



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
CENTRO TECNOLÓGICO  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA  
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**Análise comparativa  
entre os perfis de carga  
de laminação a quente  
industriais e os obtidos  
via modelamento  
matemático**



**EVALDO DINIZ DIAS**

**ORIENTADOR: Prof. JOSÉ ADILSON DE CASTRO**

**VOLTA REDONDA**

**2019**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA  
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**IVALDO DINIZ DIAS**

**“Análise comparativa entre os perfis de carga de laminação a quente industriais e os obtidos via modelamento matemático”**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense.

Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais.

**Orientador:** Prof. JOSÉ ADILSON DE CASTRO, Ph.D.

**Volta Redonda**

**2019**

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM  
Gerada com informações fornecidas pelo autor

D541a Dias, Evaldo diniz  
Análise comparativa entre os perfis de carga de laminação a quente industriais e os obtidos via modelamento matemático / Evaldo diniz Dias ; JOSÉ ADILSON DE CASTRO, orientador. Volta Redonda, 2019.  
125 f. : il.

Dissertação (mestrado)-Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2019.

DOI: <http://dx.doi.org/10.22409/PPGEM.2019.m.10466528779>

1. Laminação a quente. 2. Simulação numérica. 3. Carga de laminação. 4. Relações constitutivas. 5. Produção intelectual. I. CASTRO, JOSÉ ADILSON DE, orientador. II. Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda. III. Título.

CDD -

**EVALDO DINIZ DIAS**

**“Análise comparativa entre os perfis de carga de laminação a quente industriais e os obtidos via modelamento matemático”**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense.

Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais.

**BANCA EXAMINADORA**



---

**Prof. Marcos Flávio de Campos, Dr. Sc.**  
**Universidade Federal Fluminense**



---

**Prof. Fulvio Siciliano Junior, Ph.D.**  
**Dynamic Systems Inc.**



---

**Prof. José Adilson de Castro, Ph.D., Orientador**  
**Universidade Federal Fluminense**

**VOLTA REDONDA**  
**2019**

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus pelo amparo e coragem para realização deste trabalho.

Ao meu orientador Professor José Adilson de Castro por toda paciência, cuidado e por todo empenho dedicado à minha qualificação.

Ao professor Luciano Pessanha pelos ensinamentos, orientações e incentivo.

A Companhia Siderúrgica Nacional pela disponibilização de recursos e equipamentos para realização deste trabalho.

Ao meu gerente, Alexandre Sampaio Pimentel pela confiança depositada e ao constante incentivo ao meu desenvolvimento profissional.

Por fim, agradeço a minha família e amigos pelo apoio incondicional e pelo suporte nos momentos de dificuldade.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>8</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>12</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS</b> .....	<b>14</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>16</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>17</b>
<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>18</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>20</b>
2.1 PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE CHAPAS.....	20
2.1.1 Reaquecimento .....	21
2.1.2 Desbaste .....	22
2.1.3 Acabamento .....	22
2.1.4 Resfriamento .....	23
2.2 CÁLCULO DE CARGA NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE .....	23
2.2.1 Modelo de Orowan-Pascoe .....	24
2.2.2 Modelo de Sims.....	25
2.2.3 Modelo de Ekelund.....	26
2.3 RELAÇÕES GEOMÉTRICAS DURANTE A LAMINAÇÃO DE PRODUTOS PLANOS .....	26
2.3.1 Arco de Contato.....	28
2.3.2 Ângulo de Contato.....	29
2.4 PROCESSO DE DEFORMAÇÃO DURANTE A LAMINAÇÃO .....	29
2.4.1 Condições de Mordida e Arraste da Chapa Pelos Cilindros de Laminação.....	30
2.4.2 Taxa de Deformação .....	31
2.5 FENÔMENOS METALÚRGICOS ENVOLVIDOS NA LAMINAÇÃO A QUENTE .....	32
2.5.1 Encruamento .....	33
2.5.2 Recuperação Estática e Dinâmica.....	34
2.5.3 Recristalização Estática (SRX).....	35
2.5.4 Recristalização Dinâmica (DRX) .....	38
2.5.5 Recristalização Metadinâmica (MDRX) .....	41
2.5.6 Crescimento de Grão .....	43
2.5.7 Efeitos da Precipitação.....	44
2.6 MODELAMENTO DA TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO (TME) .....	47
2.7 MÉTODOS EXPERIMENTAIS PARA DETERMINAÇÃO DA TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO (TME) .....	48
2.7.1 Previsão da TME Baseada em Recristalização Estática .....	48
2.7.2 Previsão da TME baseada em Recristalização Dinâmica .....	51

2.7.3	Análise da Tensão Média de Escoamento Durante o Processo de Laminação a Quente .....	52
2.7.4	Laminação Controlada Convencional : .....	54
2.7.5	Laminação Controlada por Recristalização .....	54
2.7.6	Laminação Controlada por Recristalização Dinâmica .....	55
2.8	Modelamento Matemático.....	56
2.9	Simulação Física .....	57
2.9.1	Sistema de Simulação Gleeble .....	57
2.9.2	Módulo Hydrawedge.....	59
<b>3.</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>61</b>
3.1	OBJETIVO GERAL .....	61
3.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	61
<b>4.</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>62</b>
4.1	MATERIAIS .....	62
4.2	MÉTODOS.....	65
4.2.1	Laminação Industrial .....	66
4.2.2	Testes de Conformação no Simulador Termomecânico Gleeble .....	66
4.2.3	Equacionamento Analítico .....	70
4.2.4	Equações para Modelagem Computacional.....	72
4.2.5	Caracterização Microestrutural.....	82
4.2.6	Determinação dos Parâmetros Constitutivos .....	88
<b>5.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>95</b>
5.1	DADOS DE PROCESSAMENTO .....	95
5.1.1	Diâmetro dos cilindros .....	95
5.1.2	Rotação dos Cilindros .....	96
5.1.3	Temperaturas de Laminação.....	97
5.2	FORÇAS DE LAMINAÇÃO PREVISTAS ATRAVÉS DE MODELOS ANALÍTICOS .....	97
5.3	MODELO DE VOLUMES FINITOS.....	111
5.3.1	Aço ao Carbono Manganês.....	112
5.3.2	Aço Microligado ao Nióbio.....	114
<b>6.</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>118</b>
<b>7.</b>	<b>PERPECTIVAS DE TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>120</b>
<b>8.</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>121</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Ilustração do princípio da laminação de produtos planos (Acervo pessoal).....	20
Figura 2 - Ilustração do fluxo de produção de um laminador de tiras a quente (Adaptado de LISSEL, 2006).....	21
Figura 3 - Diagrama esquemático das forças atuantes durante a deformação do metal (Adaptado de LENARD, 2007). ....	24
Figura 4 - Forças atuantes durante o processo de laminação (Adaptado de DIETER, 1961). ....	27
Figura 5 – Representação do arco de contato (Adaptado de HOSFORD; CADDELL, 2007).....	28
Figura 6 - Distribuição da pressão ao longo do arco de contato (Adaptado de DIETER, 1961). ....	29
Figura 7 - Evolução da estrutura do grão no estado sólido pela deformação e recozimento. (a) grãos deformados. (b) Mecanismo de recuperação. (c) Mecanismo de recristalização (Adaptado de CUNHA, 2010). ....	33
Figura 8 - Mecanismos recuperação e recristalização na deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE. (b) durante a laminação para metais de baixa EDE (Adaptado de MCQUEEN; JONAS, 1975). ....	34
Figura 9 - Desenvolvimento da microestrutura durante a DRX (Adaptado de HUMPHREYS; HATHERLY, 2004). ....	38
Figura 10 - Efeito dos microligantes na temperatura de recristalização da austenita em um aço com 0,07% C, 1,40% Mn, 0,25% Si (Adaptado de BÄCKE, 2009). ....	45
Figura 11 - Representação gráfica da TME (Adaptado de ALGHAMDI, 2014). ....	47
Figura 12 - Esquema de laminação hipotético de 5 passes (Adaptado de PADILHA; SICILIANO, 2005). ....	54
Figura 13 - Esquema de laminação controlada por recristalização hipotético de 5 passes (Adaptado de PADILHA; SICILIANO, 2005). ....	55
Figura 14 - Esquema de laminação controlada por recristalização dinâmica hipotético de 5 passes (Adaptado de PADILHA; SICILIANO, 2005). ....	56

