$  - Raio do cilindro de laminação  
 $R'_c$  - Raio do cilindro de laminação deformado  
 $t$  - Tempo (s)  
 $t_{0,5}$  - Tempo para 50% da recristalização  
 $T$  - Temperatura em Kelvin  
 $T_0$  - Temperatura inicial da peça  
 $T_1$  - Temperatura na peça durante o processo de conformação  
 $w$  - Largura da tira  
 $T_{nr}$  - Temperatura de não recristalização  
 $X_{DRX}$  - Fração de recristalização dinâmica  
 $X_{MDRX}$  - Fração de recristalização metadinâmica  
 $X_{SRX}$  - Fração de recristalização estática  
 $Z$  - Parâmetro de Zener-Hollomon  
 $\Delta h$  - Redução da espessura da tira na laminação  
 $\Delta T_D$  - Acréscimo na temperatura devido à energia de deformação dissipada durante a conformação  
 $\Delta T_F$  - Acréscimo na temperatura devido ao atrito  
 $\Delta T_T$  - Decréscimo na temperatura devido às trocas de calor com o ambiente e com as matrizes  
 $\varepsilon$  - Deformação efetiva  
 $\dot{\varepsilon}$  - Taxa de deformação  
 $\varepsilon_a$  - Deformação acumulada

$\varepsilon_c$  - Deformação crítica

$\varepsilon_p$  - Deformação de pico

$\varepsilon_{0,5}$  - Deformação para 50% de recristalização

$\varepsilon_x$  - Deformação normal ao plano perpendicular ao eixo x

$\varepsilon_y$  - Deformação normal ao plano perpendicular ao eixo y

$\varepsilon_z$  - Deformação normal ao plano perpendicular ao eixo z

$\varepsilon_{xy}$  - Deformação tangencial ao plano perpendicular ao eixo x, na direção y

$\varepsilon_{xz}$  - Deformação tangencial ao plano perpendicular ao eixo x, na direção z

$\varepsilon_{yz}$  - Deformação tangencial ao plano perpendicular ao eixo y, na direção z

$\nu$  - Coeficiente de Poisson

$\sigma$  - Tensão efetiva (von Mises)

$\sigma_p$  - Tensão de pico

$\sigma_{ss}$  - Tensão de estado estacionário

$\sigma_x$  - Tensão normal ao plano perpendicular ao eixo x

$\sigma_y$  - Tensão normal ao plano perpendicular ao eixo y

$\sigma_z$  - Tensão normal ao plano perpendicular ao eixo z

$\tau_{xy}$  - Tensão tangencial ao plano perpendicular ao eixo x, na direção do eixo y

$\tau_{xz}$  - Tensão tangencial ao plano perpendicular ao eixo x, na direção do eixo z

$\tau_{yz}$  - Tensão tangencial ao plano perpendicular ao eixo y, na direção do eixo z

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

DRX - Recristalização dinâmica

EFE - Energia de falha de empilhamento

KJMA - Equação de Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami

LTQ - Laminação de tiras a quente

MDRX - Recristalização metadinâmica

MEF - Método dos elementos finitos

SRX - Recristalização estática

S1 - Simulação 1

S2 - Simulação 2

S3 - Simulação 3



## 1 INTRODUÇÃO

A laminação a quente é um processo de conformação mecânica largamente aplicado às ligas metálicas. Considerando os dados divulgados no relatório anual de 2014, da Associação Mundial do Aço, relativos à distribuição dos aços produzidos pela siderurgia no ano de 2013, mais de 90% dos aços passaram pelo menos uma vez por processos de laminação, correspondendo a mais de um bilhão de toneladas. De acordo com a Tabela 1.1, observa-se que no Brasil em 2013 foram produzidos em torno de 34,2 milhões de toneladas de aços, cerca de 77% dessa produção passou pelo processo de laminação a quente [1].

Tabela 1.1 Dados da produção siderúrgica em 2013 [1].

	Mundo	Brasil
Produção total de aço ( $10^6 ton$ )	1649	34
Laminados a quente ( $10^6 ton$ )	1569	26

Melhorar o processamento de tiras e chapas de aço é um dos principais focos da indústria siderúrgica, devido às especificações cada vez mais rigorosas impostas pelos utilizadores finais, tais como fabricantes de automóveis, e também como resposta ao aumento da ameaça da perda de mercados, através da substituição por outros materiais. Sendo assim, esforços significantes têm sido realizados para controlar as propriedades das estruturas processadas, as quais estão relacionadas com a microestrutura do material, garantindo produtos com alta resistência mecânica, boa ductilidade e conformabilidade. Um aspecto decisivo para a obtenção da melhoria destas propriedades é o tratamento termomecânico imposto ao material, definido pela sequência de passes de deformações associada à evolução térmica da tira por meio do ajuste no esquema de passes de laminação.

No processo de laminação de tiras a quente (LTQ) o material é submetido a sequências de deformação constituídas de cinco a sete passes, com gaiolas de laminação ordenadas umas em frente às outras, realizando uma operação contínua. Geralmente, altos níveis de deformação associados a curtos intervalos de tempo entre passes, no processo de LTQ, aumentam a possibilidade de ocorrer a recristalização dinâmica (DRX), que pode ter início em um único passe, ou por deformação acumulada, em múltiplos passes. A deformação crítica,  $\epsilon_c$ , para o início da DRX é um parâmetro importante utilizado nos modelos matemáticos de evolução microestrutural, uma vez que os mecanismos de amaciamento presentes em cada passe dependem se a deformação é menor ou maior que este valor. A recristalização metadinâmica (MDRX) é a continuação do crescimento

dos núcleos recristalizados dinamicamente quando a deformação é interrompida. A recristalização estática (SRX) envolve a nucleação e o crescimento de novos grãos livres de deformação, preferencialmente, em zonas de alta densidade de discordâncias. Estas modificações não só afetam, diretamente, a resistência à deformação do metal, mas também, em grande medida, determinam a microestrutura e propriedades do produto final.

### **1.1 Objetivo**

O objetivo deste estudo foi modelar o processo de LTQ acoplado à evolução microestrutural de um aço C-Mn. Gerando uma ferramenta de simulação que possibilitará melhor adequação de determinadas variáveis de processo e, com isso, possibilitará a previsão de propriedades mecânicas finais, devido à previsão da evolução microestrutural.

Para alcançar o objetivo acima mencionado, inicialmente, as variáveis do processo de LTQ foram caracterizadas, tais como deformação, taxa de deformação, temperatura e tempo entre passes, que foram úteis na criação do modelo. O modelo fez uso de equações e dados industriais existentes na literatura.

### **1.2 Justificativa**

O processo de laminação a quente é amplamente utilizado na indústria metalúrgica devido à sua alta produtividade. Tal processo conduz à produção de placas, tiras, barras, tubos, entre outros. Progressos alcançados ao longo dos anos neste campo se basearam, principalmente, na experiência acumulada pelo método de tentativas e erros, o que demanda tempo e alto custo. No entanto, a compreensão dos fenômenos metalúrgicos associados com a deformação a quente tem potencial aplicação no controle dos processos industriais.

O tema selecionado neste estudo abrange a simulação computacional da evolução do tamanho de grão austenítico na LTQ. Uma vez que, as propriedades mecânicas do produto acabado estão fortemente relacionadas com a microestrutura e o tamanho de grão obtido, o desenvolvimento de um modelo capaz de fazer uma conexão entre as variáveis do processo e a microestrutura, tamanho de grão e, conseqüentemente, propriedades mecânicas é de grande valor para se conseguir um requisito de engenharia desejado no produto acabado.

Essas possibilidades de melhoria justificam os inúmeros estudos feitos na área ao longo das últimas décadas. Ainda há muito a ser compreendido, principalmente na laminação em escala industrial, em que as condições de processo

são mais complexas e imperfeitas quando comparadas às obtidas em laboratório. Neste caso, a simulação computacional se mostra eficiente para este tipo de análise.





## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 Introdução

Ao longo dos anos, vários caminhos têm sido seguidos para investigar o processamento industrial da LTQ. Podem-se citar como exemplos a utilização de plantas piloto, a simulação física e a simulação numérica. A simulação física consiste em replicar o processamento em escala de laboratório, mantendo as condições de deformação similares as aplicadas em escala industrial. A simulação numérica consiste em se reproduzir virtualmente o processo. Para isto torna-se necessário: o conhecimento detalhado das operações realizadas, o comportamento plástico do material, o comportamento microestrutural do material, a evolução da geometria das ferramentas e as interações ferramenta/material, além de métodos de cálculos adequados. Na laminação a quente há a presença de gradientes de temperatura, grau e velocidade de deformação, e de composição química ao longo da espessura do laminado, desconhecimento sobre as condições reais na interface cilindro-tira e problemas para se coletar dados precisos, dificultando o controle do processo. Sendo assim, é recomendável que se conheçam os fenômenos metalúrgicos que podem ocorrer quando se define um esquema de passes para a laminação a quente [2, 3].

O método dos elementos finitos (MEF), poderosa ferramenta na simulação de processos de conformação, tem sido amplamente aplicado na modelagem do processo de LTQ por muitos autores [4–12]. Em linhas gerais, pode-se definir o MEF como um método matemático, no qual um meio contínuo é discretizado (subdividido) em elementos que mantêm as propriedades de quem os originou. Esses elementos são descritos por equações diferenciais e resolvidos por modelos matemáticos para que sejam obtidos os resultados desejados. A seguir, o estado da arte, especialmente sobre a modelagem da evolução microestrutural baseada no MEF, será sintetizado.

No início da década de 1990, Pietrzyk [13] começou a prever as distribuições de tamanho de grãos e fração recristalizada em LTQ através da combinação do MEF com modelos metalúrgicos. Posteriormente, Karhausen e Kopp [14] e Nanba et al. [15] também propuseram os seus modelos para a simulação da LTQ, no qual a evolução microestrutural foi levada em consideração. No entanto, seus trabalhos focaram na simulação de um único passe, e o processo de laminação contínua em múltiplos passes não foi considerado. Em seguida, um modelo para o processo de laminação com dois passes, considerando a cinética de recristalização, foi estabelecido e simulado por Liu e Lin [16], com base no software

comercial ABAQUS. Depois disso, o problema na simulação de vários passes de laminação foi estudado por Zhou [17] e Dyja e Korczak [18], que desenvolveram alguns modelos integrados do processo de laminação e, ao mesmo tempo, obtiveram a distribuição do tamanho de grãos. No entanto, apesar da distribuição de tamanho de grão ter sido obtida nestas referências, algumas condições de laminação foram assumidas pelos autores, e a verificação dos resultados de simulação não foi completamente apresentada em algum sentido. Na maioria dos trabalhos [15–20], quando a DRX é incompleta, apenas a MDRX após a etapa de deformação é considerada. Esta divisão nítida entre a SRX e a MDRX, de acordo com a deformação crítica, é uma simplificação superestimada, uma vez que implica que a ocorrência de uma pequena fração de DRX durante a deformação é suficiente para que toda a peça sofra, na sequência, a MDRX. Neste trabalho, um modelo mais razoável para o cálculo da evolução microestrutural da laminação a quente, em que ambos os comportamentos de amaciamento, a SRX e a MDRX, são levados em conta após a DRX parcial, foi desenvolvido levando-se em conta os processos de deformação e transferência de calor em um modelo capaz de fazer uma conexão entre as variáveis do processo e a microestrutura.

## **2.2 Fundamentos Teóricos**

### **2.2.1 Tensão e Deformação Efetivas**

Muitas vezes é de grande utilidade a substituição de um estado complexo de tensões ou deformações através de funções invariantes da tensão e da deformação. Se construirmos a curva de tensão-deformação para um ensaio de tração simples ou de torção, em termos de alguns dos invariantes de tensão e deformação, será obtida uma curva com forma análoga, que pode possibilitar, por exemplo, a identificação do escoamento independentemente do ensaio mecânico realizado.

Tensão e deformação efetiva, ou equivalente, são termos comuns dentro da teoria da plasticidade. Estes termos devem ser considerados como os valores que incorporam o efeito das componentes da tensão ou da deformação que causam distorção ou cisalhamento em um elemento de volume do material. Esta definição é conveniente, pois, assim, dois estados diferentes de tensão ou deformação podem ser comparados por meio do valor efetivo. Para um estado geral de tensão e deformação, estas funções são definidas pelas seguintes equações [21]:

Tensão efetiva (von Mises):

$$\sigma = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[ (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.1)$$

Deformação efetiva:

$$\varepsilon = \left\{ \frac{2}{3} \left[ \varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 + 2(\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{yz}^2 + \varepsilon_{xz}^2) \right] \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (2.2)$$

### 2.2.2 Fundamentos Metalúrgicos da Deformação a Quente

Os processos de conformação são comumente classificados em operações de trabalho a quente e trabalho a frio. O trabalho a quente é definido como a aplicação de deformações mecânicas sob condições de temperatura e taxa de deformação tais que os mecanismos de amaciamento ocorram simultaneamente ou logo após à deformação aplicada. De outra forma, o trabalho a frio é a aplicação de deformações mecânicas realizadas sob condições em que os mecanismos de amaciamento não são efetivos.

Os fenômenos metalúrgicos de recuperação e de recristalização são processos através dos quais um metal encruado pode ter a sua microestrutura restaurada, e assim, as suas propriedades mecânicas são restauradas, parcial ou totalmente, até um estágio semelhante ao apresentado antes do encruamento. Quando o amaciamento ocorre durante a aplicação da deformação, os processos de restauração são chamados dinâmicos. Quando o amaciamento do material ocorre após a aplicação da deformação ou nos intervalos entre as aplicações de deformações, os processos de restauração são chamados estáticos.

O processo de conformação a quente consiste, inicialmente, em aquecer o aço até a temperatura de encharque para a austenitização, em seguida, aplicar as deformações nas etapas de desbaste e de acabamento e, por fim, promover o resfriamento controlado do material. Além das variações dimensionais, durante o processamento ocorrem oscilações microestruturais que dependem das características do material e dos parâmetros operacionais como a deformação, a temperatura, o tempo entre passes e a taxa de deformação [22]. A evolução do grão austenítico é um dos fenômenos da metalurgia física presente no processo de LTQ, cujo padrão de evolução consiste, principalmente, em quatro tipos de mecanismos, ou seja, DRX durante a aplicação de deformação a quente, SRX e MDRX após a aplicação de deformação, bem como o crescimento de grão após a completa recristalização quando as recuperações dinâmica e estática são ignoradas. Ao longo dos anos, vários autores [23–28] têm desenvolvido equações

que relacionam a evolução do tamanho de grão austenítico com os parâmetros de laminação a quente.

### *2.2.2.1 Encruamento*

O encruamento é um dos mecanismos que contribui para o aumento da resistência mecânica dos materiais durante a deformação plástica. Sob o ponto de vista subestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo no qual estes defeitos se apresentam. Durante a deformação plástica, podem estar presentes na rede cristalina, basicamente, duas classes de discordâncias: as móveis, através das quais tem-se mudanças de forma ou acomodações nos cristais, e as imóveis, que acumulam-se interagindo entre si de forma aleatória, aprisionando-se e formando subestruturas emaranhadas, células ou subgrãos.

A distribuição de discordâncias em um metal ou liga encruado é fortemente dependente da energia de falha de empilhamento (EFE). Para um dado grau de deformação, um metal com alta EFE apresenta menor densidade de discordâncias, quando comparado com um metal de baixa EFE, pois em metais com alta EFE, as discordâncias têm maior mobilidade e a ocorrência de aniquilação e rearranjo são mais frequentes [29].

### *2.2.2.2 Recuperação Estática e Dinâmica*

Recuperação é um mecanismo de amaciamento que diminui a energia de deformação através da aniquilação e do rearranjo de discordâncias e de outros defeitos cristalinos tais como lacunas e interstícios. Não há nenhum movimento de contorno de grão envolvido, mas um rearranjo dessas discordâncias em contornos de subgrãos, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material [30]. Na Figura 2.1 é mostrado um esquema dos vários estágios da recuperação a partir de um emaranhado de discordâncias, chegando até uma estrutura de subgrãos.

A recuperação dinâmica envolve o rearranjo de discordâncias, de modo que a quantidade de defeitos gerados seja compensada pela quantidade de defeitos eliminados. Assim, um estado estacionário de tensão é encontrado e a quantidade de defeitos permanece constante. Na Figura 2.2 é representada uma curva de escoamento plástico para metais que somente sofrem recuperação dinâmica.

No estado estacionário tem-se o rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos com a aniquilação de subcontornos antigos e formação de novos, fazendo

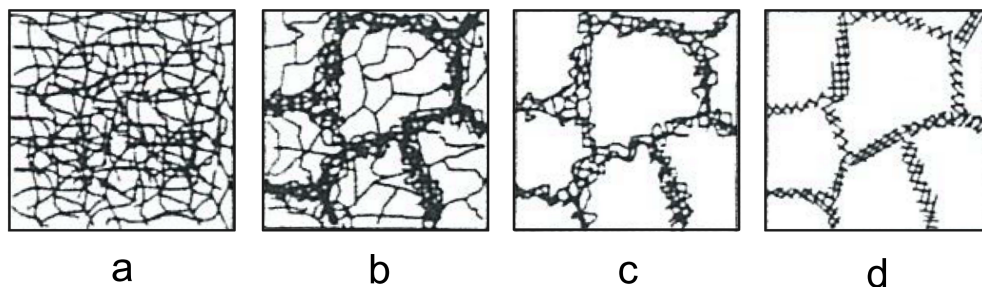


Figura 2.1 Vários estágios da recuperação em metal deformado plasticamente; (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células e (d) formação de subgrãos [29].

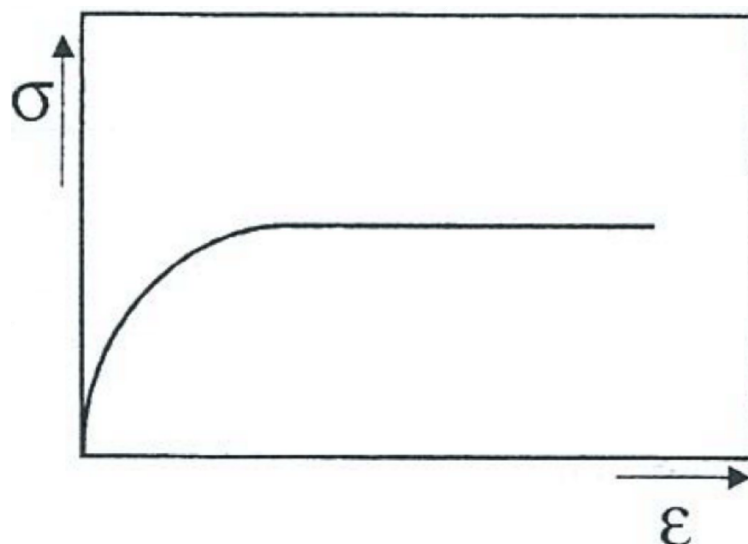


Figura 2.2 Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que somente se recuperam dinamicamente [30].

com que o tamanho médio dos subgrãos não varie com a deformação, sendo dependente da temperatura e da taxa de deformação.

A recuperação estática, após deformação a quente, inicia-se imediatamente após o passe sem a necessidade de um tempo de incubação, uma vez que a aniquilação de discordâncias dá-se individualmente. Parte da energia que foi armazenada durante a deformação plástica é liberada pela aniquilação e rearranjo de discordâncias.

### 2.2.2.3 Cinética de Recristalização Estática

A SRX é um mecanismo de amaciamento que ocorre normalmente durante os processos de deformação a quente, em metais com baixa EFE; este processo envolve a migração de contornos de alto ângulo, que aniquilam as discordâncias

e, conseqüentemente, reduz a energia armazenada, removendo a microestrutura deformada. No processo de LTQ, a SRX ocorre, frequentemente, após a aplicação da deformação e durante o intervalo entre passes. A força motriz é a energia previamente armazenada no material na forma de discordâncias, que depende tanto da taxa de deformação como da deformação aplicada durante os passes [30]. Uma vez que a recristalização inicia-se pela nucleação e crescimento de novos grãos, é necessário um tempo de incubação e uma quantidade de energia armazenada maior que um certo valor crítico, característico de cada material. A nucleação de novos grãos acontece preferencialmente onde a deformação local é maior, ou seja, nos contornos de grão, bandas de deformação e inclusões.

Como a SRX é uma transformação por nucleação e crescimento, sua cinética pode ser descrita através da equação de Avrami, algumas vezes chamada de equação de Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA), que para 50% da recristalização ( $t_{0,5}$ ), é descrita como segue abaixo [31]:

$$X_{SRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right] \quad (2.3)$$

sendo  $X_{SRX}$  a fração recristalizada num tempo  $t$ , e  $n$  o expoente de Avrami que apresenta valores relatados na literatura em função da liga e do tipo de mecanismo atuante [32].