Figura 15 - Sistema de simulação Gleeble (Adaptado de <a href="http://www.gleeble.com">www.gleeble.com</a> ).	58
.....	
Figura 16 - Modulo Hydrawedge II (Adaptado de TRAINING, 2010).	59
Figura 17 - Comparação da capacidade de simulação física empregado no sistema de simulação Gleeble com os processos de deformação industrial (Adaptado de KUZIAK, 2006).	60
Figura 18 – Leco modelo CS 744 do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (Adaptado de Companhia Siderúrgica Nacional).	63
Figura 19 - Espectrômetro Ótico 3460 AES do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (Adaptado de Companhia Siderúrgica Nacional).	64
Figura 20 - Espectrômetro de Emissão Atômica com Plasma Acoplado Indutivamente, Modelo Genesis, do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (Adaptado de Companhia Siderúrgica Nacional).	64
Figura 21 - Fluxograma simplificado das etapas do trabalho.	65
Figura 22 – Geometria dos corpos de prova utilizados nos experimentos.	66
Figura 23 – Representação esquemática do corpo de prova preparado para o ensaio.	67
Figura 24- Comportamento típico de um aço que apresenta recristalização dinâmica.	68
Figura 25 – Curvas tensão deformação experimentais para o aço C-Mn.	69
Figura 26 – Curvas tensão deformação experimentais para o aço microligado ao nióbio.	70
Figura 27 - Curva de fluxo de tensão típica, para aços de baixo carbono deformados a alta temperatura (Adaptado de CASTRO; MOREIRA, 2008)	77
Figura 28 - Elementos de malha de volumes finitos para o processo de laminação a quente (Adaptado de Castro; Moreira, 2008).	81
Figura 29 - Amostragem para análise metalográfica	83
Figura 30 - Representação esquemática do método de lixamento.	83
Figura 31 - Microscopia óptica, com ataque, ao longo da espessura do aço C-Mn. Ampliação de 50x.	84
Figura 32 - Microscopia óptica, com ataque, ao longo da espessura do aço microligado ao nióbio. Ampliação de 50x.	85

Figura 33- Ciclo térmico realizado para determinação do tamanho de grão austenítico prévio. ....	86
Figura 34 – Micrografia tamanho de grão austenítico prévio para o aço C-Mn a 1150 °C. Aumento de 100x. ....	87
Figura 35 – Parâmetros utilizados para cálculo do coeficiente $n$ ´ .....90	90
Figura 36 - Parâmetros utilizados para cálculo do coeficiente $\beta$ . ....90	90
Figura 37 - Parâmetros utilizados para cálculo do coeficiente $n$ .....91	91
Figura 38 – Curvas utilizadas para cálculo da energia de ativação, equação 133. ....	92
Figura 39 - Curvas utilizadas para cálculo da energia de ativação, equação 134. ....	92
Figura 40 - Curvas utilizadas para cálculo da energia de ativação, equação 135. ....	93
Figura 41 - Cargas de laminação calculadas versus as cargas industriais para os aços C-Mn, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção). ....	101
Figura 42 - Cargas de laminação calculadas versus as cargas industriais para os aços C-Mn, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção). ....	101
Figura 43 – Cargas de laminação calculadas versus as cargas industriais para os aços C-Mn, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção). ....	102
Figura 44 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção). ....	104
Figura 45 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção). ....	104
Figura 46- Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção). ....	105

Figura 47 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços C-Mn, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção). .....	107
Figura 48 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços C-Mn, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção). .....	107
Figura 49 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços C-Mn, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção). .....	108
Figura 50 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção). .....	109
Figura 51 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção). .....	110
Figura 52 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção). .....	110
Figura 53 – Previsão da distribuição de temperatura para a cadeira F1. ...	113
Figura 54 - Distribuição de temperatura (°C) para o primeiro passe de acabamento F1. ....	115
Figura 55 - Cadeira F1: (a) Previsão da distribuição de temperatura próximo da superfície da placa e velocidade tangencial. (b) previsão da tensão normal e tensão de cisalhamento. ....	116
Figura 56 - Cadeira F7: Previsão de recristalização e formação de grãos dinamicamente. ....	116

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Diferentes soluções para o cálculo da taxa de deformação. ....	32
Tabela 2 - Equações para cinética de recristalização estática (SRX) para aços C-Mn. ....	36
Tabela 3 - Equações para cinética de recristalização estática (SRX) para aços ao Nióbio.....	37
Tabela 4 - Equações para cálculo do tamanho de grão após a recristalização estática.....	38
Tabela 5 - Equacionamento para recristalização Dinâmica.....	39
Tabela 6 - Equações para cálculo da tensão de pico para aços C-Mn e ao Nióbio. ....	41
Tabela 7 - Cinética de recristalização metadinâmica.....	42
Tabela 8 - Equações para estimativa do tamanho de grão após a MDRX. ..	42
Tabela 9 - Diferentes modelos para crescimento de grão austenítico. ....	44
Tabela 10 - Parâmetros para cálculo da tensão no estado estacionário. ....	51
Tabela 11 – Parâmetros típicos adotados em processamentos industriais (Adaptado de KUZIAK,2006).....	60
Tabela 12 - Composição química do aço C-Mn (%). ....	63
Tabela 13 - Composição química do aço microligado ao Nióbio (%). ....	63
Tabela 14 - Identificações e número de amostras coletadas.....	65
Tabela 15 – Parâmetros utilizados nos ensaios de compressão no estado plano. ....	68
Tabela 16 - Combinações entre equações para previsão de cargas de laminação e equações para cálculo da TME.....	72
Tabela 17 – Tamanhos de grãos. ....	85
Tabela 18 – Composição química do reativo para revelar o tamanho de grão austenítico. ....	86
Tabela 19 - Procedimento realizado para preparação do reativo. ....	87
Tabela 20 - Tamanho de grão austenítico prévio aço C-Mn, 1150 °C. ....	87
Tabela 21 – Valores de tensão de pico obtidos através de ensaio de compressão.....	89
Tabela 22 – Dados constitutivos para o aço C-Mn. ....	94

Tabela 23 - Dados específicos do material e do processo. ....	94
Tabela 24 - Diâmetros médio dos cilindros do trem de acabamento. ....	96
Tabela 25 - Velocidades de rotação dos cilindros. Valores expressos em rpm. ....	96
Tabela 26 - Temperaturas médias de cada passe (°C). ....	97
Tabela 27 – Modelos analíticos utilizados para previsão das cargas de laminação. ....	97
Tabela 28 – Modelos analíticos utilizados para previsão das cargas de laminação. ....	98
Tabela 29 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços C-Mn. Sem aplicação de fatores de correção. Valores expressos em percentuais de erros para cada cadeira. ....	100
Tabela 30 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços microligados ao nióbio. Sem aplicação de fatores de correção. Valores expressos em percentual. ....	103
Tabela 31 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços C-Mn. Com aplicação de fatores de correção. Valores expressos em percentual. ....	106
Tabela 32 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços microligados ao nióbio. Com aplicação de fatores de correção. Valor expressos em percentual. ....	108
Tabela 33 – Dados do laminador industrial e coeficientes de troca térmica. ....	112
Tabela 34 - Comparação entre os dados industriais e as previsões numéricas. ....	113
Tabela 35 - Dados constitutivos para o aço ao Nióbio. ....	114
Tabela 36 - Coeficientes de transmissão de calor. ....	115
Tabela 37 - Comparação entre os dados industriais e as previsões numéricas. ....	117

## LISTA DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

AHSS	Aços avançados de alta Resistência
$\alpha$	Ângulo de contato
$\beta$	Ângulo neutro
$L_p$	Arco de contato entre chapa e rolo
$P_2$	Carga de laminação (componente vertical)
$\mu$	Coefficiente de atrito
$\varepsilon$	Deformação
X	Distância medida a partir do centro do cilindro
$Q_{gg}$	Energia de ativação para o crescimento de grão
K	Energia dos contornos de grãos
h	Espessura da chapa
$h_f$	Espessura final da chapa
$h_0$	Espessura inicial da chapa
m	Expoente de crescimento
F	Força de fricção tangencial
$P_1$	Força radial
°C	Graus Celsius
W	Largura da tira
N	Ponto neutro
P	Pressão do cilindro (carga de laminação)
$R^{\text{`}}$	Raio de formado do cilindro
$R^{\text{'}}$	Raio deformado do cilindro
R	Raio do cilindro
DRX	Recristalização dinâmica
SRX	Recristalização estática
MRX	Recristalização metadinâmica
RPM	Rotações por minuto
A	Superfície de contato entre chapa e rolo
$d_0$	Tamanho de grão recristalizado;
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação

T	Temperatura
<i>t</i>	<i>Tempo</i>
$\tau$	<i>Tensão de cisalhamento interfacial</i>
TME	Tensão média de escoamento
$\sigma_x$	Tensão na direção de laminação
$v_f$	Velocidade final da chapa
$v_0$	Velocidade inicial da chapa
ZTA	Zona termicamente afetada

## RESUMO

No presente trabalho são apresentadas análises comparativas entre as cargas de laminação registradas durante a laminação de acabamento e as calculadas através dos modelos analíticos (Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund), bem como as previstas através de um modelo de volumes finitos baseado em equações de transporte. Os modelos analíticos são combinados a equações para cálculo da tensão média de escoamento. São utilizados como fonte de dados o processamento de 244 bobinas de aços carbono-manganês e 2.432 bobinas de aços microligados ao nióbio, realizados no laminador industrial da Companhia Siderúrgica Nacional. Ensaios de compressão no estado plano de tensões foram realizados para caracterização do comportamento dos aços sob diferentes condições de processamento e a obtenção de suas relações constitutivas. Os resultados preliminares utilizando os modelos analíticos não se mostraram apropriadas ao grau de controle requerido pelo processo industrial. Assim, são propostos fatores de ajuste visando-se obter maior previsibilidade para o processo industrial durante a laminação de acabamento. Com a aplicação dos fatores de ajuste as equações de previsão de carga apresentaram erros médios globais, variando entre 4,3 e 5,6% para os aços C-Mn e 4,6 e 6,3% para aços microligados ao nióbio. As previsões de carga calculadas através do modelo de volumes finitos foram comparadas as registradas no laminador industrial durante o processamento de um aço C-Mn e um aço microligado ao nióbio. A maior variação observada entre as forças de laminação industriais e as previstas pelo modelo matemático foi de 1,1% para o aço C-Mn e 2,2% para o aço microligado. Os resultados mostram que as previsões das forças de laminação são dependentes das relações constitutivas, que por sua vez, descrevem os efeitos da tensão, taxa de deformação e temperatura.

**Palavras-chave:** Laminação a quente, simulação numérica, carga de laminação, relações constitutivas.

## ABSTRACT

In the present work, comparative analyzes between the rolling loads recorded during the finishing stands and those calculated through the analytical models (Sims, Orowan-Pascoe and Ekelund) are presented, as well as those predicted through a finite volume model based on equations of transport. The analytical models are combined with equations to calculate the mean flow voltage. The processing of 244 coils of carbon-manganese steels and 2432 coils of niobium steels, produced at the industrial mill of Companhia Siderúrgica Nacional, are used as data source. Plane strain tests are performed to characterize the behavior of both steels under different processing conditions, to obtain their constitutive relations. Preliminary results using the analytical models were not adequate to the degree of control required by the industrial process. In this way, correction factors are proposed aiming to obtain greater predictability for the industrial process during the finishing mill process. In this way, correction factors are proposed aiming to obtain greater predictability for the industrial process during the finishing train. With the application of the adjustment factors, the load prediction equations presented mean global errors varying between 4.3 and 5.6% for C-Mn steels and 4.6 and 6.3% for niobium steels. The rolling load predictions calculated through the finite volume model are compared to those recorded at the industrial mill during the processing of a carbon-manganese steel and a microalloyed steel. The greatest variation observed between the industrial rolling forces and those predicted by the mathematical model was 1,1 for the plain steel and 2.2% for microalloyed steel. The results show that the predictions of the rolling forces are dependent on the constitutive relations, which in turn, describe the effects of stress, strain rate and temperature.

**Keywords:** Hot rolling, numerical simulation, rolling load, constitutive relations.

## 1. INTRODUÇÃO

Diferentes componentes são utilizados na fabricação de carrocerias de automóveis e exigem diversas operações de conformação onde a ductilidade do material torna-se uma característica decisiva ao sucesso do projeto. Com o avanço das normas que limitam a emissão de poluentes os fabricantes de veículos estão continuamente elevando o uso de aços avançados de alta resistência (*AHSS – Advanced High Strength Steel*). A fim de cumprir as normas de segurança vigentes em diferentes partes do mundo e também buscando reduzir o peso do carro, tornando-o mais seguro e eficiente quanto o consumo de combustível.

O aperfeiçoamento no processamento de chapas de aço tem se tornado ponto crucial para a indústria siderúrgica, devido a demanda de produtos com especificações cada vez mais rigorosas impostas pelos usuários finais. Como por exemplo, a indústria automotiva que pertence a um dos segmentos do mercado global que criam demandas contínuas de aperfeiçoamento de materiais, buscando aços com maiores requisitos de resistência mecânica e ao mesmo tempo conservando alto nível de conformabilidade.

Além de ser uma resposta à crescente ameaça de perda de mercados para materiais sucedâneos, como por exemplo os polímeros, torna-se prioridade o desenvolvimento de modelos de controle e previsão de processos que sejam capazes de vincular variáveis dos processos produtivos com a microestrutura e as propriedades mecânicas do produto acabado. Desta maneira fornecendo informações técnicas necessárias para o controle e a otimização dos processos produtivos, elevando sua qualidade e confiabilidade. O somatório destes fatores colabora para

redução da necessidade de realização de testes experimentais em linhas de produção industrial. Nas últimas décadas diferentes pesquisadores tem desenvolvido modelos matemáticos que tornam possível a previsão dos esforços na laminação a quente (DEVADAS et al., 1991).

Orowan (1943) foi pioneiro em desenvolver um modelo compressivo baseado na extensão do método de blocos, capaz de realizar o cálculo dos esforços de laminação, introduzindo a deformação elástica dos rolos e as deformações plásticas da tira. Orowan e Pascoe (1946) propuseram em conjunto uma equação simplificada para o cálculo da carga de laminação, considerando a condição de atrito por agarramento onde a carga de laminação pode ser calculada por unidade de largura (WUSATOWSKI, 1969). Equações similares foram postuladas por Sims (1954) e Ekelund (1933). No entanto, a natureza não linear dos processos e a interação entre os fenômenos mecânicos, térmicos e metalúrgicos associados aos múltiplos passes, dificultam o modelamento e a sua solução (KIM; LEE; BYON, 2003). Devido ao nível de complexidade dos processos atuais, os modelos analíticos puros exigem frequentemente simplificações e suposições, o que inevitavelmente conduz a erros de modelo quando as condições de contornos não são completamente atendidas. Uma das alternativas para os modelos analíticos são a implementação do uso dos métodos de elementos finitos (FEM), volumes finitos (MVF) e o uso de redes neurais, que são capazes de realizar cálculos de maior complexidade sob restrições de processo em várias condições de deformação (BAGHERIPOOR; BISADI, 2013).

Para o desenvolvimento do trabalho foram utilizados dados de laminações industriais realizados na Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) com o objetivo de coleta de parâmetros de processamento e amostras para análise. No presente trabalho é apresentada a implementação de um modelo computacional que, com base nas relações constitutivas do aço e parâmetros de processo, permite a análise de parâmetros importantes durante o processo de laminação a quente industrial, como força de laminação, temperatura da tira e evolução microestrutural.

Assim, análises comparativas entre as cargas de laminação calculadas através dos modelos de Sims (1954), Orowan-Pascoe (1946), Ekelund (1933) e modelamento matemático são realizadas afim de verificar o melhor desempenho, frente aos valores registrados durante o processamento de aços carbono-manganês e ao nióbio em um laminador de tiras a quente industrial.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE CHAPAS

De forma geral os metais permitem sua conformação no estado sólido, através da utilização de técnicas de processamento termomecânico que possibilitam alterar e controlar suas propriedades tornando-os adequados a sua aplicação final. O processo de deformação plástica dos metais através da passagem entre cilindros é conhecido como laminação. Sendo este um processo de deformação dos metais amplamente utilizado, devido a critérios como o rigoroso controle de qualidade do produto final e alta produtividade. Durante a laminação o metal é submetido a altas tensões compressivas, devido à ação dos cilindros de laminação (DIETER, 1961). A Figura 1 ilustra o princípio básico deste processo.

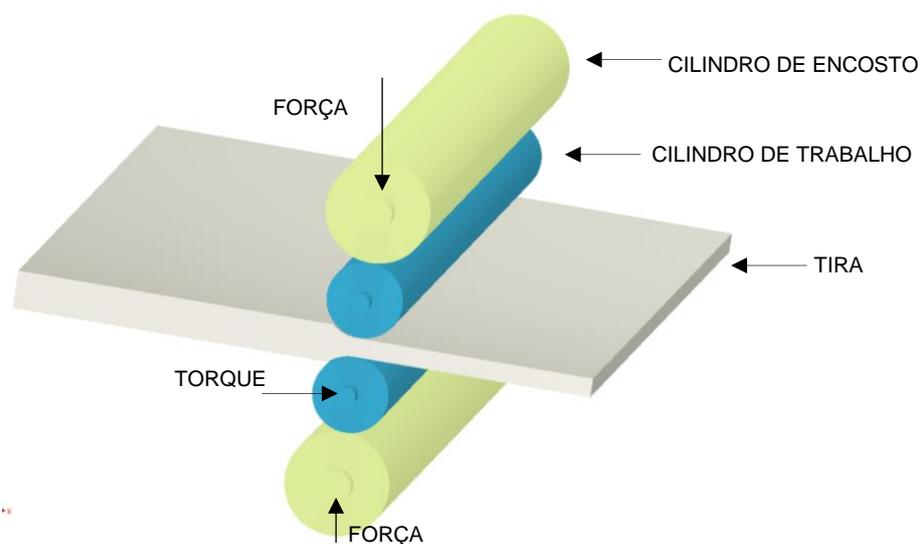


Figura 1- Ilustração do princípio da laminação de produtos planos.

O processo tradicional de laminação a quente pode ser dividido em 4 etapas: reaquecimento, desbaste, acabamento e resfriamento, como apresentado na Figura 2.