O tempo  $t_{0,5}$  do material que sofre SRX, é usualmente especificado por uma equação que depende do tamanho de grão inicial ( $d_0$ ), da temperatura ( $T$ ), das condições de deformação efetiva ( $\varepsilon$ ) e de constantes típicas de cada material. Para um aço baixo carbono, o  $t_{0,5}$  é dado por [31]:

$$t_{0,5} = a \cdot d_0^h \cdot \varepsilon^m \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \quad (2.4)$$

sendo  $T$  a temperatura em Kelvin e  $R$  a constante dos gases,  $8,31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ .

A deformação armazenada no material representa a principal energia de ativação para a SRX, ou seja, quanto maior a deformação, menor o  $t_{0,5}$ , portanto, o expoente da deformação,  $m$ , é negativo, normalmente entre -2 e -4. A diminuição do tamanho de grão inicial causa a diminuição do  $t_{0,5}$  devido à alta densidade de sítios de nucleação, sendo assim, o expoente do tamanho de grão,  $h$ , é positivo e usualmente em torno de 2 [30].

Neste trabalho as equações utilizadas para  $X_{SRX}$  e  $t_{0,5}$  foram as equações

estabelecidas por Hodgson et al. [32, 33]:

$$X_{SRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^1 \right] \quad (2.5)$$

$$t_{0,5} = 2,3 \cdot 10^{-15} \varepsilon^{-2,5} d_0^2 \exp \left( \frac{230000}{RT} \right) \quad (2.6)$$

Os tamanhos de grão, produzidos após a completa SRX, podem ser calculados em função da deformação prévia aplicada no passe e do tamanho do grão inicial entrando nesse mesmo passe, segundo a equação [31]:

$$d_{SRX} = B \cdot d_0^u \cdot \varepsilon^v \quad (2.7)$$

sendo  $B$ ,  $u$  e  $v$  parâmetros do material.

O tamanho de grão final aumenta com o aumento do tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação aplicada, pois grãos iniciais pequenos geram uma maior densidade de discordâncias, o mesmo ocorre com o aumento da deformação. Consequentemente, a taxa de nucleação se torna maior, resultando em tamanhos de grãos recristalizados mais finos, sendo assim,  $u$  possui valores positivos e  $v$ , valores negativos.

A equação utilizada para o tamanho de grão após a completa SRX também foi a estabelecida por Hodgson et al. [32, 33]:

$$d_{SRX} = 343 \varepsilon^{-0,5} d_0^{0,4} \exp \left( \frac{-45000}{RT} \right) \quad (2.8)$$

#### 2.2.2.4 Cinética de Recristalização Dinâmica

A ocorrência da DRX é comum em metais com baixa e média EFE, sujeito a altas taxas de deformação, e está associada à geração de um número grande de defeitos durante o trabalho a quente, pois a taxa de geração será maior do que a taxa de aniquilação desses defeitos, uma vez que, neste caso, a recuperação dinâmica é lenta. Com o acúmulo de discordâncias geradas pelo aumento da deformação, o material vai acumulando uma quantidade de energia interna suficiente para o início da recristalização dinâmica. Na Figura 2.3 é apresentada uma curva de escoamento plástico característica de um material que se recristaliza dinamicamente. A DRX ocorre quando a deformação aplicada excede a deformação crítica,  $\varepsilon_c$ . Em taxas de deformação elevadas, o endurecimento é balanceado pela DRX, causando um pico de tensão (na deformação de pico,  $\varepsilon_p$ ), seguido por uma queda na tensão. Depois de um certo tempo (deformação), a

geração e aniquilação de discordâncias atingem um equilíbrio e o material pode ser deformado sem qualquer aumento ou redução na tensão, num valor denominado tensão de estado estacionário,  $\sigma_{ss}$ .

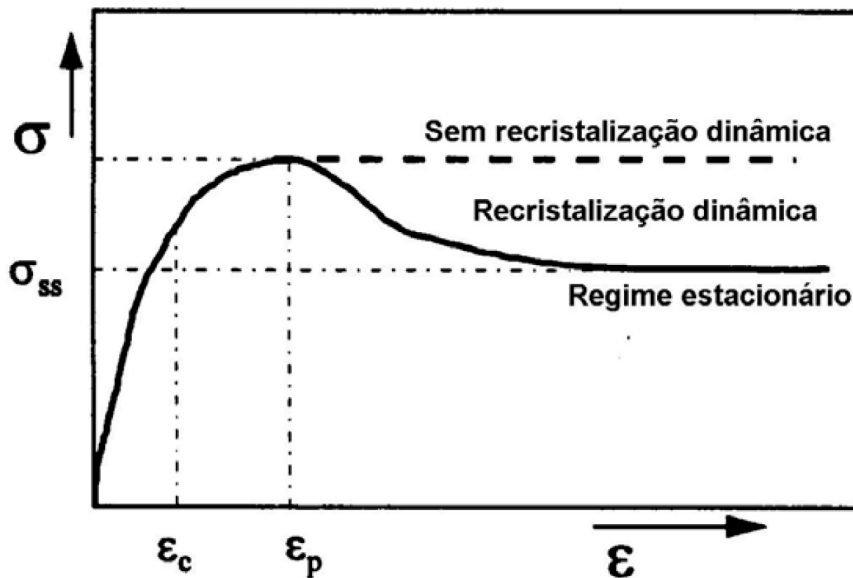


Figura 2.3 Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente [30].

É usual expressar a deformação crítica para a DRX como uma função da deformação de pico determinada na curva tensão-deformação, devido à facilidade de medida desse parâmetro e à existência de uma grande quantidade de equações para estimar a deformação de pico em função do tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação. A razão  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ , geralmente, reside entre 0,67 e 0,86 [28], sendo frequentemente citados valores próximos de 0,8 para aços baixo carbono [34–36].

Durante o trabalho a quente, a nucleação da recristalização dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão através do mecanismo conhecido como “*necklacing*”, que consiste na nucleação dos novos grãos em etapas, que avançam sequencialmente para o interior do grão original. Na Figura 2.4 é apresentado o mecanismo esquematicamente.

A ocorrência deste mecanismo acarreta um intenso refino de grão. O aumento de energia livre causado pela introdução de novos contornos de grão é compensado pela diminuição de energia livre devida à eliminação de defeitos cristalinos.

A cinética de recristalização dinâmica depende de diversos fatores externos e intrínsecos ao material, tais como tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação. Estes fatores influenciam diretamente o nível de tensão atingido



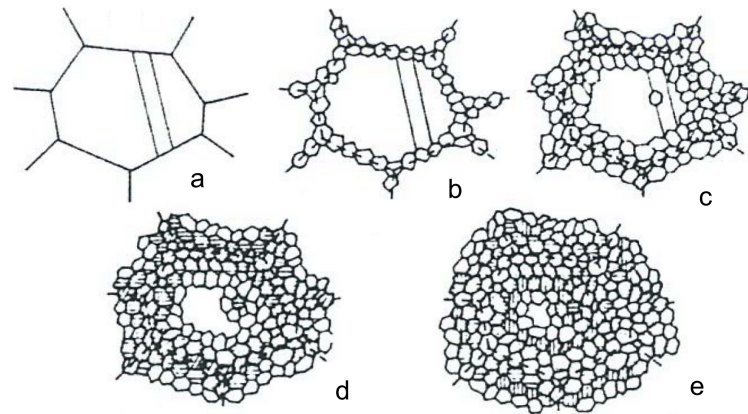


Figura 2.4 Mecanismo de nucleação com a formação de colares: (a) grão original; (b) nucleação ocorrendo junto aos contornos de grão; (c) nucleação ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) continuação da etapa anterior; (e) etapa que corresponde ao estado estacionário [29].

pela curva tensão-deformação e a deformação crítica para a recristalização dinâmica. Os efeitos da temperatura e da taxa de deformação são comumente descritos usando o parâmetro de Zener-Hollomon,  $Z$ . O parâmetro  $Z$  é a taxa de deformação,  $\dot{\epsilon}$ , corrigida pela temperatura absoluta da etapa de deformação e é dado por [25]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (2.9)$$

sendo  $Q_{def}$  a energia de ativação para a deformação, neste caso,  $Q_{def} = 300 \text{ kJ mol}^{-1}$ .

A deformação de pico é encontrada como sendo dependente de  $Z$  e está relacionada ao tamanho de grão inicial,  $d_0$ , e  $Z$  pela seguinte expressão [27]:

$$\epsilon_p = C \cdot d_0^p \cdot Z^q \quad (2.10)$$

sendo que  $C$ ,  $p$  e  $q$  são constantes dependentes do material.

A cinética de recristalização dinâmica também pode ser descrita através da equação de Avrami, como segue abaixo [37]:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0,5}}\right)^n\right] \quad (2.11)$$

sendo  $X_{DRX}$  a fração recristalizada dinamicamente,  $n$  o expoente de Avrami e  $\epsilon_{0,5}$  a deformação para 50% de recristalização e é especificada por:

$$\epsilon_{0,5} = c \cdot d_0^r \cdot \dot{\epsilon}^s \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.12)$$

sendo que  $c$ ,  $r$  e  $s$  são constantes dependentes do material.

Finalmente, o tamanho de grão recristalizado dinamicamente é dependente da temperatura e taxa de deformação por meio do parâmetro  $Z$ , de acordo com a relação dada a seguir:

$$d_{DRX} = C' \cdot Z^b \quad (2.13)$$

As equações utilizadas para a análise da DRX foram as estabelecidas por Yada e Senuma [37, 38]:

$$\varepsilon_c = 4,76 \cdot 10^{-4} \exp\left(\frac{8000}{T}\right) \quad (2.14)$$

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}\right)^2\right] \quad (2.15)$$

$$\varepsilon_{0,5} = 1,144 \cdot 10^{-5} d_0^{0,28} \dot{\varepsilon}^{0,05} \exp\left(\frac{6420}{T}\right) \quad (2.16)$$

$$d_{DRX} = 1,6 \cdot 10^4 Z^{-0,23} \quad (2.17)$$

#### 2.2.2.5 Cinética de Recristalização Metadinâmica

A MDRX consiste, basicamente, no crescimento de núcleos gerados durante a etapa de deformação que crescem após o descarregamento. Este mecanismo é geralmente observado nos processos de deformação a quente quando a redução que o material é submetido não atinge o regime do estado estacionário, mas, no entanto, atinge ou supera a deformação crítica. Uma vez que a aplicação da deformação é interrompida, os núcleos formados durante a aplicação da deformação continuam a crescer durante o intervalo entre passes. Na Figura 2.5 é mostrado, de forma esquemática, o processo de recristalização metadinâmica [29].

A MDRX tem cinética muito rápida e difere dos outros mecanismos de recristalização por não apresentar período de incubação, uma vez que os núcleos foram formados durante a aplicação da deformação. Além de apresentar uma cinética rápida, a MDRX depende basicamente da taxa de deformação, sendo pouco influenciada pela temperatura e por elementos de liga. Sua cinética de recristalização pode ser descrita pela equação de Avrami, semelhante à Equação 2.3, apresentando valores diferentes para o expoente de Avrami. Neste caso, o  $t_{0,5}$  está relacionado com o parâmetro  $Z$ , como descreve a expressão abaixo,

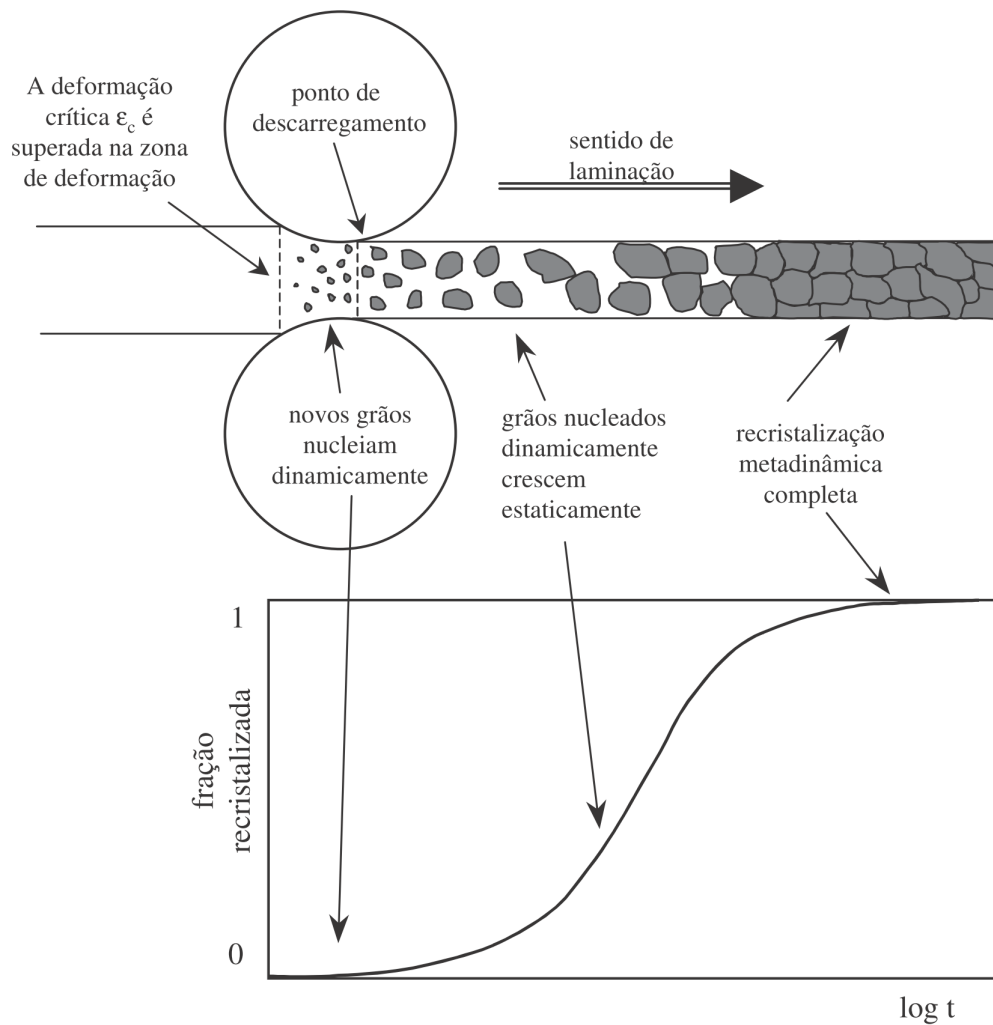


Figura 2.5 Representação esquemática da evolução da MDRX durante a laminação a quente [29].

sendo  $a'$  e  $m'$  constantes [31]:

$$t_{0,5} = a' \cdot Z^{m'} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.18)$$

Os grãos obtidos com a MDRX são ligeiramente maiores se comparados com a granulação obtida com a DRX. Se comparado com a SRX, o tamanho de grão produzido é aproximadamente 2 a 3 vezes menor para as mesmas condições de temperatura, deformação e taxa de deformação [29]. O tamanho de grão da MDRX também pode ser expresso por uma equação do tipo da Equação 2.13.

Para o estudo da MDRX também foram utilizadas as equações estabelecidas

por Hodgson et al. [32, 33, 39]:

$$X_{MDRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,5} \right] \quad (2.19)$$

$$t_{0,5} = 1,1 Z^{-0,8} \exp \left( \frac{240000}{RT} \right) \quad (2.20)$$

$$d_{MDRX} = 2,6 \cdot 10^4 Z^{-0,23} \quad (2.21)$$

### 2.2.2.6 Deformação Acumulada entre Passes

A recristalização parcial entre os passes de laminação resulta em acúmulo de deformação, a qual deve ser adicionada à deformação aplicada no passe seguinte. A deformação acumulada,  $\varepsilon_a$ , é calculada levando-se em conta a deformação do passe anterior,  $\varepsilon_{i-1}$ , e a deformação nominal do passe em questão,  $\varepsilon_i$ , de acordo com a Equação 2.22 [25]:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_i + K(1 - X_{i-1})\varepsilon_{i-1} \quad (2.22)$$

sendo  $X_{i-1}$  a fração recristalizada no passe anterior e  $K$  uma constante. A constante  $K$  varia entre 0,5 e 1. Esta constante pode ser relacionada com a taxa de recuperação, no qual altas taxas de recuperação resultam em menos deformação acumulada. Sendo assim, para longos intervalos entre passes tem-se  $K=0,5$  e para curtos intervalos entre passes (menor recuperação) tem-se  $K=1$ . Neste trabalho, a constante  $K$  é tida com o valor igual a 1 e a deformação acumulada é levada em conta em todos os cálculos.

### 2.2.2.7 Evolução do Crescimento de Grão

Após a completa recristalização ocorre o crescimento de grão, caso a peça seja mantida a altas temperaturas. O crescimento de grão é um processo termicamente ativado, portanto em condições de altas temperaturas, a rápida difusão é favorecida ao longo dos contornos de grão. A energia dos contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de determinados grãos, à custa de outros, de modo a diminuir o número de grãos, ou seja, diminuir a área total desses contornos, resultando em tamanhos de grão maiores [30]. Uma equação geral para o tamanho de grão em crescimento é dada por [31]:

$$d^m = d_0^m + k \cdot t \cdot \exp \left( \frac{-Q_{cg}}{RT} \right) \quad (2.23)$$

sendo  $k$  uma constante,  $m$  o expoente de crescimento,  $t$  o tempo após completa recristalização e  $Q_{cg}$  a energia de ativação para o crescimento de grão.

A equação utilizada, neste trabalho, para o estudo do crescimento de grão após a completa recristalização foi estabelecida por Hodgson et al. [32, 33]:

$$d^T = d_0^T + 1,45 \cdot 10^{27} t \cdot \exp\left(\frac{-400000}{RT}\right) \quad (2.24)$$

### 2.2.3 Transferência de Calor

A energia envolvida nos processos de conformação mecânica, normalmente, é parcialmente transformada em calor, gerando um acréscimo na temperatura, tanto da peça, como das matrizes. Uma parte do calor gerado permanece na porção deformada do material, outra parte pode ser transferida para as matrizes e, há, ainda, uma outra parte que pode ser transferida para a porção não deformada do material. A evolução da temperatura dentro do processo influencia as condições de lubrificação, a vida útil das ferramentas e as propriedades do produto final. Assim, o calor gerado durante o processo de deformação plástica causa grande influência nos processos de conformação.

A magnitude e distribuição da temperatura depende principalmente dos seguintes fatores:

- Temperatura inicial da peça e das matrizes;
- Geração de calor devido à deformação plástica e ao atrito gerado na interface peça-matriz;
- Transferência de calor entre a peça e a matriz e entre a peça e o ambiente.

Sendo assim, a Equação 2.25 pode ser utilizada para estimar a temperatura na peça durante o processo de conformação [21]:

$$T_1 = T_0 + \Delta T_D + \Delta T_F - \Delta T_T \quad (2.25)$$

Sendo que, os seguintes símbolos são usados:

- $T_0$  a temperatura inicial da peça;
- $\Delta T_D$  o acréscimo na temperatura devido à energia de deformação gerada durante a conformação;
- $\Delta T_F$  o acréscimo na temperatura devido ao atrito;

- $\Delta T_T$  o decréscimo na temperatura devido as trocas de calor com o ambiente e com as matrizes (que apresentam menores temperaturas).

Como mencionado, a maior parte da energia consumida no processo é transformada em calor, mas uma pequena parcela de energia é, também, armazenada na microestrutura do material deformado, devido à formação de defeitos ou discordâncias. Esta energia varia de caso para caso, mas, normalmente, é tomada como aproximadamente 5% da energia total. Sendo assim, aproximadamente 95% da energia mecânica envolvida no processo é transformada em calor [21].

Normalmente, a peça a ser deformada desliza contra a matriz com uma força de atrito atuando contra o movimento de deslizamento, com isso, haverá, também, um consumo de energia sobre a interface peça-matriz, o qual provocará um acréscimo na temperatura.

Nos processos de deformação a quente é comum o uso de matrizes que, inicialmente, possuem temperaturas menores do que a peça, por isso, há uma troca de calor entre a peça e a matriz, causando um decréscimo de temperatura na peça, o mesmo pode ser observado com as trocas de calor com o ambiente.

#### **2.2.4 Processo de Laminação**

Por definição, a laminação é um processo de conformação no qual o material é forçado a passar entre dois cilindros, girando em sentidos opostos, com praticamente a mesma velocidade superficial e espaçados entre si a uma distância menor que o valor da dimensão inicial do material a ser deformado. Ao passar entre os cilindros, a tensão surgida entre o esboço e os cilindros promove uma deformação plástica, na qual a espessura é diminuída e o comprimento é aumentado.