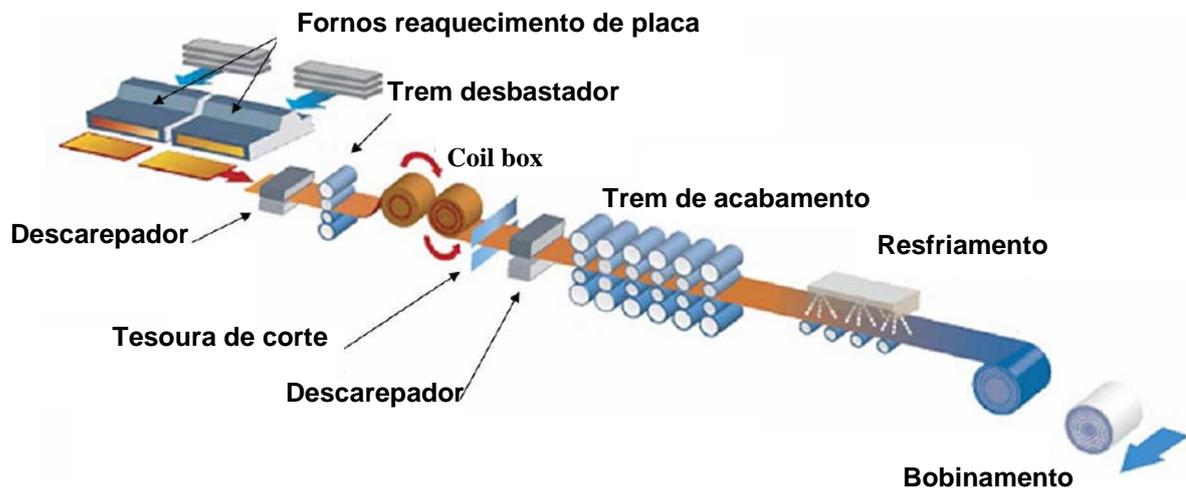


Figura 2 - Ilustração do fluxo de produção de um laminador de tiras a quente (Adaptado de LISSEL, 2006).

O processo se inicia com a utilização de fornos de reaquecimento de placas, que tem por objetivo reaquecer as placas até que toda a microestrutura do aço esteja completamente austenitizada. Após a etapa de austenitização da matriz o processamento termomecânico do aço se inicia com a aplicação de múltiplos passes de deformação e operações de resfriamento controlado durante as etapas de desbaste, acabamento e bobinamento da tira (ESFAHANI; TOROGHINEJAD; ABBASI, 2009).

O produto destas etapas subsequentes é um aço com propriedades mecânicas bem definidas e adequadas ao atendimento dos requisitos de aplicação de setores como a indústria automotiva, autopeças, petrolífera, agrícola e de construção civil.

### 2.1.1 Reaquecimento

O estágio de reaquecimento das placas oriundas do processo de lingotamento antecede o início do processo de laminação a quente. A Companhia Siderúrgica

Nacional possui quatro fornos de reaquecimento do tipo *Walking beam*, operando com temperatura mínima de extração de 1150°C.

A escolha da temperatura de reaquecimento adequada é extremamente importante para completa austenitização, homogeneização microestrutural e a dissolução de partículas formadas durante o processo de lingotamento. Além de evitar custos extras de produção associados a temperaturas excessivas de operação (LENARD, 2007).

### 2.1.2 Desbaste

Antes do processo de laminação ser iniciado ocorre à remoção de carepa através do processo de descamação. A secção de desbaste é composta por um laminador vertical, um laminador duo-horizontal, um laminador quádruplo universal reversível e dois laminadores quádruplos universais combinados a dois laminadores verticais. Em temperaturas de operação entre 1250 e 1150°C, os laminadores esboçadores realizam o controle da largura placa e a redução da espessura de aproximada de 257 mm para espessuras próximas a 35 mm, produzindo chapas denominadas esboços. Durante a laminação de desbaste ocorre a eliminação da estrutura bruta de solidificação, vazios na placa e o refinamento dos grãos austeníticos.

Devido aos maiores temperaturas e tempos entre passes no setor de desbaste, a recristalização dos grãos entre os passes é favorecida, ocorrendo a completa recristalização da microestrutura. Assim os novos grãos de austenita são nucleados e crescem, formando grãos equiaxiais.

Assim o processo de desbaste pode ser descrito como um conjunto de deformações onde ocorrerão os fenômenos de recristalização e crescimento de grão, que serão sucedidos a cada novo passe (SELLARS, 1990).

### 2.1.3 Acabamento

A função da laminação de acabamento é dar a tira a forma dimensional final e propriedades mecânicas adequadas a aplicação do aço. Durante a laminação de acabamento o material é submetido a consecutivas deformações impostas através do laminador de acabamento. A temperatura de acabamento geralmente controla a precipitação de carbonitretos e o tamanho de grão austenítico. Desta maneira

favorecendo a granulação refinada encontrada em aços microligados, que por meio do acúmulo de deformações evitarão o crescimento de grão excessivo dos contornos de grãos austeníticos e impedirão a ocorrência de recristalização.

A secção de acabamento do laminador de tiras a quente da CSN é composta por sete laminadores contínuos tipo *tandem* (trem acabador), que finalizam o processo de redução de espessura do esboço, produzindo tiras laminadas a quente com espessura final entre 1,2 e 12,75 mm.

#### 2.1.4 Resfriamento

A mesa de saída do trem acabador é composta por bancos de chuveiros tipo *laminar-flow*, com a função de resfriar a tira até a temperatura de bobinamento desejada. Durante a etapa de resfriamento ocorre a decomposição da austenita, e seus produtos serão dependentes ao tipo de aço processado e as condições de resfriamento aplicadas. A secção de bobinamento com três bobinadeiras que enrolam a tira na forma de bobina facilitando o transporte, manuseio e a utilização do material.

## 2.2 CÁLCULO DE CARGA NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE

Diversos fatores possuem influência sobre o cálculo de carga durante a laminação a quente, dentre eles a temperatura desempenha um papel de extrema relevância. A tensão de escoamento do aço apresenta uma relação de interdependência de forma exponencial com a temperatura do processo (DEVADAS et al., 1991).

Desde o início do século XX foram desenvolvidos inúmeros modelamentos matemáticos que descrevem o processo de laminação de planos. Inúmeros pesquisadores como Orowan (1943), Sims (1954), Ekelund (1933), Bland–Ford e Cook–McCrum desenvolveram modelos matemáticos para cálculo da força de laminação (LENARD, 2007). No presente trabalho são analisados os desempenhos dos modelos propostos por Sims (1954), Orowan-Pascoe (1946) e Ekelund (1933) na previsão das cargas de laminação a quente no laminador de acabamento da Companhia Siderúrgica Nacional.



Sendo  $P$  a carga de laminação,  $\bar{\sigma}$  a resistência média a deformação do material,  $w$  a largura da chapa,  $R$  o raio de cilindro de trabalho,  $h_i$  e  $h_f$  respectivamente as espessuras de entrada e saída da chapa e  $Q_s$  um fator geométrico calculado pela equação a seguir (GINZBURG, 1985).

$$Q_s = \frac{1}{4} \left[ \pi + \sqrt{\frac{R}{h_f} \left( \frac{h_i - h_{if}}{h_f} \right)} \right] \quad \text{Eq. (2)}$$

### 2.2.2 Modelo de Sims

O modelo de Sims (1954) é amplamente utilizado e está baseado em suposições de atrito com agarramento na interface chapa/cilindro de laminação e deformação homogênea (ODUGUWA; ROY, 2006). O modelo assume que o produto da tensão de cisalhamento interfacial e as variáveis angulares são desprezíveis quando comparadas a termos como: o atrito com agarramento e que o material laminado tem características idealmente rígido e plástico (LENARD, 2007). Desta forma a carga de laminação ou força de separação dos cilindros pode ser calculada por:

$$P = TME \frac{2}{\sqrt{3}} W L_p Q_p \quad \text{Eq. (3)}$$

Onde o termo TME é a tensão de escoamento do material e  $L_p$  é o arco de contato dado por (SIMS, 1954):

$$L_p = \sqrt{R' \Delta h} \quad \text{Eq. (4)}$$

Sendo  $Q_p$  um fator geométrico dependente da razão entre o raio deformado, a espessura de saída da tira e a espessura da chapa no ponto neutro.

$$Q_p = \left[ \frac{\pi}{2} \sqrt{\left( \frac{1-r}{r} \right)} \tan^{-1} \sqrt{\left( \frac{r}{1-r} \right)} - \frac{\pi}{4} \sqrt{\left( \frac{1-r}{r} \right) \left( \frac{R'}{h_f} \right)} \ln \frac{h_{pn}}{h_f} + \frac{1}{2} \sqrt{\left( \frac{1-r}{r} \right) \left( \frac{R'}{h_f} \right)} \ln \frac{1}{1-r} \right] \quad \text{Eq. (5)}$$

A espessura da tira no ponto neutro ( $h_{pn}$ ) pode ser determinada através da equação 6 e equação 7:

$$\phi_n = \left(\frac{h_f}{R}\right)^{0,5} \tan \left[ \frac{\pi}{8} \left(\frac{h_f}{R}\right)^{0,5} \ln(1-r) + 0,5 \arctan \left(\frac{r}{1-r}\right)^{0,5} \right] \quad \text{Eq. (6)}$$

$$h_{pn} = 2R [1 - \cos(\phi_n)] + h_f \quad \text{Eq. (7)}$$

### 2.2.3 Modelo de Ekelund

O modelo proposto por Ekelund (1933) utiliza o atrito por deslizamento, onde a velocidade da chapa varia. Sendo inferior na região de mordida do cilindro e aumentando de maneira gradual após o ponto neutro, até assumir velocidade ligeiramente superior à do cilindro na saída do laminador (WUSATOWSKI, 1969).

A carga de laminação pode ser calculada através da equação 8 (HELMAN; CETLIN, 1993):

$$P = \bar{S} w \sqrt{R \Delta_h} Q_e \quad \text{Eq. (8)}$$

O cálculo do fator  $Q_e$  pode ser realizado através da seguinte equação:

$$Q_e = 1 + \frac{1,6\mu\sqrt{R\Delta_h} - 1,2(\Delta_h)}{\Delta_h} \quad \text{Eq. (9)}$$

Onde  $P$  é a carga de laminação,  $\bar{S}$  é a tensão média de escoamento,  $w$  a largura da chapa,  $\Delta_h$  a variação de espessura da chapa e  $\mu$  o coeficiente de atrito (PIETRZYK; CSER; LENARD, 1999).

$$\mu = 0,8(1,05 - 0,0005T) \quad \text{Eq. (10)}$$

## 2.3 RELAÇÕES GEOMÉTRICAS DURANTE A LAMINAÇÃO DE PRODUTOS PLANOS

O processo de laminação se dá pela passagem de uma chapa com espessura inicial ( $h_0$ ) entre dois cilindros, com velocidade de laminação ( $v_0$ ). Após a passagem pelos cilindros, a chapa deixa o laminador com espessura ( $h_f$ ). O desenho esquemático do processo é apresentado na Figura 4, ilustrando as relações entre a geometria dos

cilindros e as forças envolvidas durante a deformação do metal utilizando o processo de laminação (DIETER, 1961).

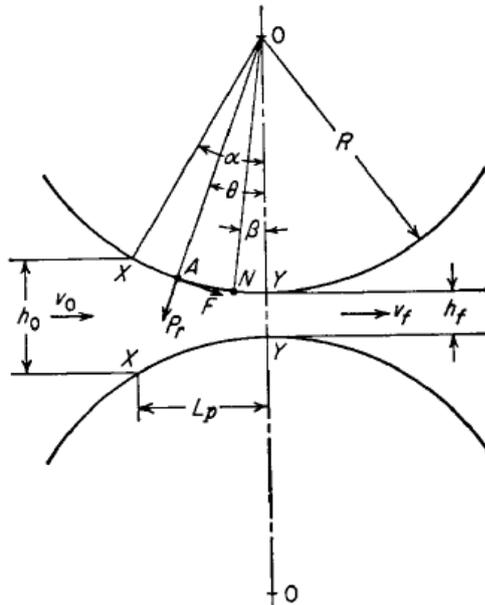


Figura 4 - Forças atuantes durante o processo de laminação (Adaptado de DIETER, 1961).

Onde:

$h_0$  = Espessura inicial da chapa

$h_f$  = Espessura final da chapa

$v_0$  = Velocidade inicial da chapa

$v_f$  = Velocidade final da chapa

$R$  = Raio do rolo

$N$  = Ponto neutro

$A$  = Superfície de contato entre chapa e rolo

$P_1$  = Força radial

$P_2$  = Carga de laminação (componente vertical)

$F$  = Força de fricção tangencial

$\alpha$  = Ângulo de contato

$L_p$  = Arco de contato entre chapa e rolo

$\beta$  = Ângulo neutro

Durante o processo de laminação a velocidade de saída da chapa ( $v_f$ ) é superior a velocidade de entrada ( $v_i$ ). O único ponto ao longo da superfície de contato entre cilindro de laminação e chapa, em que ambos possuem a mesma velocidade é no ponto neutro apresentado na Figura 4.

### 2.3.1 Arco de Contato

O arco de contato pode ser descrito como, o arco do cilindro que está em contato com a chapa durante o processo de laminação. Os pontos são nomeados segundo o sentido de laminação e são apresentados na Figura 4: ponto de entrada X e ponto de saída Y. Admitindo-se que os raios dos cilindros de laminação são muito maiores que a espessura da chapa a ser laminada, pode-se aproximar o comprimento do arco de contato para sua projeção horizontal (L), indicado na Figura 5 (KOBAYASHI et al., 1990).

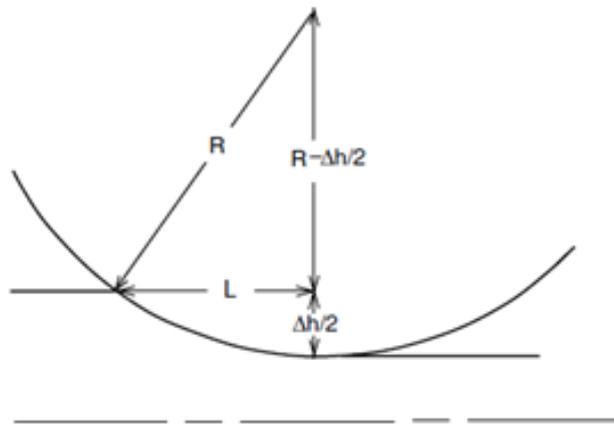


Figura 5 – Representação do arco de contato (Adaptado de HOSFORD; CADDELL, 2007).

Onde:

$$L = \sqrt{R^2 - \left(R - \frac{\Delta h}{2}\right)^2} \quad \text{Eq. (11)}$$

$$L = \sqrt{R \cdot \Delta h - \frac{\Delta h^2}{4}} \approx L = \sqrt{R \cdot \Delta h} \quad \text{Eq. (12)}$$

Devido a diferença de velocidades entre o lado esquerdo e o lado direito do ponto neutro, temos como resultado o surgimento da colina de fricção. Observando a Figura 6, nota-se que pressão de contato exercida ao longo do arco de contato do cilindro e a chapa, alcança o nível máximo no ponto neutro e volta a diminuir ao passo que se afasta do ponto neutro. Sendo a área sob a colina de fricção proporcional a carga de laminação (DIETER, 1961).

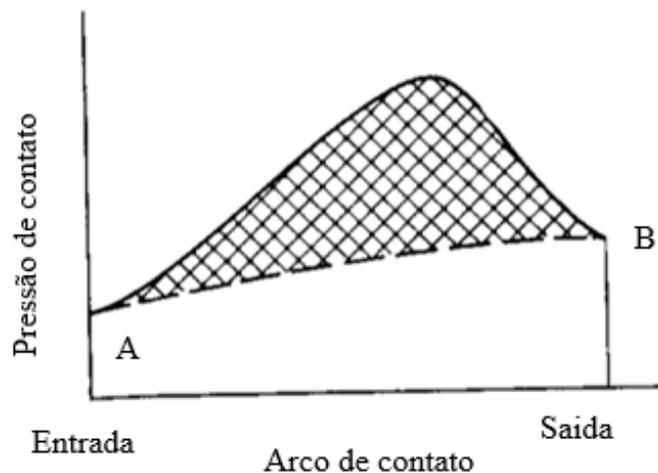


Figura 6 - Distribuição da pressão ao longo do arco de contato (Adaptado de DIETER, 1961).

### 2.3.2 Ângulo de Contato

O ângulo delimitado entre os segmentos  $\overline{OY}$  e  $\overline{OX}$  apresentados na Figura 4, é denominado ângulo de contato ou ângulo de mordida. Analisando o triângulo formado pelos pontos de entrada, saída e o centro do cilindro, obtém-se:

$$\sin \alpha = \frac{L}{R} = \frac{\sqrt{R \cdot \Delta h}}{R} \quad \text{Eq. (13)}$$

Para ângulos pequenos, pode-se admitir que  $\sin \alpha \approx \alpha$ , desta maneira é possível reescrever a equação 13 para:

$$\alpha = \frac{\sqrt{\Delta h}}{R} \quad \text{Eq. (14)}$$

## 2.4 PROCESSO DE DEFORMAÇÃO DURANTE A LAMINAÇÃO

Durante o processo de redução de espessura são geradas forças de elevada magnitude que são transferidas para a chapa através dos cilindros de laminação. Sob estas condições de sollicitação ocorrem principalmente dois tipos de deformações elásticas. A primeira trata-se da tentativa de dobrar do cilindro ao longo do seu comprimento, devido a força de separação exercida pela chapa durante a sua redução de espessura. Este fenômeno é conhecido como curvamento ou encoroamento, e

dependendo de sua intensidade pode levar a dificuldades no controle dimensional da tira (KOBAYASHI et al., 1990).

Em segundo lugar, ocorre a mudança do raio do cilindro de  $R$  para  $R'$  que representa o raio deformado do arco de contato. A análise amplamente utilizada para este caso foi desenvolvida por Hitchcock (ROBERTS, 1983).

$$R' = R_i \left[ 1 + \frac{C c P}{W(h_0 - h_f)} \right] \quad \text{Eq. (15)}$$

Onde:

- $R$  = Raio inicial do cilindro de trabalho;
- $P$  = Carga de laminação;
- $W$  = Largura da tira;
- $h_0$  = Espessura inicial da tira;
- $h_f$  = Espessura final da tira.

$$C = \frac{16(1 - \nu^2)}{\pi E} \quad \text{Eq. (16)}$$

Sendo  $E$  o modulo de Young e  $\nu$  o modulo de Poisson do material empregado na construção dos cilindros. Para aço, utiliza-se:  $C=2,2 \times 10^{-4}$  (ROBERTS, 1983).