Durante a laminação a quente, inicialmente os aços são reaquecidos até temperaturas elevadas, para serem austenitizados, em seguida submetidos a sequências de deformações, que envolvem as etapas de desbaste e de acabamento, e posteriormente resfriados até a temperatura ambiente. Após ser laminado a quente, a peça pode seguir para a expedição final ou ser submetida à laminação a frio, atendendo os diversos segmentos de mercado, tais como, linha automotiva, construção civil, linha branca e tubos de grande diâmetro. Os estágios do processo de laminação a quente serão discutidos a seguir:

- a) *Reaquecimento*: este estágio consiste em elevar-se a temperatura do lingote até que todo o material esteja uniformemente aquecido e suficientemente amaciado. No reaquecimento tem-se a austenitização e o crescimento de grãos do material, sendo estes fatores dependentes do tempo.

- b) *Desbaste*: a principal função do laminador de desbaste é de alterar a forma do lingote, reduzindo a sua seção e alongando-o na direção paralela ao eixo longitudinal. No desbaste são usados laminadores duo-reversíveis, no qual são aplicados no material de 10 a 20 passes consecutivos. Do ponto de vista metalúrgico o desbaste tem o objetivo de transformar a estrutura bruta de fusão, composta de grãos colunares e equiaxiais grosseiros, em grãos equiaxiais de menor granulação, e promover o refino da estrutura trabalhada com a combinação de deformações seguidas de recristalizações nos intervalos entre passes. Durante este estágio, a temperatura de serviço é alta e os intervalos entre passes são relativamente grandes, sendo assim, o material que é encruado durante a deformação recristaliza-se completamente durante o intervalo entre passes e, dependendo das condições de trabalho, os grãos recristalizados podem crescer.
- c) *Acabamento*: neste estágio o material recebe a forma final e as propriedades esperadas, envolvendo conhecimentos de engenharia de processo e de metalurgia física a fim de se determinar as melhores condições de operação. Na LTQ o material é deformado, seguidamente, por um conjunto de gaiolas de laminação alinhadas uma em frente à outra, separadas por distâncias de alguns metros. Normalmente o processo ocorre em altas velocidades de laminação, gerando taxas de deformação relativamente altas, além de curtos intervalos entre passes.
- d) *Resfriamento*: neste estágio do processo ocorre a decomposição da austenita, que é dependente das condições de resfriamento e das características do material. Na LTQ, o embobinamento das tiras se dá após esta etapa.

Na Figura 2.6 é representado esquematicamente a sequência dos eventos microestruturais que ocorrem durante uma sequência de passes. Inicialmente, grãos equiaxiais com uma microestrutura  $M$  são deformados, encruando e amaciando dinamicamente até certa extensão (microestrutura  $M_1$ ), podendo restaurar estaticamente e crescer no intervalo entre passes, gerando a microestrutura inicial para o passe seguinte (microestrutura  $M_{1a}$ ). Assim, em uma sequência de deformações, a evolução microestrutural acontece de forma cíclica, repetindo-se a cada unidade de deformação, gerando uma microestrutura final  $M_f$  [40].

#### 2.2.4.1 Laminação Controlada

A laminação controlada foi desenvolvida no início da década de 60 com o objetivo de produzir aços de baixa liga com excelentes resistência, ductilidade,

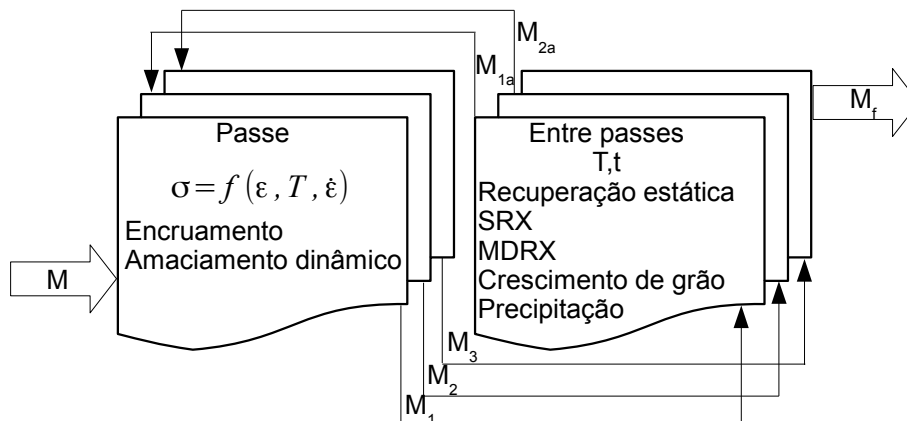


Figura 2.6 Representação esquemática da evolução microestrutural durante uma sequência de passes [40].

tenacidade e soldabilidade. Os principais tipos de laminação controlada, conhecidos atualmente, estão listados abaixo [29].

- a) *Laminação controlada por recristalização*: altas temperaturas são utilizadas (acima de  $950^\circ\text{C}$ ) e permite-se que o material seja totalmente recristalizado entre cada passe, é necessário uma deformação mínima, maior que 15%. Esta técnica não é muito adequada para produzir tamanho de grãos refinado, no entanto, a limitação das cargas de laminação a torna necessária em alguns casos, em relação à laminação controlada convencional.
- b) *Laminação controlada convencional*: tem como principal objetivo a obtenção de uma estrutura austenítica encruada após o último passe de acabamento com o intuito de aumentar a taxa de nucleação da ferrita, produzindo tamanhos de grão ferríticos muito finos após a transformação austenita-ferrita, melhorando as propriedades mecânicas como resistência e tenacidade. Neste caso, os passes finais de acabamento são aplicados em temperaturas baixas, abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ), causando um atraso na cinética de recristalização estática entre passes. A  $T_{nr}$  de um aço é a temperatura mais baixa na qual a estrutura austenítica se recristaliza completamente após a aplicação da deformação.
- c) *Laminação controlada por recristalização dinâmica*: esta técnica consiste em induzir a DRX em um ou mais passes durante o processo. Isto pode ser feito através da aplicação de uma grande deformação no material ou pelo acúmulo de deformação. Ambos os métodos irão permitir que a deformação total exceda a deformação crítica para o início da DRX. O primeiro



pode ser aplicado nos primeiros passes a altas temperaturas. O último pode ocorrer em temperaturas relativamente baixas, nos últimos passes, após a deformação ter sido acumulada nos passes iniciais. Como visto anteriormente, a recristalização dinâmica causa intenso refino de grão austenítico. Esse fato é muito interessante, pois permite que o laminador trabalhe com cargas mais baixas e produz intenso refino de grão austenítico na maioria das condições industriais. Isso refletirá num grão ferrítico muito fino após a transformação.

Na Figura 2.7 são ilustrados, esquematicamente, as três técnicas de laminação controlada descritas acima para um processo hipotético de 5 passes [29].

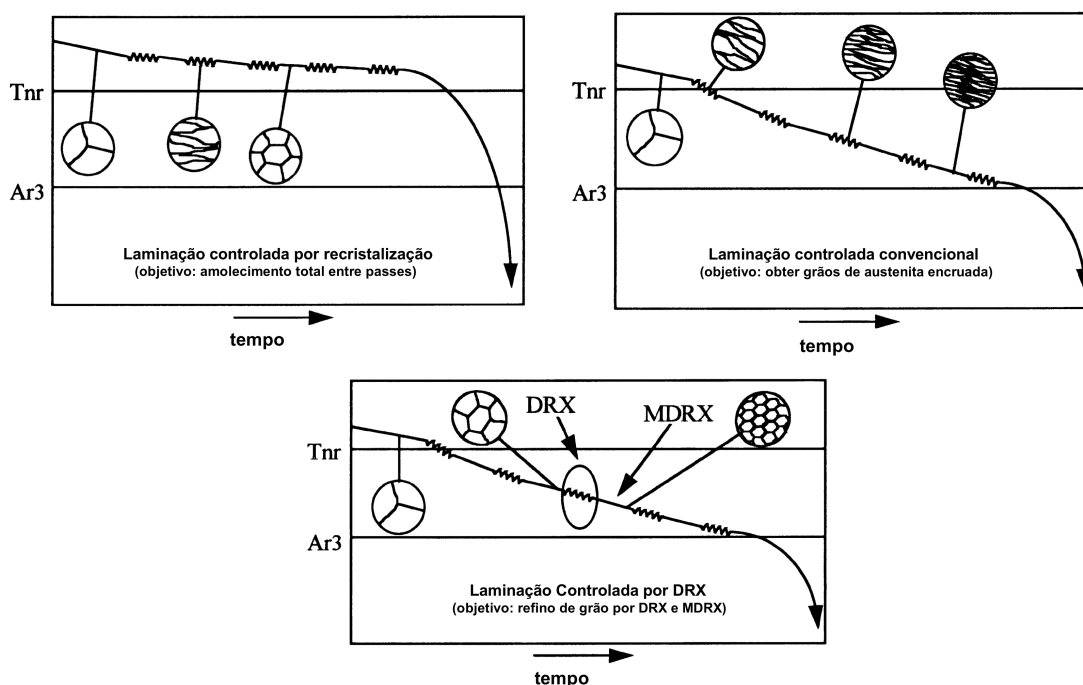


Figura 2.7 Diagramas tempo-temperatura comparando as três técnicas de laminação controlada [29].



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho consistiu em reproduzir o processo industrial de laminação de tiras a quente para aços baixo carbono pelo MEF, avaliando a evolução do tamanho de grão austenítico e os vários parâmetros envolvidos, com o intuito de fornecer informações importantes para a melhoria do processo. Foi desenvolvido um modelo do MEF de análise termomecânica acoplada com a microestrutura, com o auxílio das leis de evolução microestrutural e dos modelos matemáticos de deformação a quente. Para isso, foram elaboradas simulações utilizando o software DEFORM<sup>TM</sup>3D na versão 10.1.

#### 3.1 Material

Os aços baixo carbono são aços com teores de carbono até 0,30%. Alguns podem atingir teores de carbono mais elevados, mas em geral não ultrapassam 0,36% C. Por definição, aços carbono podem conter até 1,2% de manganês e 0,4% de silício e elementos residuais como níquel, cromo, alumínio, molibdênio e cobre. Os elementos residuais podem estar presentes em pequenas quantidades, em adição a outras impurezas como fósforo e enxofre. Aços carbono contendo entre 1,2% e no máximo 1,8% de manganês são referenciados como aços carbono-manganês. O teor de manganês no aço carbono é normalmente aumentado com o objetivo de aumentar a profundidade de endurecimento e de melhorar a resistência e a tenacidade.

Os aços com baixo teor de carbono ocupam hoje cerca de 70% da produção mundial, objetivando aplicações industriais das mais variadas, desde imensos componentes estruturais até pequenas peças e dispositivos mecânicos, pois podem ser produzidos a custo baixo e podem ser conformados em geometrias complexas. Têm boa soldabilidade e podem exibir um campo vasto de propriedades mecânicas. Devido a estas características seu uso é comum tanto na indústria automotiva como na indústria da construção civil.

#### 3.2 Métodos

A primeira etapa do trabalho envolve a caracterização do processo industrial a ser estudado. Nesta etapa foram utilizados os parâmetros medidos em uma planta industrial e descrito na literatura [30]. De posse destes dados, inseriu-se os mesmos no software e procedeu-se a simulação.

### 3.2.1 Caracterização do Processo Industrial

Na Tabela 3.1 são apresentados valores dos parâmetros industriais da LTQ de aços C-Mn descritos na literatura [30], para tiras com espessura inicial de 30,60 *mm*. Além da simulação do processo descrito na literatura, outras duas situações também foram simuladas, com a temperatura inicial da tira variando em  $\pm 50^{\circ}\text{C}$ , afim de se estudar a influência da temperatura na evolução microestrutural, uma vez que este parâmetro tem grande importância para o processo de LTQ e é possível de ser alterado.

Tabela 3.1 Dados de entrada do processo industrial obtidos na literatura [30]

Passe	Diam. Cil. ( <i>mm</i> )	Vel. Cil. ( <i>rpm</i> )	Largura ( <i>mm</i> )	Espessura ( <i>mm</i> )	Int. entre passes ( <i>s</i> )	Temp. ( $^{\circ}\text{C}$ )	Força ( <i>ton</i> )
F1	787	33,90	1264	17,33	3,48	987	2157
F2	782	54,50	1264	10,79	2,14	951	2223
F3	761	79,20	1264	7,42	1,48	915	2116
F4	729	119	1264	5,10	1,01	907	1691
F5	726	147,10	1264	3,90	0,79	896	1357
F6	751	167,20	1264	3,14	0,63	884	1264
F7	755	172	1264	2,61	-	872	1627

No caso da laminação, os objetos são a tira e os cilindros do laminador. Neste trabalho os cilindros foram definidos com o comportamento rígido e a tira com comportamento plástico com o intuito de simplificar o problema, visto que, na LTQ, as deformações elásticas são desprezíveis em relação às deformações plásticas [41]. Em seguida, foram definidas as geometrias dos objetos.

Com as elevadas pressões que se desenvolvem durante a LTQ, não se pode ignorar a deformação elástica dos cilindros, uma vez que ela exerce uma influência marcante sobre a carga de laminação e sobre a espessura mínima da tira que se pode produzir em um determinado laminador [41]. Quando a tira passa através dos cilindros, a força de separação age sobre os mesmos, deformando-os elasticamente. A análise mais comumente usada para o achatamento dos cilindros é a desenvolvida por Hitchcock, de acordo com essa análise, o raio de curvatura aumenta de  $R_c$  para  $R'_c$ .

$$R'_c = R_c \left[ 1 + \frac{C \cdot F_{R'}}{w \cdot \Delta h} \right] \quad (3.1)$$

sendo  $F_{R'}$  a carga de laminação baseada no raio do cilindro deformado,  $R'_c$ ,  $w$  a largura da tira,  $\Delta h$  a redução na laminação e  $C = \frac{16(1-\nu^2)}{\pi E}$ , no qual  $E$  é o módulo de

Young e  $\nu$  o coeficiente de Poisson. Para cilindros de aço,  $C = 2,2 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^2 \text{ Kg}^{-1}$  [41].

Sendo assim,  $R'_c$  foi calculado para todos os passes e, então, empregados na simulação (Tabela 3.2).

Tabela 3.2 Valores de  $R'_c$  calculados para cada passe

Passe	$R_c$ (mm)	$R'_c$ (mm)
F1	394	405
F2	391	414
F3	381	423
F4	365	411
F5	363	434
F6	376	485
F7	378	530

Continuando na definição dos objetos, foram estabelecidos os parâmetros de temperatura inicial dos objetos. A temperatura inicial dos cilindros foi definida em  $40^\circ\text{C}$  e a da tira em  $987^\circ\text{C}$  para a simulação S1,  $1037^\circ\text{C}$  para a simulação S2 e  $937^\circ\text{C}$  para a simulação S3.

Ainda na definição dos objetos devem ser fixadas as condições de contorno como planos de simetria e áreas com transferência de calor. Os planos de simetria foram definidos de acordo com a geometria dos objetos e as áreas de transferência de calor correspondem às faces que estão expostas ao ambiente e/ou em contato com os cilindros de laminação. Para finalizar a definição dos objetos, os movimentos conhecidos dos processos devem ser determinados. Na laminação, o movimento conhecido é sempre realizado pelos cilindros.

Devido à simetria do processo de LTQ, a simulação pode ser determinada pela modelagem de um quarto da tira (metade da largura e metade da espessura)(Figura 3.1).

### 3.2.2 Caracterização do Material

As propriedades do material são de fundamental importância para os resultados da simulação, por isso é necessário buscá-las em fontes confiáveis ou, quando possível, realizar ensaios para obtê-las [42]. O material analisado foi um aço C-Mn cuja composição química é apresentada na Tabela 3.3.

No caso das propriedades mecânicas, as curvas de escoamento podem ser implementadas no DEFORM<sup>TM</sup>3D determinadas por meio de simulação física, replicando as condições de deformação (temperatura e taxas de deformação) do

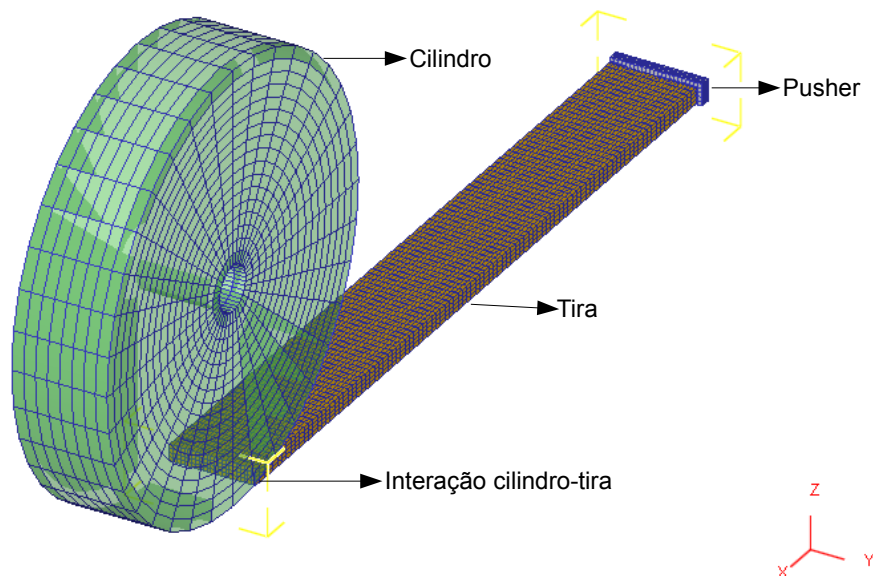


Figura 3.1 Representação esquemática do modelo geométrico.

Tabela 3.3 Composição química da liga.

Composição Química %			
C	Mn	P máx.	S máx.
0,13 - 0,18	0,60 - 0,90	0,03	0,05

processamento industrial. Também, modelando essas curvas pode-se representar o material por meio de sua equação constitutiva, de modo que a equação de Sellars e Tergat (Equação 3.2) [43, 44], que descreve a ativação da deformação a quente, relacionando a temperatura e a taxa de deformação com o esforço aplicado, pode ser utilizada.

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (3.2)$$

sendo que  $A$ ,  $n$  e  $\alpha$  são constantes do material e independentes da temperatura e  $\sigma_p$  é a tensão de pico.

A energia de ativação e as constantes  $A$ ,  $\alpha$  e  $n$  foram determinadas para os aços médio e baixo carbono [45], e, portanto, a equação pode ser expressa por:

$$\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{15} \sinh(0,013\sigma_p)^5 \exp\left(\frac{358000}{RT}\right)^{-1} \quad (3.3)$$

Para a análise da evolução microestrutural foi utilizado o modelo de Avrami e as equações expostas no Capítulo 2, após desenvolvimento matemático, foram utilizadas para obterem-se os parâmetros necessários de acordo com as equações do modelo apresentadas pelo programa. Estes parâmetros e as equações

utilizadas no modelo do DEFORM estão apresentados na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 Parâmetros de simulação para o modelo de Avrami.

Equações do Programa	Parâmetros
<p>Deformação de Pico</p> $\varepsilon_c = a_2 \varepsilon_p$ $\varepsilon_p = a_1 d_o^{n_1} \dot{\varepsilon}^{m_1} \exp(Q_1 / RT) + c_1$	<p><math>a_1=5,95 \cdot 10^{-4}</math>    <math>Q_1=66480</math>  <math>n_1=0</math>                <math>c_1=0</math>  <math>m_1=0</math>                <math>a_2=0,8</math></p>
<p>SRX</p> $X_{srex} = 1 - \exp \left[ -\beta_s \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{k_s} \right]$ $t_{0,5} = a_3 d_o^{h_3} \varepsilon^{n_3} \dot{\varepsilon}^{m_3} \exp(Q_3 / RT)$ $d_{srex} = a_6 d_o^{h_6} \varepsilon^{n_6} \dot{\varepsilon}^{m_6} \exp(Q_6 / RT) + c_6$	<p><math>a_3=2,3 \cdot 10^{-15}</math>    <math>Q_3=230000</math>  <math>h_3=2</math>                <math>\beta_s=0,693</math>  <math>n_3=-2,5</math>            <math>k_s=1</math>  <math>m_3=0</math></p> <p><math>a_6=343</math>             <math>m_6=0</math>  <math>h_6=0,4</math>             <math>Q_6=-450000</math>  <math>n_6=-0,5</math>            <math>c_6=0</math></p>
<p>MDRX</p> $X_{mdrex} = 1 - \exp \left[ -\beta_m \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{k_m} \right]$ $t_{0,5} = a_4 d_o^{h_4} \varepsilon^{n_4} \dot{\varepsilon}^{m_4} \exp(Q_4 / RT)$ $d_{mdrex} = a_7 d_o^{h_7} \varepsilon^{n_7} \dot{\varepsilon}^{m_7} \exp(Q_7 / RT) + c_7$	<p><math>a_4=1,1</math>             <math>Q_4=0</math>  <math>h_4=0</math>                <math>\beta_m=0,693</math>  <math>n_4=0</math>                <math>k_m=1,5</math>  <math>m_4=-0,8</math></p> <p><math>a_7=2,6 \cdot 10^4</math>      <math>m_7=-0,23</math>  <math>h_7=0</math>                <math>Q_7=-69000</math>  <math>n_7=0</math>                <math>c_7=0</math></p>
<p>DRX</p> $X_{drex} = 1 - \exp \left[ -\beta_d \left( \frac{\varepsilon - a_{10} \varepsilon_p}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{k_d} \right]$ $\varepsilon_{0,5} = a_5 d_o^{h_5} \varepsilon^{n_5} \dot{\varepsilon}^{m_5} \exp(Q_5 / RT) + c_5$ $d_{drex} = a_8 d_o^{h_8} \varepsilon^{n_8} \dot{\varepsilon}^{m_8} \exp(Q_8 / RT) + c_8$	<p><math>a_5=1,144 \cdot 10^{-5}</math>    <math>Q_5=53350,2</math>  <math>h_5=0,28</math>            <math>\beta_d=0,693</math>  <math>n_5=0</math>                <math>k_d=2</math>  <math>m_5=0,05</math>           <math>c_5=0</math>  <math>a_{10}=0,8</math></p> <p><math>a_8=1,6 \cdot 10^4</math>      <math>m_8=-0,23</math>  <math>h_8=0</math>                <math>Q_8=-69000</math>  <math>n_8=0</math>                <math>c_8=0</math></p>
<p>Crescimento de Grão</p> $d_g = \left[ d_0^m + a_9 t \exp \left( -\frac{Q_9}{RT} \right) \right]^{1/m}$	<p><math>m=7</math>  <math>a_9=1,45 \cdot 10^{27}</math>  <math>Q_9=400000</math></p>

As propriedades térmicas do material (condutividade térmica, calor específico e emissividade) foram copiadas da biblioteca do programa e para isso deve-se importá-las juntamente com o novo material. Para a emissividade foi assumido um valor constante de 0,7, a condutividade térmica e o calor específico por unidade de volume apresentam valores em função da temperatura, de acordo com os gráficos da Figura 3.2.