#### 2.4.1 Condições de Mordida e Arraste da Chapa pelos Cilindros de Laminação

Observando a Figura 4, nota-se que ao entrar em contato com os cilindros de laminação a chapa está sobre a ação de duas forças. Uma componente vertical, normal ( $P_r \sin \alpha$ ) a superfície do cilindro e uma componente horizontal de atrito ( $F \cos \alpha$ ). Assim a condição limite para que ocorra o arraste da chapa é que a componente horizontal da força de atrito deve ser igual ou superior que a componente horizontal da força normal.

$$P_r \sin \alpha = F \cos \alpha \quad \text{Eq. (17)}$$

$$\frac{F}{P_r} = \frac{\sin \alpha}{\cos \alpha} = \tan \alpha \quad \text{Eq. (18)}$$

$$F = \mu P_r \quad \text{Eq. (19)}$$

$$\mu = \tan \alpha \quad \text{Eq. (20)}$$

Deve-se observar que ao passo que o ângulo de mordida aumenta, os passes de laminação tornam-se mais pesados. Caso a tangente do ângulo de mordida supere o coeficiente de atrito, não ocorrerá o arraste da chapa. Quando comparamos cilindros de laminação de maiores e menores diâmetros utilizando a mesma condição de atrito, os rolos com maiores diâmetros permitem a passagem de chapas mais espessas. Isso por que o ângulo de contato em ambos os casos é o mesmo mais o arco de contato é consideravelmente diferente (DIETER, 1961).

$$\tan \alpha = \frac{L_p}{R - \frac{\Delta h}{2}} \approx \frac{\sqrt{R\Delta h}}{R - \frac{\Delta h}{2}} \approx \sqrt{\frac{\Delta h}{R}} \quad \text{Eq. (21)}$$

Utilizando a equação 20, obtemos:

$$\mu \geq \tan \alpha = \sqrt{\frac{\Delta h}{R}} \quad \text{Eq. (22)}$$

Logo a redução máxima pode ser calculada utilizando a equação 20.

$$(\Delta h) = \mu^2 R \quad \text{Eq. (23)}$$

#### 2.4.2 Taxa de Deformação

Para mensurar os níveis de esforços envolvidos no processo de laminação a quente, é necessário que seja realizado a análise da resistência a deformação do metal. Esta verifica três fatores que atuam de forma independente: temperatura, redução e velocidade de deformação.

Algumas expressões foram desenvolvidas por diferentes pesquisadores para o cálculo da taxa de deformação, podendo ser descritas para um cilindro sob solicitações de esforços compressivos (DIETER, 1961).

Tabela 1- Diferentes soluções para o cálculo da taxa de deformação.

<b>Autores</b>	<b>Equação</b>	<b>Referência</b>
Ford e Alexandre	$\dot{\epsilon} = \frac{\pi U}{30} \sqrt{\frac{R}{h_1}} \left(1 + \frac{r}{\sqrt{4}}\right) \sqrt{r}$	(ALEXANDER; FORD, 1964) (Eq. 24)
Sims	$\dot{\epsilon} = \frac{\pi U}{30} \sqrt{\frac{R}{h_1}} \frac{1}{\sqrt{r}} \ln\left(\frac{1}{1-r}\right)$	(SIMS, 1954) (Eq. 25)
Orowan e Pascoe	$\dot{\epsilon} = \frac{\pi U}{30} \sqrt{\frac{R}{h_1}} \left[\frac{1-0,75r}{(1-r)\sqrt{r}}\right]$	(OROWAN; PASCOE, 1946) (Eq. 26)

Onde U é a velocidade periférica do cilindro (RPM), R é o raio do cilindro de trabalho e r representa o grau de redução ( $r = (h_1 - h_2) / h_1$ ). A taxa de deformação também pode ser definida através da equação a seguir:

$$\dot{\epsilon} = \epsilon / t \quad \text{Eq. (27)}$$

Em que  $\epsilon$  é a quantidade de deformação no passe em questão e t é o tempo de aplicação da deformação.

## 2.5 FENÔMENOS METALÚRGICOS ENVOLVIDOS NA LAMINAÇÃO A QUENTE

Durante o processo de laminação a quente o aço é submetido a subsequentes etapas de deformação onde a microestrutura e as propriedades mecânicas são continuamente alteradas em função de quantidade de deformação, gradientes de temperatura, imposição de diferentes taxas de deformação e tempos entre passes. A redução de espessura causada pela mordida do cilindro de laminação fornece a força motriz para alteração microestrutural, desempenhando também uma forte influência sobre o controle dimensional da tira (DEVADAS; SAMARASEKERA; HAWBOLT, 1991).

A microestrutura final do aço é fortemente dependente das alterações microestruturais que ocorrem de maneira simultânea durante o processo de deformação da tira (encruamento, recuperação e recristalização), bem como da interação entre elas (ZHOU; MA, 2017). Uma ilustração da evolução da estrutura dos grãos é demonstrada na Figura 7.

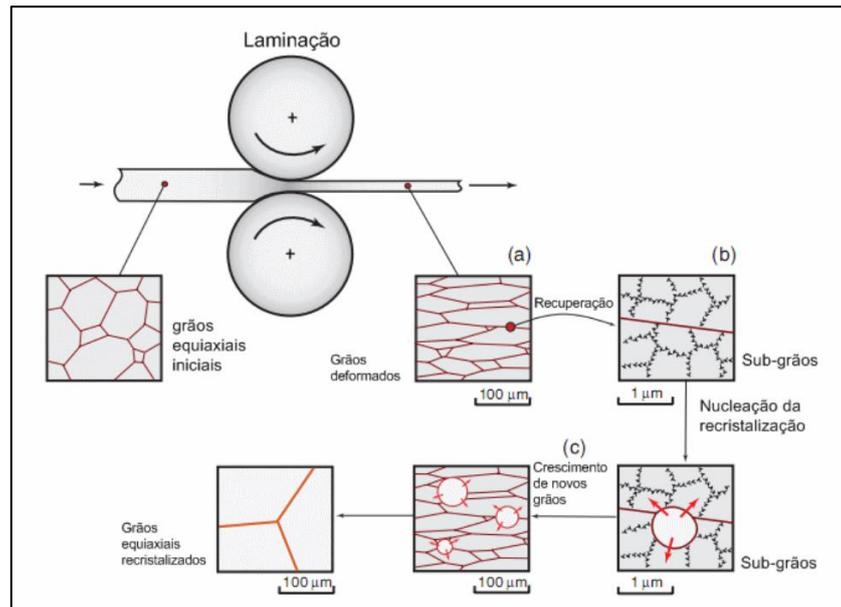


Figura 7 - Evolução da estrutura do grão no estado sólido pela deformação e recozimento. (a) grãos deformados. (b) Mecanismo de recuperação. (c) Mecanismo de recristalização (PADILHA; SICILIANO, 2005)

Os fenômenos metalúrgicos de recuperação e recristalização são caracterizados pela restauração das propriedades mecânicas e o retorno da microestrutura do metal encruado para níveis anteriores a aplicação da deformação. Estes podem ser classificados em fenômenos estáticos e dinâmicos. Os fenômenos classificados como dinâmicos, ocorrem à elevada temperatura e ao mesmo tempo em que o aço é deformado, enquanto que os fenômenos estáticos ocorrem sem a presença de deformação. Ambos os mecanismos serão detalhados a seguir.

### 2.5.1 Encruamento

O encruamento ocorre basicamente devido a interações entre campos de discordâncias. Estas interações levam a uma redução de sua mobilidade, fazendo com que seja requerido o aumento na tensão para que seja possível continuar o processo de deformação plástica (REED-HILL; ABBASCHIAN, 1992).

A densidade de discordâncias relaciona-se diretamente com a tensão de escoamento, ou seja, quanto maior o nível de densidade de discordâncias maior será a tensão de escoamento. Durante a etapa de deformação, podemos encontrar dois grupos de discordâncias, as móveis e as imóveis, que interagem e se acumulam aprisionando-se e dando origem a estruturas emaranhadas, células ou subgrãos.

## 2.5.2 Recuperação Estática e Dinâmica

A recuperação refere-se a alterações que ocorrem em um material deformado antes da recristalização e que restaura parcialmente as propriedades aos seus valores anteriores a deformação. Sabe-se que o fenômeno de recuperação se deve principalmente a eliminação de discordâncias presentes no material sem a movimentação de contornos de grão (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

O processo de recuperação dinâmica basicamente ocorre da mesma forma que o processo de recuperação estática, porém simultaneamente a etapa de deformação do metal. O aumento da deformação causa o surgimento de discordâncias que se agrupam formando arranjos subcelulares. Desta maneira a taxa de aniquilação de discordâncias torna-se praticamente constante, alcançando um platô de equilíbrio, entre geração e aniquilação, originando um estado de tensões estacionário.