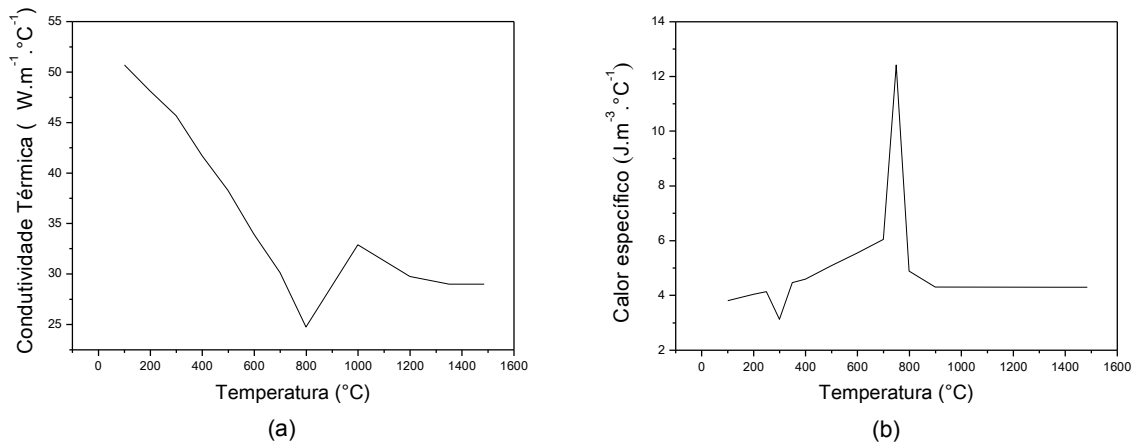


Figura 3.2 Gráficos da (a) condutividade térmica e (b) capacidade calorífica em função da temperatura, utilizados na simulação.

### 3.2.3 Interação entre Objetos

A interação entre objetos é importante para definir como os objetos interagem entre si. As interações são mecânicas, como o atrito, e também são térmicas, como a transferência de calor por condução. O DEFORM oferece várias opções para definição de atrito dos objetos. A opção utilizada nas simulações deste trabalho é o atrito por cisalhamento, cuja equação do modelo é:

$$f_s = mk \quad (3.4)$$

em que  $f_s$  é a tensão de cisalhamento ao atrito entre materiais,  $m$  é o fator de cisalhamento de atrito,  $k$  é a tensão de escoamento do material deformado [46].

Neste trabalho, um valor constante, para o fator de atrito e o coeficiente de transferência de calor, foram assumidos. Os parâmetros de interação utilizados estão na Tabela 3.5.

Para a simulação, faz-se necessário definir uma relação entre tira e *pusher*, pois, na simulação, deve-se utilizar um objeto que comprima a tira contra os cilindros, nos primeiros passos de simulação, para que a simulação prossiga. O que condiz com a realidade, uma vez que a condição de atrito para a “mordida”



Tabela 3.5 Dados de entrada para a interação entre objetos.

Interação Cilindro-Tira	
Tipo de Atrito	Cisalhante
Fator de Atrito	0,7
Coef. Transf. de Calor por Condução( $kW m^{-2} °C^{-1}$ )	40

da peça pelo cilindro não se estabelece. A geometria do *pusher* é fator irrelevante, a única restrição imposta à geometria é relacionada à região de contato com a peça, cuja área de contato deverá ser um pouco maior à área da seção transversal da peça. A velocidade do *pusher* deve ser em torno de 50 a 60% da velocidade relativa dos rolos do laminador [46]. Esta relação deve ser definida em todos os passes de laminação do processo.

### 3.2.4 DEFORM<sup>TM</sup>3D

O DEFORM<sup>TM</sup>3D é um código baseado no MEF criado para analisar os vários processos de conformação mecânica e tratamento térmico. Esse software é capaz de modelar complexas interações entre tensão, deformação, temperatura, transformação de fases e difusão. Na Figura 3.3 é ilustrado a relação entre os módulos acoplados no pacote do software.

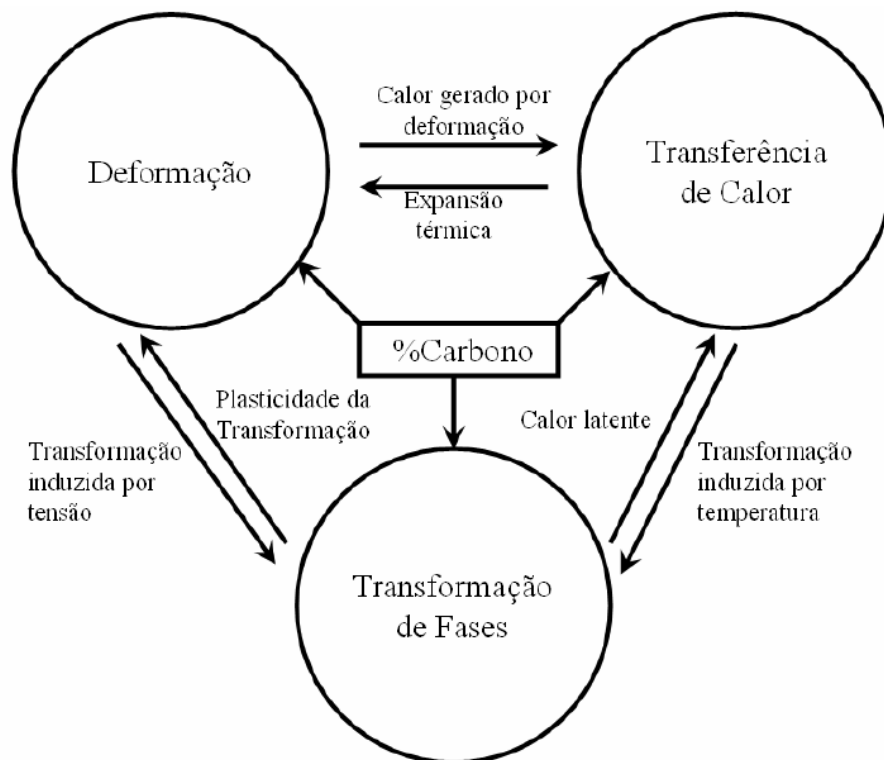


Figura 3.3 Relação entre os módulos acoplados no DEFORM [46]

O software é composto por três componentes: pré-processador, processador e pós-processador. No pré-processador são inseridos os dados de entrada necessários para os cálculos no processador. Em resumo, os dados de entrada são: descrição dos objetos, propriedades do material, interação entre os objetos e controles de simulação. Esses dados são compilados em um arquivo de base de dados. O processador capta as informações do processo a ser simulado no arquivo de base de dados, calcula a solução do problema e adiciona os resultados no arquivo de base de dados. Ainda durante o cálculo, o processador escreve informações sobre o andamento da simulação em um arquivo de mensagem. Essas informações contemplam a verificação dos critérios de convergência e mensagens de erro, quando ocorrem divergências no cálculo. O pós-processador lê o arquivo de base de dados com os resultados calculados e apresenta estes resultados numa interface gráfica. Além disso, o pós-processador permite a exportação dos resultados em dados numéricos.

Os controles de simulação consistem nas informações gerais que o programa utiliza para identificar o problema (Figura 3.4). Inclui instruções sobre os métodos que o sistema deve usar para resolver o problema, incluindo as condições do ambiente de processamento, que processos físicos devem ser modelados, quantos passes devem ser usados para modelar o processo, entre outros.

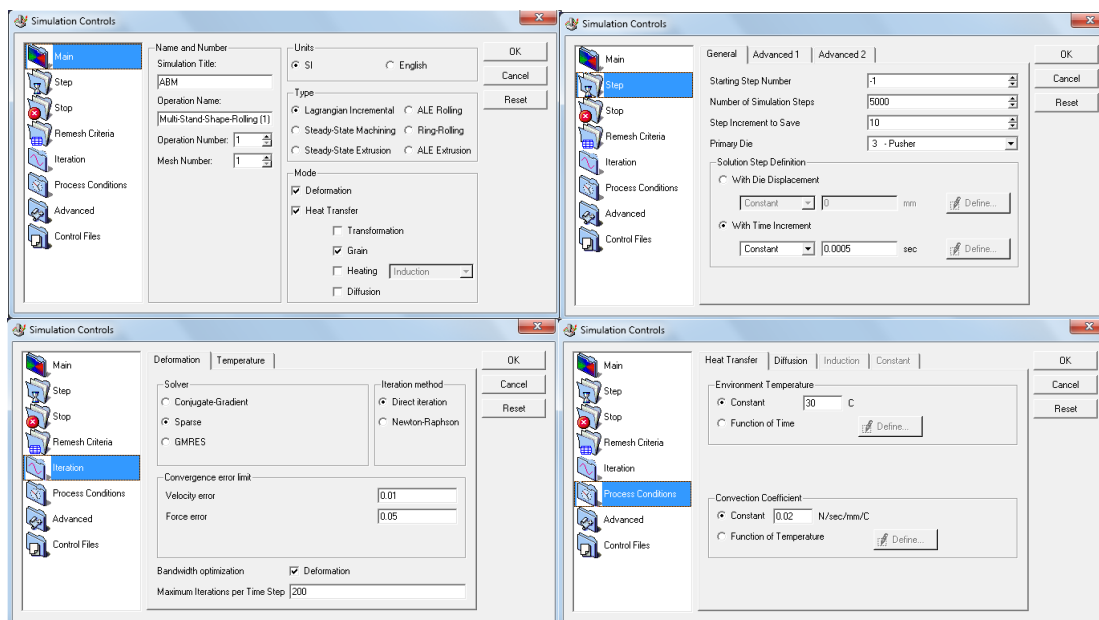


Figura 3.4 Janela de controle da simulação.

Na janela principal escolhe-se o sistema de unidades para o problema, que pode ser o sistema internacional (SI) ou sistema inglês; define-se qual o tipo de simulação e escolhem-se quais módulos devem estar ativados, deformação e

transferência de calor. Em seguida vem o controle de passos, onde se definem o número do passo inicial, o número total de passos da simulação, o incremento para salvar passos, qual a matriz primária e como vai ser o passo da simulação. O incremento para salvar passos indica de quantos em quantos passos devem ser gravados os resultados da simulação no arquivo de base de dados. O passo da simulação pode ser definido por incremento de tempo ou por incremento de deslocamento, que associado com o número total de passos da simulação determina a duração total do processo simulado. Adicionalmente, o critério de remalhamento automático da tira foi adotado, em vista da possibilidade de surgir malhas severamente distorcidas, causada pela extensa deformação durante a LTQ, permitindo que os setes passes de laminação do processo fossem simulados.

Ainda no controle de simulação são definidos os parâmetros de iteração e as condições do processo. Todos estes parâmetros são selecionados de acordo com o que já está pré-definido pelo DEFORM<sup>TM</sup>3D para o processo de laminação. Nas condições do processo são colocados os valores da temperatura ambiente e coeficiente de transferência de calor por convecção. Estes dados estão listados na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 Dados de entrada para controle de simulação.

<b>Principal</b>	
Sistema de Unidades	SI
Tipo de Simulação	Lagrangeano Incremental
Modos de Simulação	Deformação, Transferência de Calor (Grão)
<b>Controle de Passos</b>	
Número de passos da simulação	5000
Incremento para salvar passos	10
incremento de tempo	0,0005 s
<b>Iteração</b>	
Solucionador Deformação	Esparso
Método de Iteração	Iteração Direta
Solucionador Temperatura	Esparso
Erro Limite Velocidade	0,01
Erro Limite Força	0,05
<b>Condições de Processo</b>	
Temperatura Ambiente	30°C
Coeficiente de Convecção	0,02 kW m <sup>-2</sup> °C <sup>-1</sup>

O DEFORM utiliza o método de iteração direta, seguido pelo solucionador esparso para obter o campo de velocidade. A iteração da deformação converge quando os erros limites de velocidade e força são satisfeitos. Os valores re-

comendados pelo DEFORM, para os erros de velocidade e força, são 0,001 e 0,01, respectivamente. A fim de reduzir o custo computacional, as simulações foram realizadas com diferentes critérios de convergência e a carga de laminação foi calculada. Como resultado, observou-se que um aumento dos erros limites, de mais do que uma ordem de grandeza, afetam as cargas de laminação em aproximadamente 0,5%. No entanto, o tempo de cálculo se reduz em aproximadamente 20% em relação ao tempo gasto com os erros limites padrão. Uma vez que as simulações foram validadas para as cargas de laminação, os erros limites de velocidade e de força de 0,01 e 0,05, respectivamente, foram considerados adequados, visto que causaram quase nenhuma alteração nos resultados.

As simulações e análise dos dados deste trabalho foram realizadas em um computador com processador Intel Core i5 e 4Gb de memória. O tempo gasto em cada simulação 3D foi em torno de 120 horas, com o uso de uma malha hexaédrica com aproximadamente 14000 elementos para a tira.

## 4 ANÁLISE DE SENSIBILIDADE

Utilizando-se o modelo termomicroestrutural, foram feitas análises de sensibilidade por meio de alterações no fator de atrito, coeficiente de transferência de calor e temperatura dos cilindros, uma vez que não há um conhecimento preciso dos valores destes parâmetros para o processo simulado. Com isto, foram analisadas as alterações que a mudança destes parâmetros podem causar na carga de laminação, temperatura de laminação e perfil de deformação.

### 4.1 Fator de Atrito

Valores do fator de atrito,  $m$ , na faixa de 0,7 a 1,0 são prescritos para simulações de conformação a quente, quando nenhum lubrificante é utilizado [47]. O fator de atrito foi variado de 0,7 a 1,0 e o efeito sobre a carga e temperatura de laminação foi estudado. Um aumento no fator de atrito de 0,7 para 1,0 causa um aumento na carga de laminação em torno de 5% em cada passe do processo, como pode ser visto na Figura 4.1. O efeito do fator de atrito na temperatura de laminação foi desprezível. Baseado nesses resultados, um fator de atrito de 0,7 é o que mais se aproxima dos valores da carga do processo estudado neste trabalho.

Observou-se que a variação do fator de atrito também gera uma variação no perfil da deformação efetiva. A deformação efetiva, na direção da espessura da tira, torna-se menos homogênea (Figura 4.2). A deformação no centro da tira não sofre variações significativas, ao contrário do que ocorre na superfície, que experimenta as deformações máximas.

### 4.2 Coeficiente de Transferência de Calor por Condução

Chen et al. [48] obtiveram uma relação entre o coeficiente de transferência de calor na interação cilindro-tira e a carga média do laminador. Baseado nesta relação, encontraram que o coeficiente de transferência de calor nos sete passes de laminação, no processo deles, variava de 18 a  $50 \text{ kW m}^{-2} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ . Li e Sellars [49] reportaram coeficientes de transferência de calor na faixa de 8 a  $18 \text{ kW m}^{-2} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$  para processos de laminação a diferentes temperaturas e reduções. Fletcher and Beynon [50] listaram os coeficientes de transferência de calor usado em laminação de aços, por diversos pesquisadores, reportando uma faixa de 2 a  $200 \text{ kW m}^{-2} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ . Todavia, Dyja e Korczak [18] usaram um coeficiente de transferência de calor constante,  $20 \text{ kW m}^{-2} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ , em todos os passes de laminação.

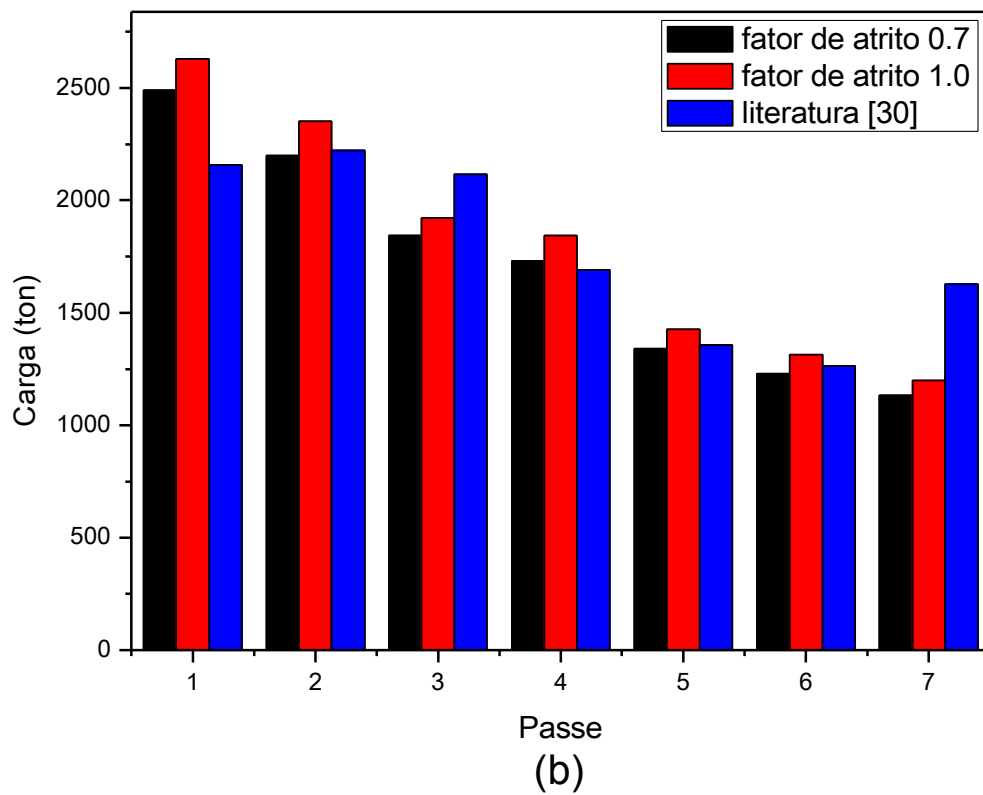
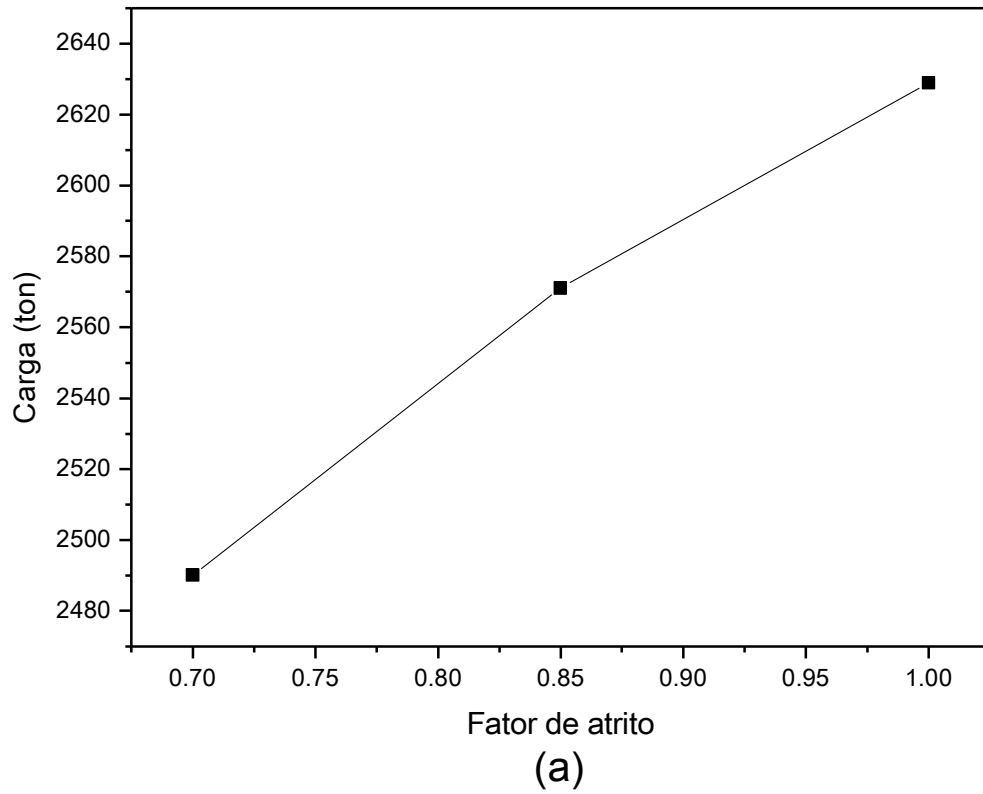


Figura 4.1 Gráfico da carga de laminação em função do fator de atrito (a) para o primeiro passe de laminação, (b) para os diversos passes do processo.