Durante a deformação a quente o material é submetido a processos de restauração, conforme apresentado na Figura 8, sob a forma de recuperação e recristalização. Onde a recuperação estática é conduzida pela energia armazenada antes do processo de deformação a quente, enquanto a recuperação dinâmica é conduzida pela ativação térmica gerada durante o processo de deformação (MCQUEEN; JONAS, 1975).

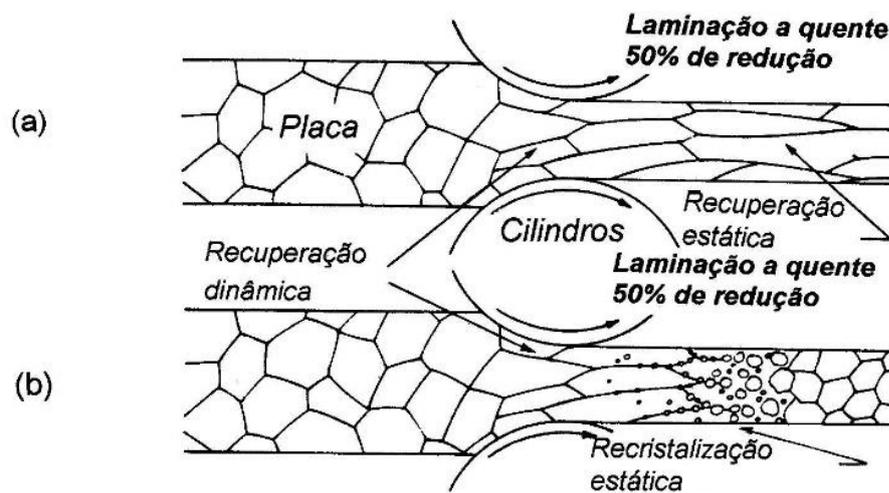


Figura 8 - Mecanismos recuperação e recristalização na deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE. (b) durante a laminação para metais de baixa EDE (Adaptado de Padilha; Siciliano, 2005).

A energia de falha de empilhamento (EDE) influencia diretamente na taxa de aniquilação das discordâncias, que são decompostas em discordâncias parciais. Metais com alta energia de falha de empilhamento apresentam maiores taxas de recuperação, devido à maior proximidade as discordâncias. Por outro lado, é observado lenta cinética de recuperação em metais com baixa EDE, o que favorece a recristalização dinâmica.

### 2.5.3 Recristalização Estática (SRX)

A recristalização estática é um mecanismo de amaciamento que comumente surge após o processo de deformação de metais a elevada temperatura. No processo de laminação a quente frequentemente ocorre após a etapa de deformação e entre os passes de laminação. A recristalização estática apenas acontece quando a deformação previa excede o valor crítico e após o tempo de incubação formam-se os núcleos de recristalização estática. A cinética de recristalização estática pode ser descrita pela equação de AVRAMI (1941).

$$X = 1 - \exp \left[ -A \left( \frac{t}{t_f} \right)^n \right] \quad \text{Eq. (28)}$$

Onde X corresponde a fração microestrutural transformada, b é a constante que depende das taxas de nucleação e crescimento, t é o tempo e n é expoente de Avrami.

A equação 28 pode ser rearranjada em função do tempo necessário para alcançar certa quantidade de amaciamento e recristalização, levando em consideração os efeitos do tamanho de grão inicial, deformação, taxa de deformação e temperatura.

$$t_f = B \varepsilon^{-p} d_0^q Z^{-r} \cdot \exp \left( \frac{Q_{rec}}{RT} \right) \quad \text{Eq. (29)}$$

Onde:

- $d_0$  é o tamanho de grão inicial;
- $Q_{rec}$  é a energia de ativação para a recristalização;
- R é a constante universal dos gases;
- Z é o parâmetro de Zener-Hollomon;
- B, r, p e q são constantes dependentes do material.

Nos processos de deformação em elevadas temperaturas onde os fenômenos de recuperação e recristalização estão ativos, os efeitos da temperatura e da deformação podem ser descritos utilizando o parâmetro de Zener-Hollomon (Z):

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Eq. (30)}$$

Onde T é a temperatura de deformação,  $\dot{\varepsilon}$  é a taxa de deformação, R é a constante dos gases e Q é a energia de ativação. Na Tabela 2 e Tabela 3, são apresentadas diferentes equações propostas para o cálculo da fração recristalizada (X) e o tempo necessário para 50% de recristalização da matriz ( $t_{0,5}$ ), para aços C-Mn e aços ao nióbio.

Tabela 2 - Equações para cinética de recristalização estática (SRX) para aços C-Mn.

Aço	Equação	Referência
C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{0,9}\right]$ $t_{0,5} = 9,25 \times 10^{-13} d_0^2 \varepsilon^{-14} \dot{\varepsilon}^{-2} \exp\left[\frac{140500}{RT}\right]$	(KIM; YOO, 2001) Eq. (31)
C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^2\right]$ $t_{0,5} = 2,5 \times 10^{-19} d_0^2 \varepsilon^{-4} \exp\left[\frac{300\,000}{RT}\right]$	(SERAJZADEH, 2005) Eq. (32)
C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^2\right]$ $t_{0,5} = 2,2 \times 10^{-12} \varepsilon^{-2} \dot{\varepsilon}^{-0,2} S_v^{-0,5} \exp\left[\frac{30\,000}{RT}\right]$ $S_v = \left(\frac{24}{3,14 d_0}\right) [0,49] \exp(\varepsilon) + 0,155 \exp(-\varepsilon) + 0,1433 \exp(-3\varepsilon)$	(DEVADAS et al., 1991) Eq. (33)
C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)\right]$ $t_{0,5} = 2,3 \times 10^{-15} \varepsilon^{-2,5} d_0^2 \exp\left[\frac{230\,000}{RT}\right]$	(SELLARS, 1990) Eq. (34)
C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{1,7}\right]$ $t_{0,5} = 5,1 \times 10^{-21} \varepsilon^{-4} d_0^2 \exp\left[\frac{330\,000}{RT}\right]$	(HODGSON; GIBBS, 1992) Eq. (35)

Tabela 3 - Equações para cinética de recristalização estática (SRX) para aços ao Nióbio.

Aço	Equação	Referência
Nb	$t_{0,5} = (-5,24 + 550[\text{Nb}] \times 10^{-18} \varepsilon^{(-4+77\text{Nb})} d_0^2 \exp\left[\frac{330\,000}{RT}\right]$	(SELLARS, 1990) Eq. (36)
Nb	$X = 1 - \exp\left[-0,693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)\right]$ $t_{0,5} = 1,27 \times 10^{-18} \varepsilon^{-3,81} \varepsilon^{-0,36} d_0^2 \exp\left[\frac{404\,000}{RT}\right]$	(SICILIANO; JONAS, 2000) Eq. (37)
Nb, Ti e Nb-Ti	$X = 1 - \exp\left[-0,693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)\right]$ $t_{0,5} = 9,92 \times 10^{-11} d_0 \varepsilon^{-5,6} d_0^{-0,15} \exp\left(\frac{180\,000}{RT}\right) \exp\left[\left(\frac{275\,000}{RT} - 185\right) \times (\text{Nb} + 0,37\text{Ti})\right]$	(LAASRAOUI; JONAS, 1991) Eq. (38)

Após o término da recristalização estática o tamanho de grão resultante pode ser calculado, levando-se em consideração o tamanho de grão inicial e a quantidade de deformação aplicada. Diferentes pesquisadores modelaram o tamanho de grão para SRX, a equação geral é descrita a seguir (KIM; YOO, 2001):

$$d_{sx} = a\varepsilon^b \dot{\varepsilon}^c d_0^d \exp\left(\frac{q}{T}\right) \quad \text{Eq. (39)}$$

Durante a deformação tamanhos de grão inicial pequenos, produzem alta densidade de discordâncias e elevada taxa de nucleação, desta maneira originando grãos mais finos. Na Tabela 4 são apresentadas algumas equações para o cálculo do tamanho de grão após o mecanismo de recristalização estática.

Tabela 4 - Equações para cálculo do tamanho de grão após a recristalização estática.