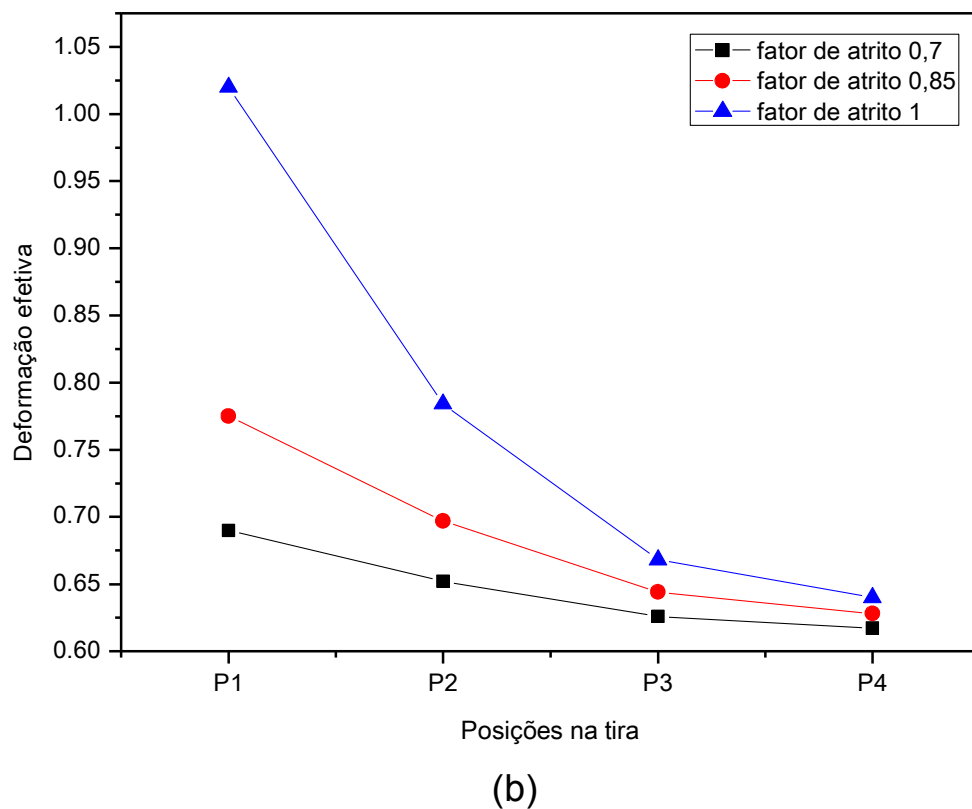
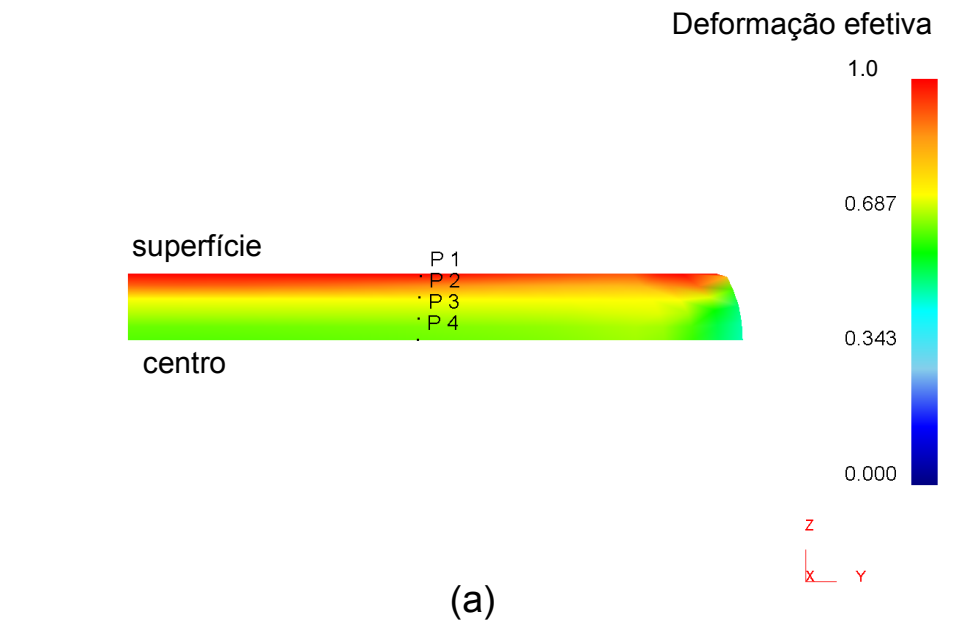


Figura 4.2 (a) Seção transversal da tira com as posições de coleta dos valores calculados; (b) Gráfico da deformação, para diversos pontos ao longo da espessura, em função do atrito para o primeiro passe de laminação.

Neste trabalho, um valor constante para o coeficiente de transferência de calor foi assumido. Inicialmente variou-se o coeficiente de transferência de calor de 20 a  $80 \text{ kW m}^{-2} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  e analisou-se o efeito causado na temperatura e carga de laminação. Como resultado, obteve-se um decréscimo em torno de 6% na temperatura da superfície da tira, com o aumento do coeficiente de transferência de calor de 20 para  $80 \text{ kW m}^{-2} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  durante a aplicação de deformação. O efeito foi mais expressivo nos primeiros passes, uma vez que nesses passes a velocidade de laminação é menor, proporcionando um maior tempo de contato entre a tira e o cilindro, conforme o processo de laminação prossegue o efeito se acumula, como é mostrado no gráfico da Figura 4.3.

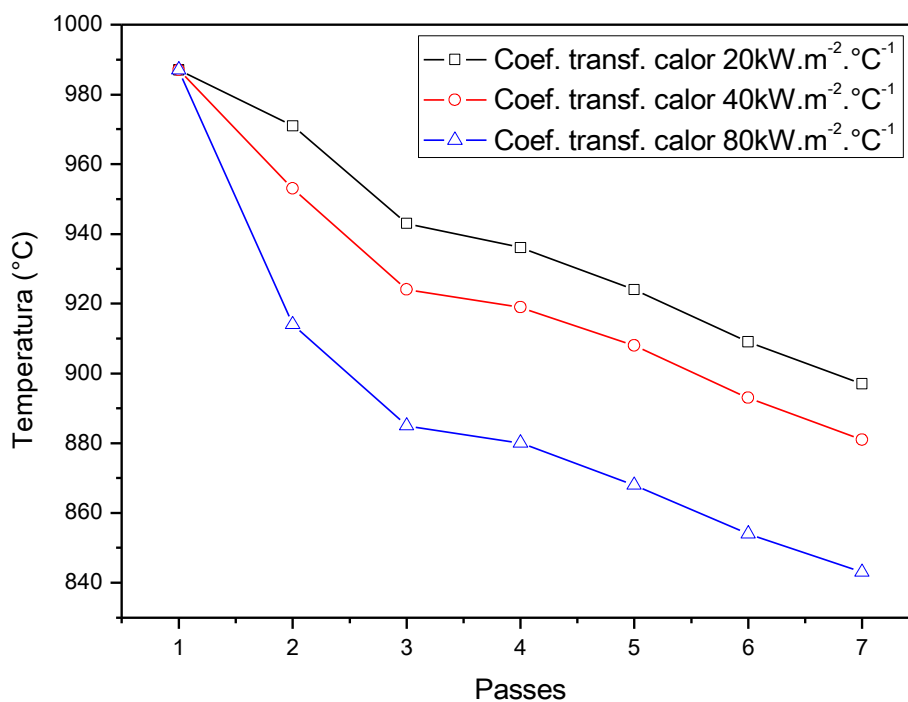


Figura 4.3 Gráfico da temperatura de laminação na superfície da tira para os diversos passes do processo, em função do coeficiente de transferência de calor.

A carga de laminação também sofre alterações com o aumento do coeficiente de transferência de calor, pois menores temperaturas de laminação ocasionam maiores cargas, sendo significativo o aumento da carga já nos primeiros passes (Figura 4.4). Não houve mudanças significativas no perfil de deformação, como era esperado. Sendo assim, um valor constante de  $40 \text{ kW m}^{-2} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  para o coeficiente de transferência de calor se mostrou apropriado para as simulações do presente trabalho.



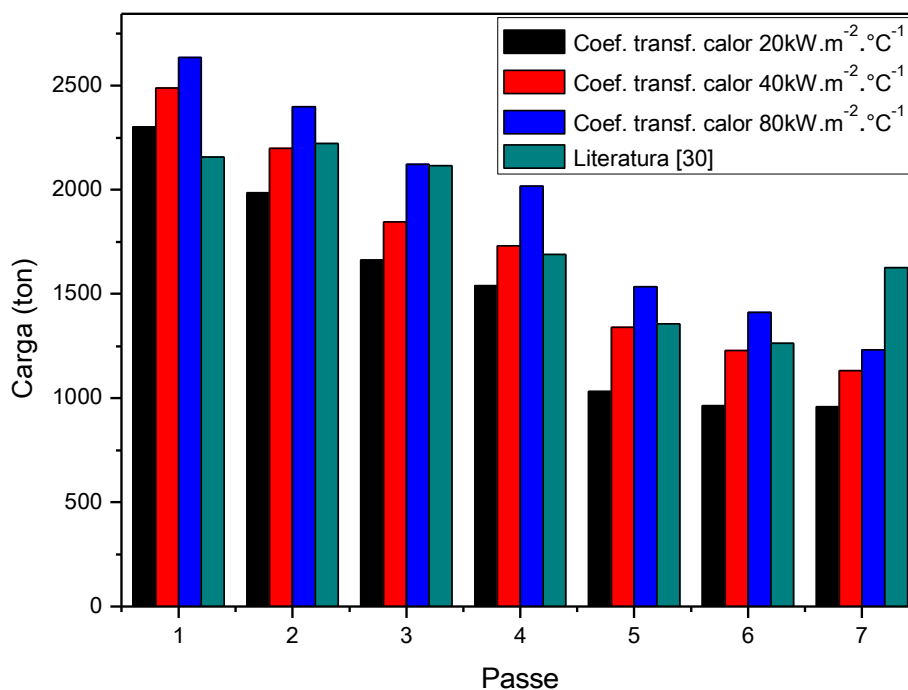


Figura 4.4 Gráfico da carga de laminação para os diversos passes do processo, em função do coeficiente de transferência de calor.

### 4.3 Temperatura dos Cilindros de Laminação

Neste trabalho, utilizou-se a temperatura de  $40^{\circ}\text{C}$  para os cilindros de laminação. Valores similares tem sido usados na literatura [51]. No entanto, na laminação de produtos longos, a temperatura dos cilindros pode ser maior. Zhou [17] observou que depois de quatro horas de laminação, a temperatura da superfície do cilindro atinge valores de aproximadamente  $100^{\circ}\text{C}$ . Afim de estudar o efeito da temperatura do cilindro de laminação, foram feitas simulações para temperaturas do cilindro de  $40$  e  $200^{\circ}\text{C}$ , mantendo todas as outras condições idênticas. Observou-se que a carga de laminação teve um decréscimo máximo de 1% com o aumento da temperatura para  $200^{\circ}\text{C}$ . Não houve mudanças significativas na temperatura de laminação, uma vez que o tempo de contato entre o cilindro e a tira, na zona de deformação, é muito curto, devido às altas velocidades de laminação do processo.

As análises dos itens 4.1, 4.2 e 4.3 indicam que a precisão e fidelidade dos dados industriais coletados são fundamentais para a simulação correta e análise da evolução microestrutural que ocorre na tira.



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados apresentados neste capítulo referem-se aos obtidos na simulação do processo industrial de acordo com os parâmetros descritos na literatura [30] para aços C-Mn e apresentados, anteriormente, na Tabela 3.1. Inicialmente é descrita a validação do modelo comparando a carga e temperatura simuladas com as medidas industrialmente, além da evolução da geometria da tira em cada passe do processo. Descrevem-se gradientes de temperatura, de deformação e de taxa de deformação determinados através da simulação numérica. Em seguida, são apresentados os gradientes microestruturais.

### 5.1 Validação do Modelo

#### 5.1.1 Carga de Laminação

Na Figura 5.1 é apresentada a comparação entre o valor da carga de laminação calculado e o descrito na literatura, durante o processo industrial.

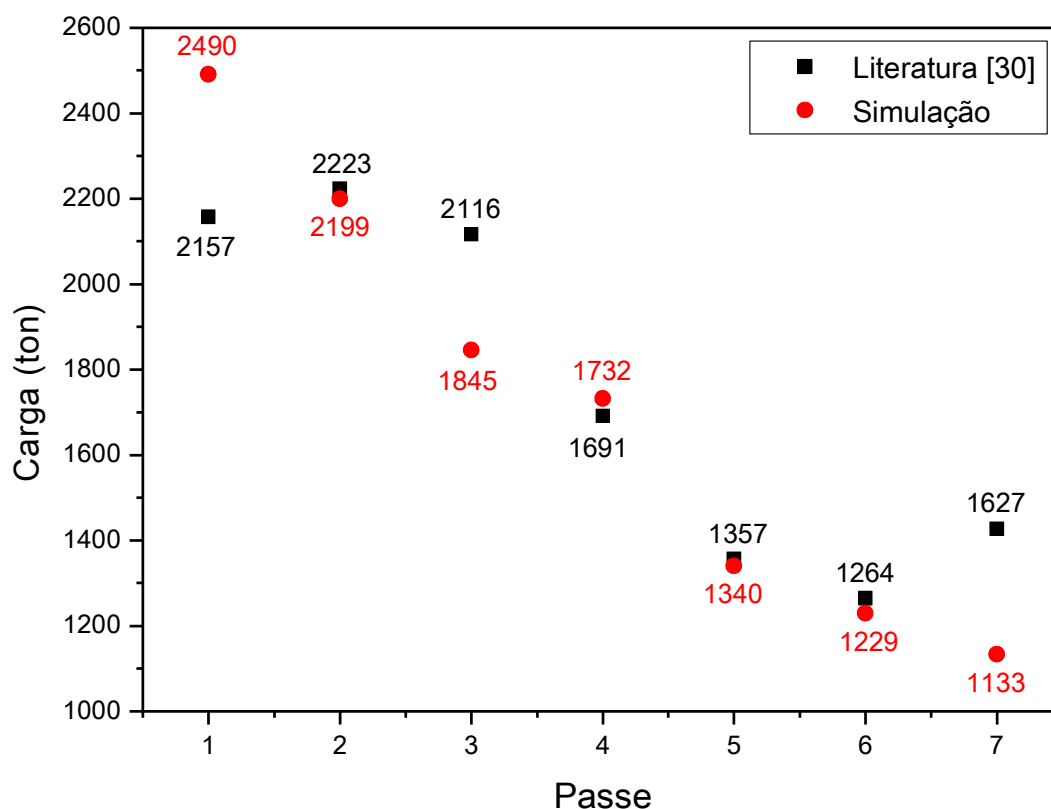


Figura 5.1 Gráfico da carga de laminação, com os valores da simulação e os descritos na literatura [30], para os diversos passes do processo.

Os valores da carga de laminação simulados e os descritos na literatura se

aproximam, com uma pequena variação, com exceção de alguns passes. No entanto, é razoável admitir que um modelo industrial para cálculo da carga de laminação a quente apresente erros de até  $\pm 10\%$ , que são causados, principalmente, pelas heterogeneidades térmicas do esboço [52]. Entretanto, esta variação também pode ser atribuída aos desvios no valor de carga mensurado, temperatura e velocidade de laminação, além de outras fontes de erros que são inerentes ao sistema, como a imprecisão na medida da redução em cada passe. Segundo Phaniraj et al. [53], assumindo um erro de 1% na espessura pode levar a erros na carga de laminação na faixa de -2 a 1,1%. Portanto, a avaliação da precisão dos modelos para o cálculo de carga é feita com base no valor do erro padrão da estimativa e da percentagem de casos onde são obtidos erros na carga calculada iguais ou inferiores a  $\pm 10\%$  [54].

Como foi discutido no Capítulo 4, a condição de atrito na interface cilindro-tira influencia, fortemente, os requisitos de carga, com isso, um ajuste do fator de atrito pode ser avaliado. Sendo assim, as diferenças nas cargas de laminação também podem ser explicadas pela evolução do fator de atrito ao longo do arco de contato como, por exemplo, a possível transição do atrito de agarramento para o de deslizamento, provocada pela carepa superficial no caso da primeira cadeira, que neste caso não é levada em consideração nas simulações do modelo, e pelas altas velocidades e baixas temperaturas reinantes nas últimas cadeiras, podendo apresentar uma variação do fator de atrito em relação ao utilizado no modelo. No entanto, o último passe, na indústria, possui menor redução para garantir planicidade da tira e, provavelmente, menor carga de laminação, o que condiz com o modelo.

### 5.1.2 Temperatura de Laminação

A temperatura da tira é um dado de extrema importância para o cálculo de diversos parâmetros do processo, como a evolução microestrutural. A evolução da temperatura na superfície da tira, durante a simulação da LTQ, foi comparada com a temperatura medida na planta industrial e descrita na literatura, como mostrado na Figura 5.2.

Os valores da temperatura de laminação simulados e os descritos na literatura se aproximam, havendo variações entre 2 e 12°C. Estas variações podem ser atribuídas, provavelmente, à formação de uma fina camada de óxido na superfície quente da tira, uma vez que esta não é considerada na simulação, resultando em valores mais baixos de temperatura na leitura do pirômetro, já que, a camada de óxido pode alterar o valor da emissividade e, portanto, a leitura da radiação

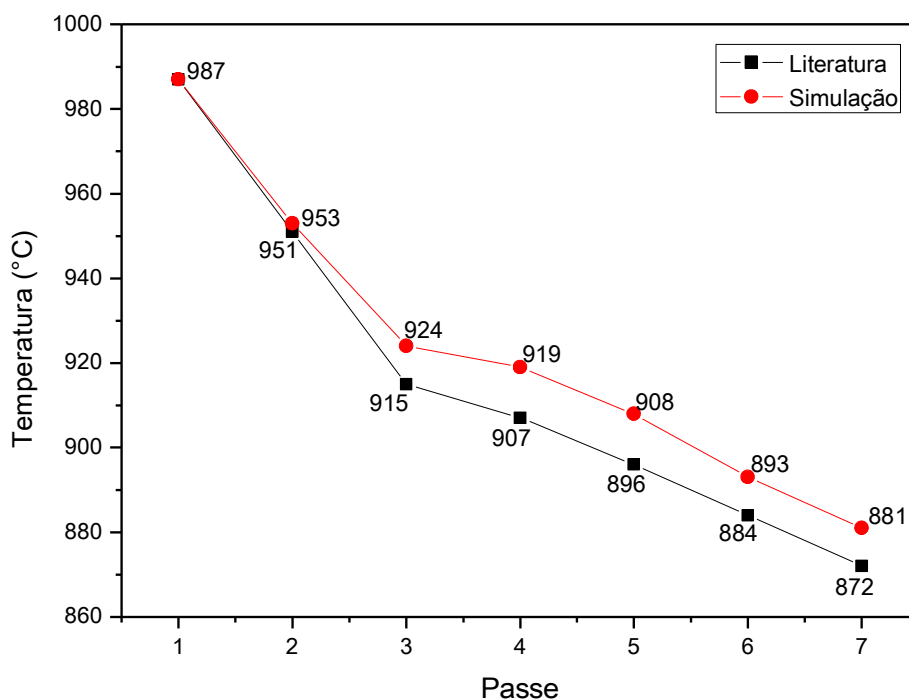


Figura 5.2 Gráfico da temperatura de laminação na superfície da tira, com os valores da simulação e os descritos na literatura [30], para os sete passes do processo.

pelo pirômetro, além dos erros inerentes à operação e ao próprio equipamento. Um problema ainda mais agravante para a precisão dos resultados de evolução térmica calculados é a grande incerteza no valor do coeficiente de transferência de calor a ser adotado, que varia para uma mesma condição de medição em função das condições irregulares de adesão da fina camada de óxido que reveste a superfície da tira. Além disso, mesmo que se disponha da temperatura superficial correta, esse dado não permite determinar o perfil de temperaturas real existente ao longo da espessura da tira.

### 5.1.3 Evolução da Geometria

Outro dado medido na planta industrial e descrito na literatura é a evolução da geometria da tira, sendo assim, foi feita a comparação entre estes dados e os obtidos na simulação para corroborar a validação do modelo. Como era esperado, os valores da espessura da tira simulados coincidem com os descritos na literatura [30], uma vez que foram usados estes valores na caracterização do processo simulado.

Sendo assim, comparando os valores da carga de laminação, da temperatura de laminação e da evolução da geometria medidos na planta industrial com os

obtidos na simulação, pode-se dizer que o modelo apresenta uma boa concordância com o processo industrial descrito na literatura.

## 5.2 Gradiente de Temperatura

Na Figura 5.3 é apresentado o perfil de temperatura ao longo do processo para pontos na superfície e no centro da tira, foi assumido um valor constante de temperatura inicial entre a superfície e o centro da tira igual a  $987^{\circ}\text{C}$ . Por um lado, há a ocorrência do resfriamento causado pela radiação ao ar e pela troca de calor por condução com os cilindros de laminação. A temperatura na superfície, especialmente durante o contato da tira com o cilindro, é sempre menor do que a temperatura no centro da tira, uma vez que, a temperatura dos cilindros é sempre menor quando comparada com a temperatura da tira. Por outro lado, há também o aquecimento adiabático que ocorre devido à aplicação de deformação e ao atrito com os cilindros.

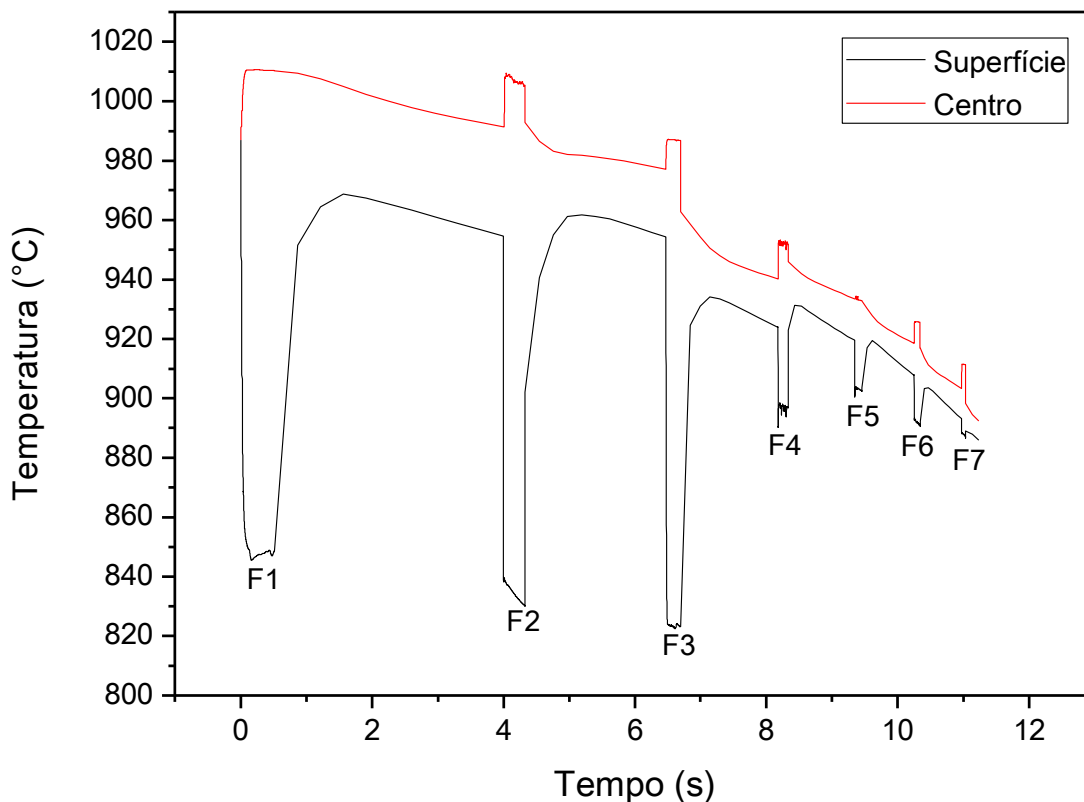


Figura 5.3 Gráfico do perfil de temperatura na superfície e no centro da tira para os sete passes do processo de laminação simulado.

A ocorrência de maiores quedas de temperatura são observadas nos primeiros passes, devido às menores velocidades de laminação e, assim, maior tempo

de contato entre a tira e os cilindros, o que favorece a troca de calor por condução. O aumento da temperatura observado no centro da tira está relacionado com a conversão da energia mecânica em calor, este aumento também é mais expressivo nos primeiros passes em virtude de aplicações de maiores deformações nestes.

O gradiente de temperatura, ao longo da espessura da tira, diminui conforme a tira atinge o passe final do processo como é mostrado na Figura 5.4. Observa-se também que há um resfriamento maior nas laterais da tira, podendo gerar diferenças microestruturais nessas regiões.

### 5.3 Gradientes de Deformação e de Taxa de Deformação

As variações de deformação na tira afetam diretamente a ocorrência dos mecanismos de recristalização e as variações das frações recristalizadas e do tamanho de grão. Sendo assim, a análise da deformação aplicada contribui para o entendimento da evolução microestrutural durante o processo. Na Figura 5.5 é apresentado o perfil de deformação total na seção transversal da tira em cada passe, em que é mostrado um quarto da seção transversal da tira.

De acordo com a Figura 5.5, a deformação próximo à superfície da tira foi maior quando comparada à deformação na região central, o que indica uma distribuição não uniforme da deformação na tira laminada, podendo gerar uma microestrutura não homogênea. Uma heterogeneidade na deformação também ocorre nas extremidades laterais da tira. No entanto, observa-se uma deformação menos uniforme nos primeiros passes de laminação, em especial no segundo, terceiro e quarto passe, quando comparados com os últimos passes, nos quais as deformações aplicadas são menores. Sendo assim, uma possível maneira de reduzir esta heterogeneidade seria realizar o processo com maior número de passes, no entanto, isso não é viável no processo industrial, porém, uma modificação no esquema de passes é viável e pode ser testada com o modelo.

Outro parâmetro importante da laminação é a taxa de deformação, que representa a relação entre a deformação imposta ao material e o tempo necessário para realizar a deformação. Na Figura 5.6 é mostrada a distribuição da taxa de deformação imposta à tira no momento em que a deformação é aplicada pelos cilindros, mais uma vez, está representado apenas um quarto da seção transversal da tira na figura.

De acordo com a Figura 5.6, a distribuição da taxa de deformação se assemelha ao perfil de deformação em cada passe, sendo que as regiões da superfície da tira são deformadas mais rapidamente. No entanto, a distribuição da taxa

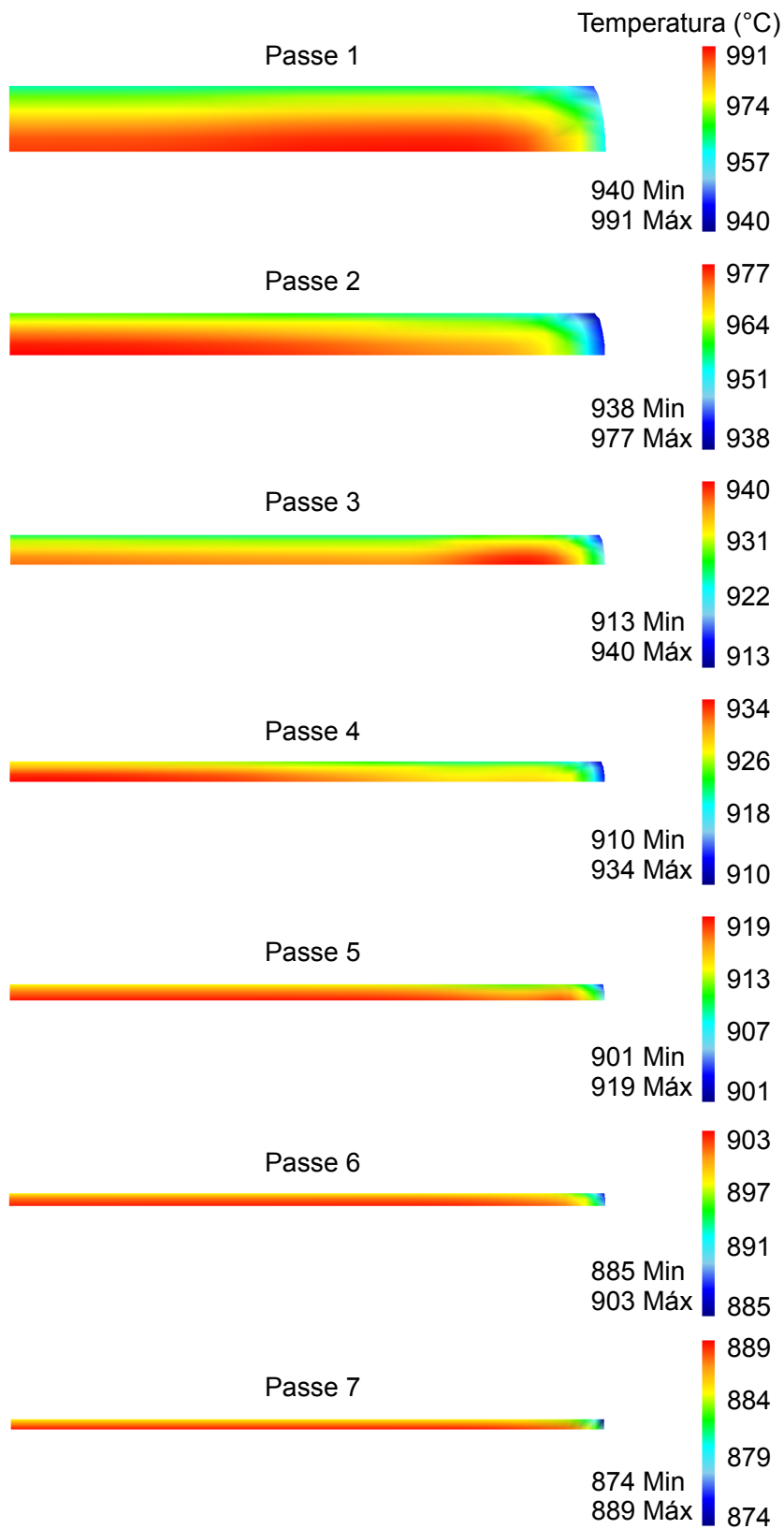


Figura 5.4 Perfil da temperatura, ao longo da espessura da tira (representação de 1/4 da seção transversal da tira), em cada passe do processo de laminação simulado.



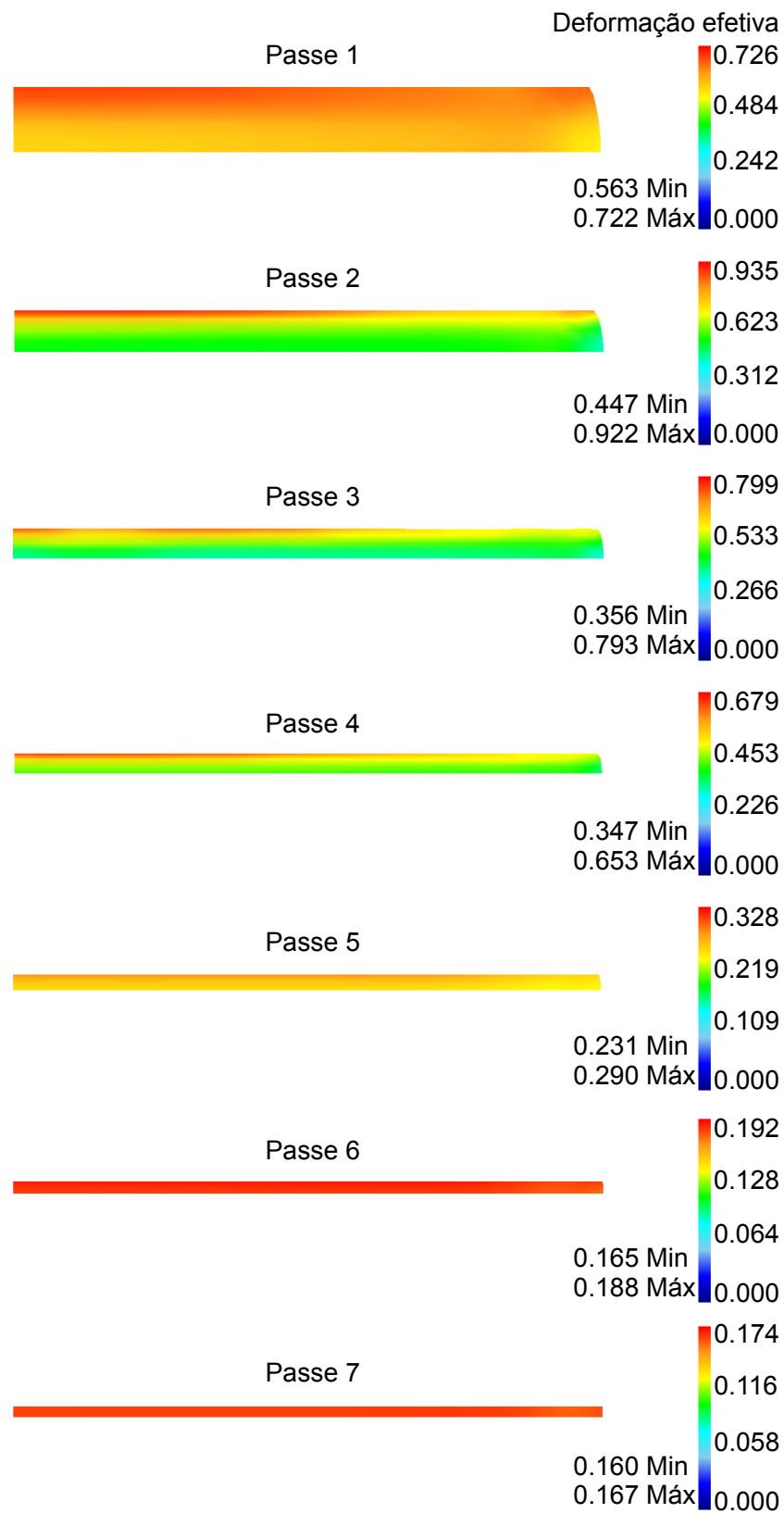


Figura 5.5 Perfil de deformação total, ao longo da espessura da tira (representação de 1/4 da seção transversal da tira), em cada passe do processo de laminação simulado.

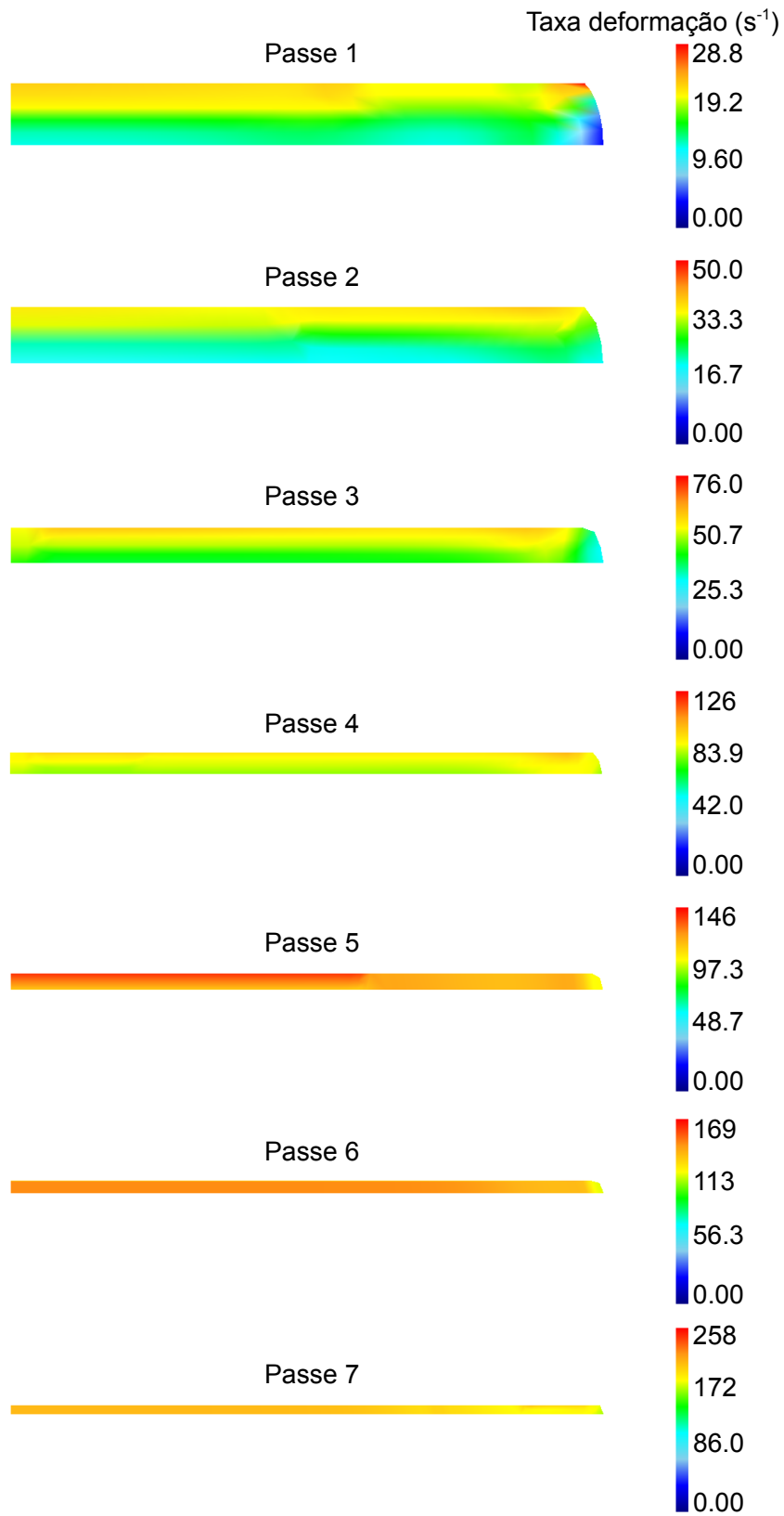


Figura 5.6 Distribuição da taxa de deformação, ao longo da espessura da tira (representação de 1/4 da seção transversal da tira), em cada passe do processo de laminação simulado.

de deformação também se torna mais homogênea nos últimos passes. Nota-se que as regiões laterais da tira laminada apresentam menores taxa de deformação, assim, a cinética das transformações que ocorrem nessas regiões pode ser diferente das demais regiões da tira, visto que, quanto maior for a taxa de deformação aplicada, mais rápido serão os mecanismos de recristalização.

#### 5.4 Recristalização

Uma vez que há gradientes de deformação, de temperatura e de taxa de deformação durante a laminação, podem-se esperar gradientes microestruturais. Na Figura 5.7 é mostrada a evolução microestrutural no primeiro passe de laminação simulado, ao longo da espessura da tira, em que é apresentado um quarto da seção transversal.

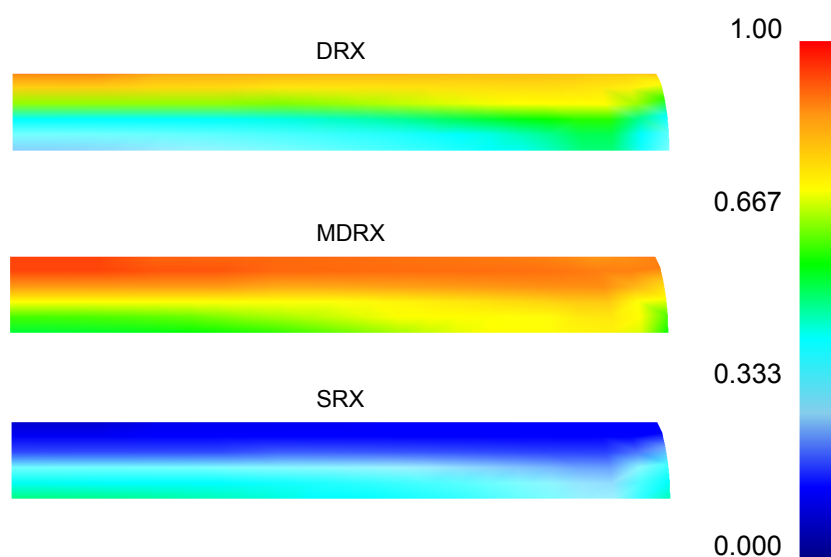


Figura 5.7 Perfil de fração recristalizada, ao longo da espessura da tira, para o primeiro passe e o intervalo entre o primeiro e segundo passe de laminação.

Nota-se que a fração recristalizada dinamicamente é maior na superfície, quando comparada à do centro da tira. Assim que a tira deixa os cilindros de laminação, a restauração prossegue com a recristalização metadinâmica em suas superfícies. A parte central da tira que sofreu menor deformação é amaciada por recristalização estática. Aqui fica evidente que não há uma divisão nítida entre a MDRX e a SRX, sendo necessário considerar os dois mecanismos após a DRX incompleta. Esse comportamento se repete para os demais passes.

O perfil de fração de DRX em cada passe do processo de laminação pode ser visto na Figura 5.8. Observa-se uma distribuição heterogênea da fração de

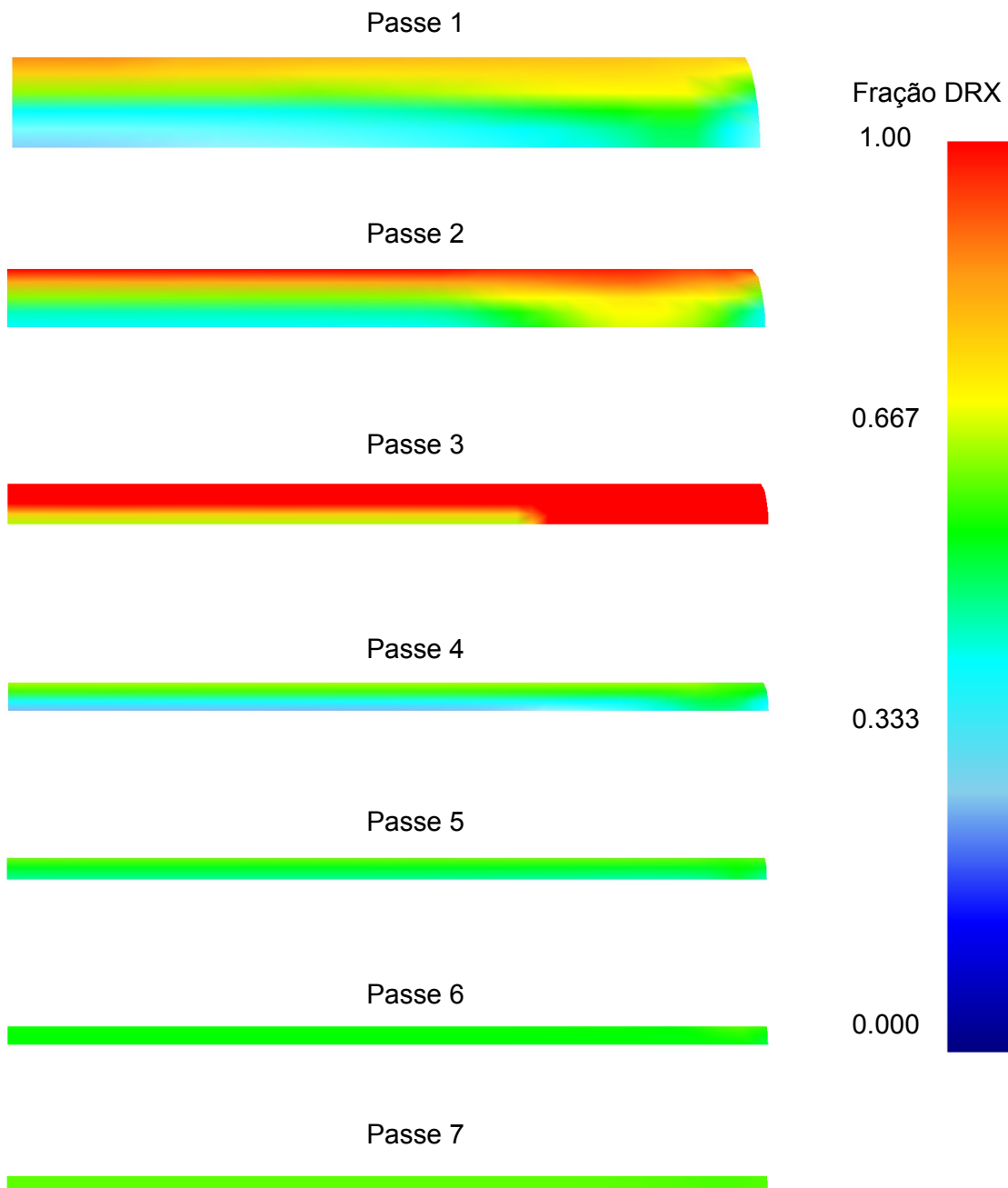


Figura 5.8 Perfil de fração de DRX, ao longo da espessura da tira, para cada passe do processo de LTQ simulado.

DRX ao longo da espessura da tira, tendo uma fração de DRX maior próximo à superfície, que está relacionado com a presença de maiores deformações nestas regiões (Figura 5.5). Assim como ocorre com o perfil de deformação, a fração de DRX se torna mais uniforme ao longo dos passes do processo.

Na Figura 5.8 observa-se, também, que a DRX ocorre de maneira mais ex-

pressiva nos três primeiros passes, tornando-se quase completa no terceiro passe. Este comportamento pode ser explicado ao se analisar, matematicamente, a deformação crítica para a ocorrência da DRX, cujo valor diminui com menores valores de velocidade de deformação e maiores valores de temperatura, condições que caracterizam os primeiros passes do processo, além do alto grau de deformação aplicado, quando comparado aos demais passes. Já nos três últimos passes, a DRX ocorre em toda a espessura da tira, porém não atinge 100% de recristalização, por causa da queda da temperatura de laminação e menores deformações aplicadas.

### 5.5 Tamanho de Grão Austenítico

Este é um parâmetro cuja determinação experimental sob condições industriais é virtualmente impossível [2]. A evolução da microestrutura é calculada em cada elemento da malha traçada para a tira. Um tamanho de grão austenítico inicial de  $100 \mu\text{m}$  foi assumido para todos os elementos. A evolução do tamanho de grão foi comparada para dois pontos diferentes, um na superfície e outro no centro da tira, como mostrado na Figura 5.9.

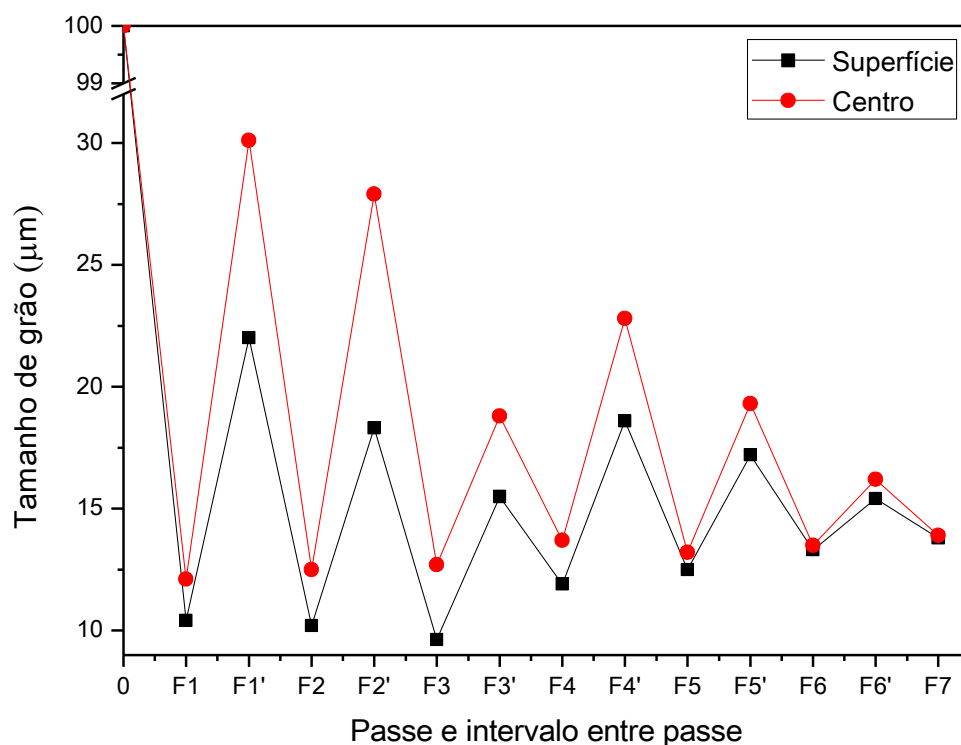


Figura 5.9 Gráfico do tamanho de grão recristalizado na superfície e no centro da tira para os diversos passes e intervalos entre passes do processo.

O tamanho de grão cai rapidamente na fase inicial, nos primeiros três passes. Esta queda brusca é atribuída à rápida nucleação durante a DRX. Subsequentemente, o tamanho de grão aumenta entre os intervalos de passes devido ao crescimento de grãos. Durante os sete passes, os grãos médios são refinados de seu tamanho inicial de  $100 \mu m$  para cerca de  $13,5 \mu m$ , vale ressaltar que este valor corresponde ao valor imediato após o sétimo passe, antes do resfriamento, não sendo, portanto, o tamanho de grão final. Infelizmente não há como medir o tamanho de grão austenítico real da tira durante o processo industrial para comparar com os valores calculados pelo modelo. A diferença no tamanho de grão austenítico, na direção da espessura, foi mais significativa nos primeiros passes. Esta diferença diminui ao longo do processo de laminação e torna-se, aproximadamente,  $0,1 \mu m$  no final da laminação.

A diferença do tamanho de grão está relacionada com os gradientes de deformação, de taxa de deformação e de temperatura ao longo da tira. Sendo a deformação maior na superfície da tira, a fração de recristalização dinâmica, nesta região, será maior, causando um maior refino de grão. Uma vez que, o centro da tira possui temperatura maior do que a superfície, o crescimento de grão é mais significativo nesta região e o tamanho de grão no centro torna-se maior do que na superfície. Durante o processo de laminação, a diferença da deformação e da temperatura entre a superfície e o centro diminui e, conseqüentemente, a diferença no tamanho de grão, entre as duas regiões, também diminui.

De acordo com os resultados apresentados, fica evidente a presença de gradientes de deformação, de taxa de deformação e de temperatura ao longo da tira no processo de LTQ, que devem ser considerados na determinação da evolução microestrutural, uma vez que influenciam os mecanismos de recristalização.

## 5.6 Efeito da Temperatura de Entrada

Neste item é discutido a influência da temperatura inicial da tira no processo de LTQ. Para isso, foi feita uma comparação entre a simulação do processo industrial de acordo com os parâmetros descritos na literatura (S1) e outras duas simulações, uma com temperatura inicial acrescida de  $50^{\circ}C$  (S2) e outra com temperatura inicial de  $937^{\circ}C$  (S3), o que equivale a um decréscimo de  $50^{\circ}C$  na temperatura inicial da tira.

### 5.6.1 Carga de Laminação

Na Figura 5.10 é apresentada a comparação entre os valores de carga para as simulações S1, S2 e S3 durante o processo de LTQ simulado.

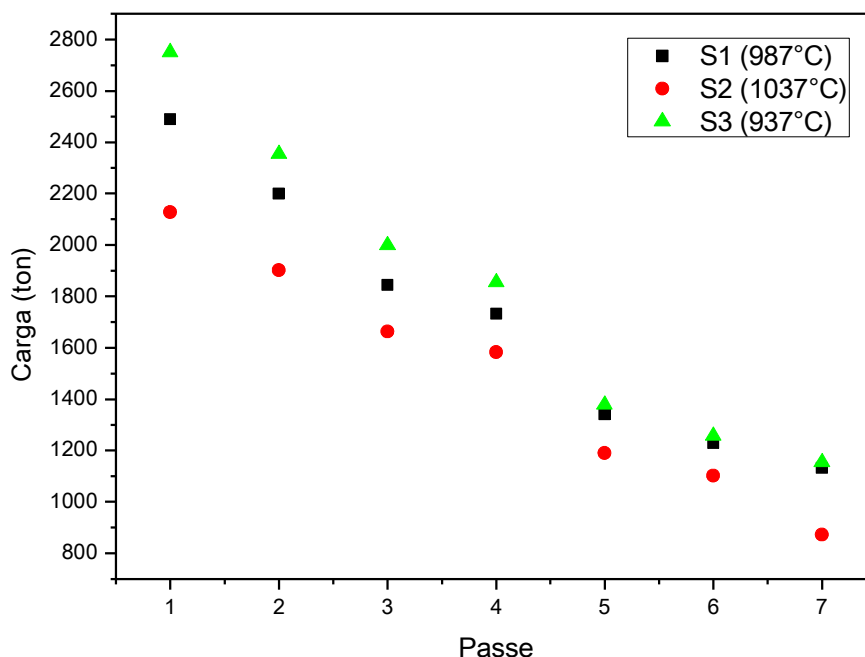


Figura 5.10 Gráfico da carga de laminação para os diversos passes do processo, com os valores das simulações S1 ( $987^{\circ}\text{C}$ ), S2 ( $1037^{\circ}\text{C}$ ) e S3 ( $937^{\circ}\text{C}$ ).

Nota-se que com o aumento da temperatura inicial da tira em  $50^{\circ}\text{C}$  (S2) há uma queda na carga de laminação, principalmente no primeiro e último passe, atingindo uma redução de 23% no último passe. Como era de se esperar, ocorre um aumento da carga de laminação com a diminuição da temperatura inicial da tira (S3), no entanto, esse acréscimo na carga se torna cada vez menor ao longo do processo, passando de 10,5% no primeiro passe para 2% no sétimo passe. Esse fato pode estar relacionado a um possível aquecimento adiabático na simulação S3, que faz com que a tira perca menos calor durante o processo de laminação.

### 5.6.2 Temperatura de Laminação

Nesta seção é mostrado a comparação do gradiente de temperatura para os passes um, quatro e sete, uma vez que os resultados encontrados para as diferentes cadeiras de laminação levam praticamente as mesmas conclusões. Na Figura 5.11 é mostrado o gradiente de temperatura em um quarto da seção transversal da tira para as simulações S1, S2 e S3.

De acordo com a Figura 5.11, com o aumento da temperatura inicial, simulação S2, há uma tendência em diminuir o gradiente de temperatura ao longo da espessura da tira, deixando o perfil de temperatura mais homogêneo. Por ou-

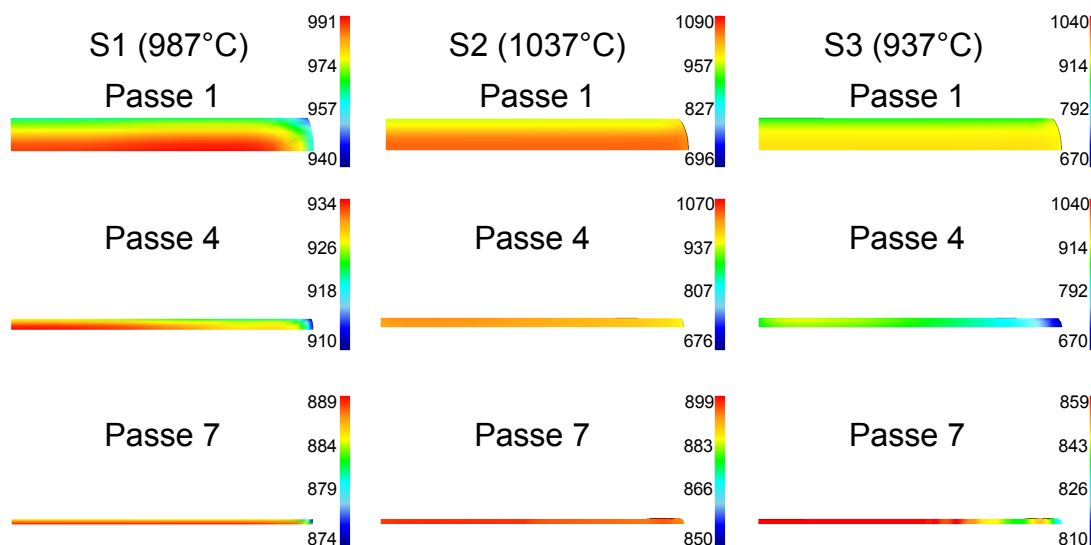


Figura 5.11 Perfil da temperatura de laminação para os passes 1, 4 e 7 do processo, com os valores das simulações S1, S2 e S3.

tro lado, a diminuição da temperatura inicial (S3) gera gradientes ainda maiores, principalmente nas laterais da tira, o que pode provocar diferenças ainda maiores na cinética de transformações em toda a região da tira.

### 5.6.3 Deformação

Aqui, novamente, é feito a comparação entre os passes um, quatro e sete das três simulações. O perfil de deformação para estes passes, nas três simulações, é apresentado na Figura 5.12.

Observa-se que o perfil de deformação é independente da temperatura inicial da tira, como pode ser visto na Figura 5.12, as três simulações apresentam o mesmo perfil de deformação para os respectivos passes.

### 5.6.4 Tamanho de Grão

A Figura 5.13 permite comparar as evoluções do tamanho de grão que ocorreriam para as simulações S1, S2 e S3.

Nota-se que com o aumento da temperatura inicial o grau de refino de grão conseguido é menor, visto que um aumento na temperatura ocasiona em um crescimento de grão maior. No entanto, devido à maior homogeneidade do perfil de temperatura ao longo da espessura da tira, de acordo com a Figura 5.11, haverá uma diferença menor no tamanho de grão entre o centro e a superfície da tira.

Como foi discutido anteriormente, para a simulação S1, é possível observar



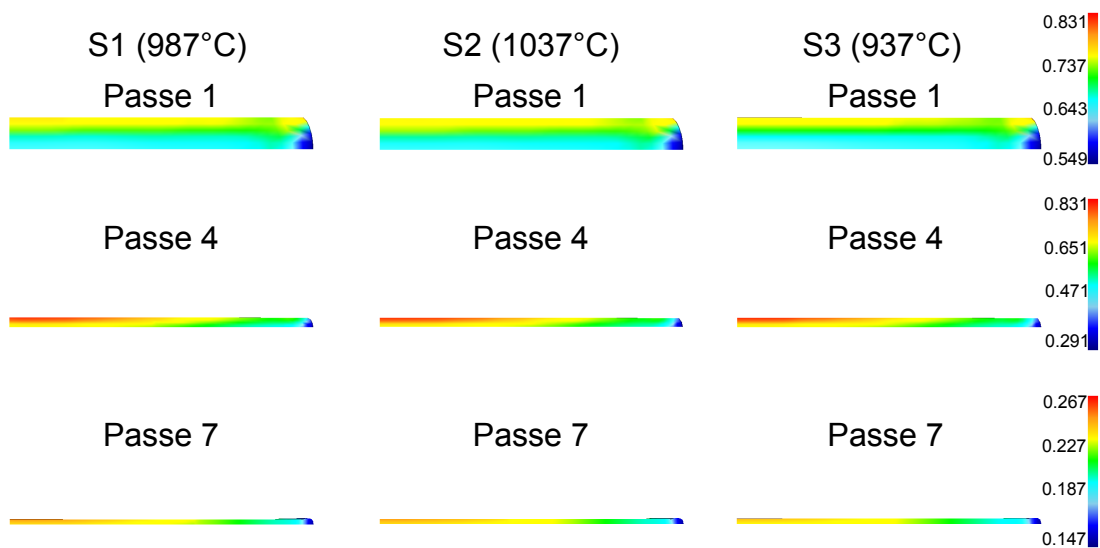


Figura 5.12 Perfil de deformação para os passes 1, 4 e 7 do processo, com os valores das simulações S1, S2 e S3.

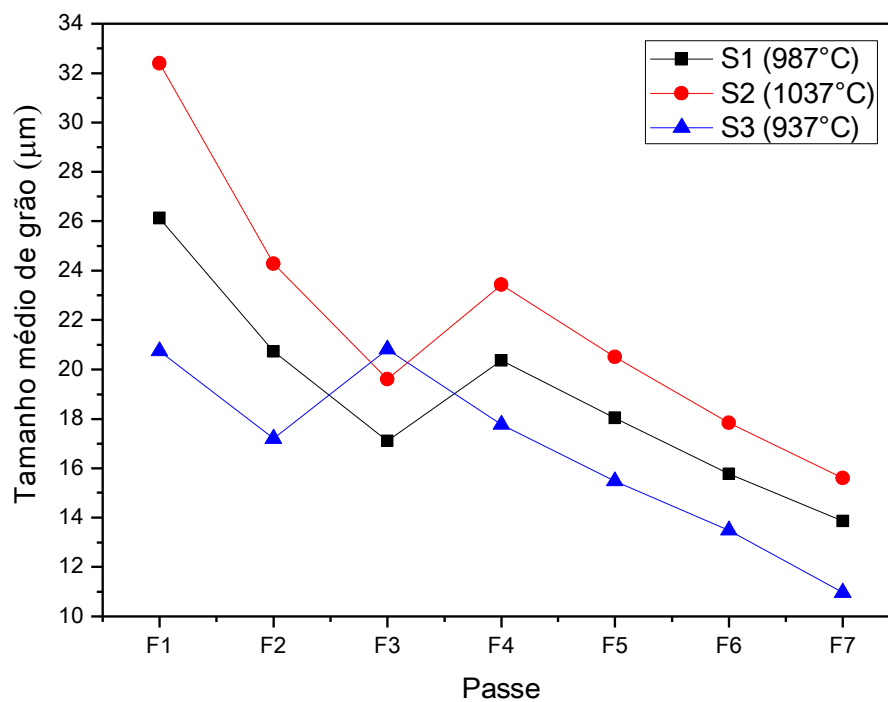


Figura 5.13 Gráfico do tamanho de grão médio para os diversos passes do processo, com os valores das simulações S1, S2 e S3.

a ocorrência de DRX no quarto passe do processo (Figura 5.8), porém de forma menos efetiva, ocasionando um refino de grão menor e, após o crescimento de grão, o tamanho de grão no quarto passe é maior quando comparado ao terceiro passe. Contudo, a deformação residual presente no material seria suficiente

para provocar uma fração de DRX maior no quinto passe, assim como nos demais passes. O mesmo comportamento foi observado para a simulação S2, que apresentou tamanho de grão médio de  $15,6 \mu m$  ao final do processo.

Já para a simulação S3, o modelo previu que o material apresentaria uma fração de DRX menos expressiva no terceiro passe, uma vez que o valor da deformação crítica aumenta com o decréscimo de temperatura (Equação 2.14). No entanto, a deformação residual presente no material provoca a DRX nos demais passes e, por fim, o material nesta situação, de menor temperatura, acaba tendo um refino de grão maior ao final do processo, já que o crescimento de grão é menor, obtendo tamanho de grão de  $11 \mu m$ , o qual garante produtos com alta resistência mecânica, boa ductilidade e conformabilidade, como exemplo pode ser citado a relação de Hall-Petch entre o tamanho de grão e o limite de escoamento, um material com granulação fina é mais duro e mais resistente do que um material que possui granulação grosseira. Também deve-se mencionar que a redução no tamanho do grão aumenta não somente a resistência, mas também a tenacidade.

Se compararmos o tamanho de grão médio da simulação S1 no gráfico da Figura 5.13 com o gráfico da Figura 5.9 é possível observar que a determinação do tamanho de grão para toda a tira, levando em conta os gradientes que ocorrem no processo, é mais precisa para representar a distribuição de grãos quando comparada com o tamanho de grão médio (Figura 5.14).

Como pode ser observado na Figura 5.14, o tamanho de grão médio nem sempre está no ponto médio entre a superfície e o centro da tira, isto pode estar relacionado com uma penetração maior da DRX em direção ao centro da tira para alguns passes, como no segundo passe, o que proporciona um refino de grão maior, por outro lado, uma DRX mais superficial pode ser assumida, caso o tamanho de grão médio fique mais próximo do tamanho de grão medido no centro da tira.

Sendo assim, a análise da evolução microestrutural, levando em conta os gradientes, durante todo o processo, é mais adequada para estudar os mecanismos de amaciamento e a evolução do tamanho de grão encontrados na LTQ.

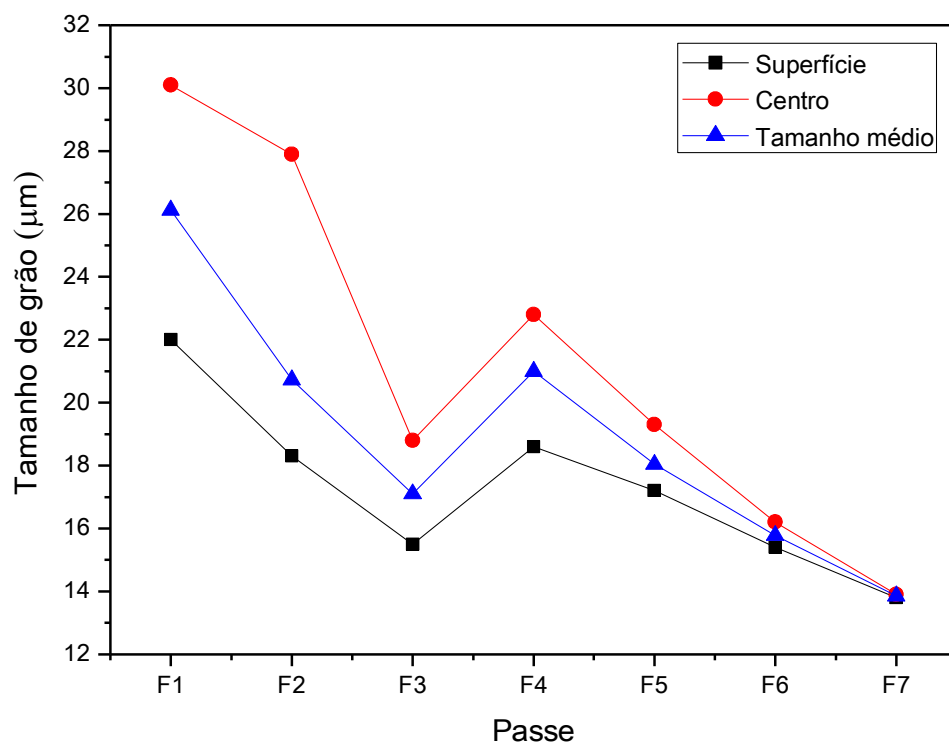


Figura 5.14 Gráfico comparando o tamanho de grão recristalizado na superfície e no centro da tira e o tamanho de grão médio para os sete passes do processo na simulação S1.



## 6 CONCLUSÕES

- Neste trabalho, foi desenvolvido um modelo termomecânico para representar o processo de laminação industrial, através do software DEFORM<sup>TM</sup>3D, e estudar a evolução microestrutural. Os resultados da força e temperatura de laminação apresentados mostram uma boa concordância do modelo com o processo industrial descrito na literatura.
- A simulação da deformação acoplada com a transferência de calor no processo LTQ possibilitou uma análise abrangente dos parâmetros de processo.
- A análise de sensibilidade mostrou que o fator de atrito gera grande influência sobre a carga e o perfil de laminação, assim como o coeficiente de transferência de calor que provoca alterações no perfil de temperatura, principalmente nos primeiros passes, afetando a carga de laminação. Isso mostra que estes parâmetros devem ser cuidadosamente selecionados.
- Os resultados da simulação confirmam que a recristalização durante os múltiplos passes de laminação a quente é influenciada, principalmente, pela deformação, taxa de deformação e temperatura.
- Fica evidente a presença de gradientes de temperatura, de deformação e de taxa de deformação na tira laminada, influenciando os mecanismos de recristalização.
- Apesar da microestrutura recristalizada durante os três primeiros passes apresentar um refinamento de grão significativo, a distribuição do tamanho de grão é menos homogênea, no sentido da espessura da tira, em relação aos quatro últimos passes.
- Outro resultado de interesse é que a deformação aplicada nos primeiros passes é suficiente para que ocorra a DRX, principalmente na região próxima à superfície da tira, tornando-se quase completa em toda a tira no terceiro passe. Subsequentemente, há uma redução da DRX nos últimos passes, sendo a fração recristalizada no último passe em torno de 55%.
- Os resultados mostram que ambos os comportamentos de amaciamento, a SRX e a MDRX ocorrem após a DRX parcial.
- A variação na temperatura inicial da tira provoca alterações na carga de laminação, o aumento da temperatura em 50°C reduz a carga em até 23%, provocando, também uma maior homogeneidade do perfil de temperatura.
- A variação na temperatura inicial da tira não influencia o perfil de deformação. No entanto, o aumento da temperatura inicial gera um tamanho de grão maior na tira, ao final do processo.
- Pequenas variações nos parâmetros de processo, como a temperatura de la-

minação, podem alterar de forma significativa toda a evolução microestrutural que acontece durante o processo, além de refletir na evolução das cargas de laminação.

- De acordo com os resultados, a análise do tamanho médio de grão, considerando a tira como um único ponto, pode ocultar os mecanismos que realmente ocorrem na LTQ.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Para trabalhos futuros sugere-se as simulações do processo de resfriamento após a última cadeia de laminação e da transformação de fase da austenita para a ferrita, que são possíveis de serem previstos neste software por meio da utilização correta dos dados metalúrgicos. Assim, toda a etapa final do processo fica caracterizada, proporcionando um melhor entendimento do produto semiacabado.

Outra sugestão seria simular o processo de laminação levando-se em conta a evolução do fator de atrito e do coeficiente de transferência de calor por condução, aproximando ainda mais a simulação do processo real.

Por fim, o estudo de diferentes esquemas de passes, e a influência destes na evolução microestrutural do material, utilizando o modelo proposto neste trabalho.





## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ASSOCIATION, W. S. et al. *Steel Statistical Yearbook 2014*. 2014. Acessado em 19/01/2015. Disponível em: <<http://www.worldsteel.org/statistics/statistics-archive/yearbook-archive.html>>.
- [2] GORNI, A. A. Aplicações de um modelo de evolução microestrutural. *Revista Metalurgia e Materiais*, p. 631–633, 2004.
- [3] GORNI, A. A.; SILVA, M. R. S. da. Modelamento da evolução microestrutural durante a laminação de tiras a quente de aços microligados ao nióbio. In: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, MATERIAIS E MINERAÇÃO - ABM. *49º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos*. Vila Velha - ES, 2012. p. 703–712.
- [4] SUN, C. G. Investigation of interfacial behaviors between the strip and roll in hot strip rolling by finite element method. *Tribology international*, Elsevier, v. 38, n. 4, p. 413–422, 2005.
- [5] JIANG, Z. Y.; TIEU, A. K. A 3-D finite element method analysis of cold rolling of thin strip with friction variation. *Tribology international*, Elsevier, v. 37, n. 2, p. 185–191, 2004.
- [6] DING, H.; HIRAI, K.; HOMMA, T.; KAMADO, S. Numerical simulation for microstructure evolution in AM50 mg alloy during hot rolling. *Computational Materials Science*, Elsevier, v. 47, n. 4, p. 919–925, 2010.
- [7] DING, H.-l.; WANG, T.-y.; YANG, L.; KAMADO, S. Fem modeling of dynamical recrystallization during multi-pass hot rolling of am50 alloy and experimental verification. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Elsevier, v. 23, n. 9, p. 2678–2685, 2013.
- [8] WANG, X.; LI, F.; YANG, Q.; HE, A. FEM analysis for residual stress prediction in hot rolled steel strip during the run-out table cooling. *Applied Mathematical Modelling*, Elsevier, v. 37, n. 1, p. 586–609, 2013.
- [9] NALAWADE, R. S.; PURANIK, A. J.; BALACHANDRAN, G.; MAHADIK, K. N.; BALASUBRAMANIAN, V. Simulation of hot rolling deformation at intermediate passes and its industrial validity. *International Journal of Mechanical Sciences*, Elsevier, v. 77, p. 8–16, 2013.
- [10] KIM, J.; LEE, J.; HWANG, S. M. An analytical model for the prediction of strip temperatures in hot strip rolling. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Elsevier, v. 52, n. 7, p. 1864–1874, 2009.
- [11] QINGQIANG, H.; JIA, S.; CHENGXIN, Y.; JUNYOU, Z.; ZONGBO, Z. Thermo-mechanical modeling and simulation of microstructure evolution in multi-pass h-shape rolling. *Finite Elements in Analysis and Design*, Elsevier, v. 76, p. 13–20, 2013.

- [12] WANG, M.-T.; ZANG, X.-L.; LI, X.-T.; DU, F.-S. Finite element simulation of hot strip continuous rolling process coupling microstructural evolution. *Journal of Iron and Steel Research*, Elsevier, v. 14, n. 3, p. 30–36, 2007.
- [13] PIETRZYK, M. Finite element based model of structure development in the hot rolling process. *Steel research*, v. 61, n. 12, p. 603–607, 1990.
- [14] KARHAUSEN, K.; KOPP, R. Model for integrated process and microstructure simulation in hot forming. *Steel Research*, Stahleisen, v. 63, n. 6, p. 247–256, 1992.
- [15] NANBA, S.; KITAMURA, M.; SHIMADA, M.; KATSUMATA, M.; INOUE, T.; IMAMURA, H.; MAEDA, Y.; HATTORI, S. Prediction of microstructure distribution in the through-thickness direction during and after hot rolling in carbon steels. *ISIJ international*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 32, n. 3, p. 377–386, 1992.
- [16] LIU, Y.; LIN, J. Modelling of microstructural evolution in multipass hot rolling. *Journal of materials processing technology*, Elsevier, v. 143, p. 723–728, 2003.
- [17] ZHOU, S. X. An integrated model for hot rolling of steel strips. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 134, n. 3, p. 338–351, 2003.
- [18] DYJA, H.; KORCZAK, P. The thermal–mechanical and microstructural model for the FEM simulation of hot plate rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 92, p. 463–467, 1999.
- [19] HWANG, S. M.; SUN, C. G.; RYOO, S. R.; KWAK, W. J. An integrated FE process model for precision analysis of thermo-mechanical behaviors of rolls and strip in hot strip rolling. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, Elsevier, v. 191, n. 37, p. 4015–4033, 2002.
- [20] WELLS, M. A.; SAMARASEKERA, I. V.; BRIMACOMBE, J. K.; HAWBOLT, E. B.; LLOYD, D. J. Modeling the microstructural changes during hot tandem rolling of AA5XXX aluminum alloys: Part I. microstructural evolution. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Springer, v. 29, n. 3, p. 611–620, 1998.
- [21] VALBERG, H. S. *Applied metal forming: including FEM analysis*. [S.l.]: Cambridge University Press, 2010.
- [22] REGONE, W.; JORGE, A. M.; BALANCIN, O. Metodologia para determinar os tipos de amaciamentos que atuam em processos termomecânicos. In: *14<sup>o</sup> CBECIMAT*. [S.l.: s.n.], 2000.
- [23] SELLARS, C. M.; WHITEMAN, J. A. Recrystallization and grain growth in hot rolling. *Metal Science*, Maney Publishing, v. 13, n. 3-4, p. 3–4, 1979.
- [24] SICILIANO, F.; MINAMI, K.; MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of the mean flow stress, fractional softening and grain size during the hot strip rolling of C-Mn steels. *ISIJ international*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 36, n. 12, p. 1500–1506, 1996.

- [25] MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J.; HODGSON, P. D. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. *ISIJ international*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 36, n. 6, p. 720–728, 1996.
- [26] MINAMI, K.; SICILIANO, F.; MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of mean flow stress during the hot strip rolling of Nb steels. *ISIJ international*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 36, n. 12, p. 1507–1515, 1996.
- [27] KIRIHATA, A.; SICILIANO, F.; MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J. Mathematical modelling of mean flow stress during the hot strip rolling of multiply-alloyed medium carbon steels. *ISIJ international*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 38, n. 2, p. 187–195, 1998.
- [28] SICILIANO, F.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and materials transactions A*, Springer, v. 31, n. 2, p. 511–530, 2000.
- [29] PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. [S.l.]: ABM, 2005.
- [30] SICILIANO, F. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Tese (PhD Thesis and Metallurgical Engineering) — Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Canada, 1999.
- [31] SELLARS, C. M.; DAVIES, G. J. *Hot working and forming processes: proceedings of an International Conference on Hot Working and Forming Processes*. [S.l.]: Maney Pub, 1980.
- [32] HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-MN and microalloyed steels. *ISIJ international*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 32, n. 12, p. 1329–1338, 1992.
- [33] HODGSON, P. D.; HAZELDEN, L. O.; MATTHEWS, D. L.; GLOSS, R. E. The development and application of mathematical models to design thermomechanical processes for long products. In: *Microalloying conference proceedings*. [S.l.: s.n.], 1995. p. 341–353.
- [34] MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. Plastic deformation of materials: Treatise on materials science and technology. In: \_\_\_\_\_. [S.l.]: Elsevier, 2013. v. 6, cap. Recovery and recrystallization during high temperature deformation, p. 393–493.
- [35] ROSSARD, C. Mechanical and structural behaviour under hot working conditions. *The microstructure and design of alloys*, p. 175–203, 1973.
- [36] ROUCOULES, C. *Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels*. Tese (PhD Thesis and Metallurgical Engineering) — Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Canada, 1992.

- [37] SENUMA, T.; YADA, H. Microstructural evolution of plain carbon steels in multiple hot working. In: *RISO NATIONAL LABORATORY. Annealing Processes—Recovery, Recrystallization, and Grain Growth, Proc. 7th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Sei.* Roskilde, Denmark, 1986. p. 547–552.
- [38] YADA, H. Prediction of microstructural changes and mechanical properties in hot strip rolling. In: *Int. Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel.* [S.l.: s.n.], 1987. p. 105–119.
- [39] HODGSON, P. D. The metadynamic recrystallization of steels. In: *THERMEC 97: International Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials.* [S.l.: s.n.], 1997. p. 121–131.
- [40] SOUZA, A. L. B.; CANTO, R. B.; BALANCIN, O. Laminação a quente: Simulação numérica acoplada com a evolução microestrutural. *Revista ABM - Metalurgia, Materiais & Mineração*, v. 70, p. 499–503, 2014.
- [41] HELMAN, H.; CETLIN, P. R. *Fundamentos da conformação mecânica dos metais.* [S.l.]: Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Fundação Christiano Ottoni, 1993.
- [42] JARRETA, D. D.; SOUZA, E. N.; BALANCIN, O.; BARBOSA, C. A. Análise crítica da base de dados de software de simulação numérica para conformação a quente da liga VAT@718. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo*, v. 5, n. 1, p. 28–34, 2008.
- [43] SELLARS, C. M.; TEGART, W. J. Relationship between strength and structure in deformation at elevated temperatures. *Memoires et Etudes Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, v. 63, n. 9, p. 731–746, 1966.
- [44] SELLARS, C. M.; TEGART, W. J. Hot workability. *International Materials Reviews*, Maney Publishing, v. 17, n. 1, p. 1–24, 1972.
- [45] CUTRIM, R. M. *Influência das Condições de Deformação na Recristalização Dinâmica do Aço Médio Carbono 38MnSiVS5 Microligado ao Vanádio.* Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de São Carlos, 2009.
- [46] SCIENTIFIC FORMING TECHNOLOGIES CORPORATION - SFTC. *DEFORM Integrated 2D-3D Version 10,1 User's Manual.* Columbus, Ohio, 2010.
- [47] KOBAYASHI, S.; OH, S.-I.; ALTAN, T. *Metal forming and the finite-element method.* [S.l.]: Oxford University Press (New York), 1989. 30–33 p.
- [48] CHEN, W.; SAMARASEKERA, I.; HAWBOLT, E. Fundamental phenomena governing heat transfer during rolling. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 24, n. 6, p. 1307–1320, 1993.
- [49] LI, Y.; SELLARS, C. Comparative investigations of interfacial heat transfer behaviour during hot forging and rolling of steel with oxide scale formation. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 80, p. 282–286, 1998.

- [50] FLETCHER, J.; BEYNON, J. Heat transfer conditions in roll gap in hot strip rolling. *Ironmaking & steelmaking*, Maney, v. 23, n. 1, p. 52–57, 1996.
- [51] PIETRZYK, M.; LENARD, J. The effect of the temperature rise of the roll on the simulation of the flat rolling process. *Journal of materials processing technology*, Elsevier, v. 22, n. 2, p. 177–190, 1990.
- [52] POLIAK, E. I.; SHIM, M. K.; KIM, G. S.; CHOO, W. Y. Application of linear regression analysis in accuracy assessment of rolling force calculations. *Metals and Materials*, Springer, v. 4, n. 5, p. 1047–1056, 1998.
- [53] PHANIRAJ, M. P.; BEHERA, B. B.; LAHIRI, A. K. Thermo-mechanical modeling of two phase rolling and microstructure evolution in the hot strip mill: Part I. prediction of rolling loads and finish rolling temperature. *Journal of materials processing technology*, Elsevier, v. 170, n. 1, p. 323–335, 2005.
- [54] GORNI, A. A.; SILVA, M. R. S. da. Comparação entre os modelos para o cálculo de carga na laminação a quente industrial. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, v. 9, n. 3, p. 197–203, 2012.