Aço	Equação	Referência
C-Mn	$d_{SRX} = d_0^{-0,4} \varepsilon^{-0,5} \exp\left(\frac{450\,000}{RT}\right)$	(HODGSON; GLOSS; DUNLOP,1990) Eq. (40)
Nb	$d_{SRX} = 472d_0^{-0,277} \varepsilon^{-0,7} \dot{\varepsilon}^{-0,1} \exp\left(\frac{-48597}{RT}\right)$	(PAUSKAR, 1998) Eq. (41)
C-Mn	$d_{SRX} = 0,5 d_0^{0,67} \varepsilon^{-1,0}$	(SELLARS, 1990) Eq. (42)
Nb	$d_{SRX} = 1,1 d_0^{0,67} \varepsilon^{-0,67} \quad (T > 950^\circ\text{C})$	(SELLARS, 1990) Eq. (43)
C-Mn	$d_{SRX} = 45 \exp\left(\frac{-24980}{RT}\right) \varepsilon^{-0,6} d_0^{0,374} \dot{\varepsilon}^{-0,1}$	(SICILIANO, 1999) Eq. (44)

#### 2.5.4 Recristalização Dinâmica (DRX)

A recristalização dinâmica frequentemente inicia-se a partir dos contornos de grãos deformados e avançam em direção ao centro do grão, conforme apresentado na Figura 9 (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

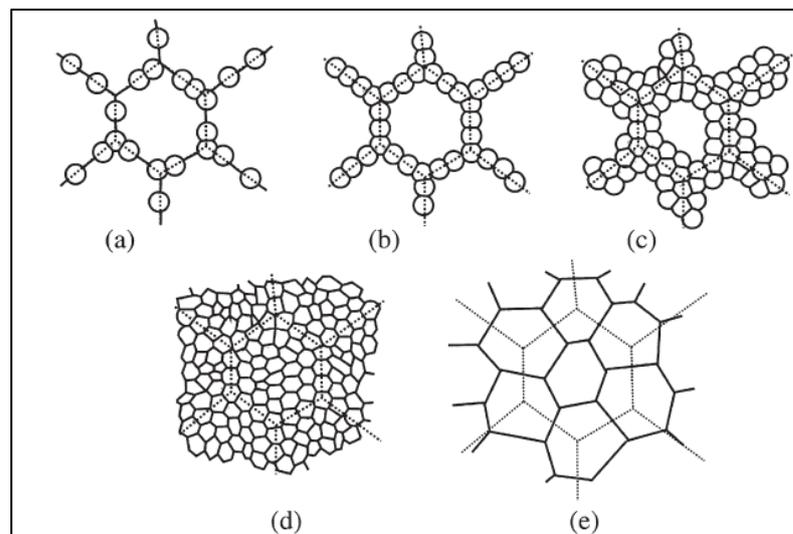


Figura 9 - Desenvolvimento da microestrutura durante a DRX (Adaptado de HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

Durante o processo de deformação a alta temperatura a densidade de defeitos no interior do material tende a crescer, a recristalização envolve a formação de novos

grãos livres de deformação. Onde a densidade de discordâncias é consideravelmente reduzida e todos os defeitos do encruamento são eliminados pela movimentação de contornos de alto ângulo. A Tabela 5 contém equações para cálculo da cinética de recristalização dinâmica.

Tabela 5 - Equacionamento para recristalização Dinâmica.

Aço	Equação	Referência
C-Mn	$X = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,5} \right]$ $t_{DRX} = 1,1 Z^{-0,8} \exp \left( \frac{230\,000}{RT} \right)$	(HODGSON; GIBBS, 1992) Eq. (45)
C-Mn	$X = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^2 \right]$ $t_{DRX} = 1,06 Z^{-0,6} \exp \left( \frac{300\,000}{RT} \right)$	(SELLARS, 1990) Eq. (46)
C-Mn	$X = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^2 \right]$ $\varepsilon_c = 4,76 \times 10^{-4} \exp \left( \frac{8000}{T} \right)$ $\varepsilon_{0,5} = 1,144 \times 10^{-5} d_0^{0,28} \varepsilon^{-0,05} \exp \left( \frac{6420}{T} \right)$	(SICILIANO, 1999) Eq. (47)

A curva tensão-deformação, de um material que apresenta recristalização dinâmica é caracterizada por um pico elevado de tensão ( $\sigma_p$ ), que diminui com incremento de deformação, alcançando um valor médio entre o início da deformação crítica ( $\varepsilon_c$ ) e a deformação de pico ( $\varepsilon_p$ ) (MAIRE et al., 2017).

A recristalização dinâmica tem início no momento em que a tensão crítica ( $\sigma_c$ ) é alcançada. É possível observar na Figura 6 uma considerável diferença entre os níveis de tensão crítica ( $\sigma_c$ ) e a tensão de pico ( $\sigma_p$ ), a diferença está relacionada com o fato de os mecanismos de restauração estarem agindo localmente ao mesmo tempo em que todo o material continua sendo deformado.

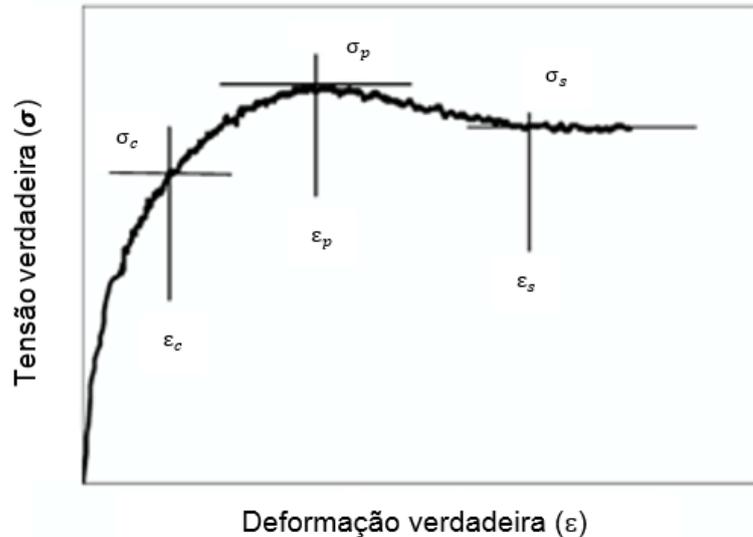


Figura 6 - Curva tensão x deformação típica de um material que apresenta recristalização dinâmica (Adaptado de POLIAK; JONAS, 2003).

O chamado estado estacionário é atingido no ponto  $\sigma_s$ , quando ocorre a equalização entre a geração de defeitos provocados pela deformação e sua aniquilação causada pelos mecanismos de restauração. Assim a deformação pode continuar sem que haja aumento de tensão (POLIAK; JONAS, 2003).

A deformação de pico ( $\epsilon_p$ ) é comumente utilizada para o cálculo da deformação crítica. Sendo a deformação de pico uma função do tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação.

$$\epsilon_p(Z) = a d_0^b Z^c \quad \text{Eq. (48)}$$

Na Tabela 6 são apresentadas equações para cálculo da tensão de pico para ambos os aços.

Tabela 6 - Equações para cálculo da tensão de pico para aços C-Mn e ao Nióbio.

Aço	Equação	Referência
C-Mn	$\varepsilon_p = 5,5 \times 10^{-4} d_0^{0,5} Z^{0,1}$	(SERAJZADEH, 2005) Eq. (49)
Nb	$\varepsilon_p = 7,51 \times 10^{-4} Z^{0,23}$	(BOWDEN; SAMUEL; JONAS, 1991) Eq. (50)
	$\varepsilon_p = \left(\frac{1 + 20Nb}{1,78}\right) 2,8 \times 10^{-4} d_0^{0,5} \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{375000}{RT}\right)\right]^{0,17}$	(SICILIANO et al., 1996) Eq. (51)
Nb	$\frac{\varepsilon_c}{\varepsilon_p} = 0,8 - 13Nb_{\text{eff}} + 112 (Nb_{\text{eff}})^2$ $Nb_{\text{eff}} = Nb - \frac{Mn}{120} + \frac{Si}{94}$	(SICILIANO et al., 1996) Eq. (52)

Frequentemente a relação entre deformação crítica e deformação de pico ( $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ ) está situada entre 0,65 e 0,86 para aços ao nióbio e 0,80 para aços ao C-Mn (ROUCOULES; YUE; JONES, 1993). Em diferentes estudos foi observado que a adição de carbono diminui a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ . A equação 53 geralmente é utilizada para descrever a relação entre deformação crítica e deformação de pico (KHODDAM; HODGSON; BAHRAMABADI, 2011):

$$\varepsilon_c = C\varepsilon_p \quad \text{Eq. (53)}$$

A tensão no estado estacionário pode ser definida através da equação 54:

$$\sigma_{ss} = A_{ss} Z^{q_{ss}} = A_{ss} \left[ \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) \right]^{q_{ss}} \quad \text{Eq. (54)}$$

Onde  $Q_d$  é a energia de ativação para austenita e A é um fator que depende da composição química do material (SHABAN; EGHBALI, 2010).

### 2.5.5 Recristalização Metadinâmica (MDRX)

Os primeiros a detectar a cinética de recristalização metadinâmica e assumir que a mesma é unicamente dependente da taxa de deformação foram Djaic et al.

(1973). Na deformação a quente a recristalização metadinâmica (MDRX) é geralmente observada em situações em que a redução aplicada alcança ou supera a deformação de pico, porém não alcança o estado estacionário. Na recristalização metadinâmica os núcleos formados dinamicamente continuam crescendo estaticamente entre os intervalos de deformação. A Tabela 7 apresentada algumas equações para cálculo da fração recristalizada através da recristalização metadinâmica.

Tabela 7 - Cinética de recristalização metadinâmica.

Aço	Equação	Referência
C-Mn e Nb	$X = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,1} \right]$ $t_{0,5} = 1,1 Z^{-0,8} \exp \left( \frac{230\,000}{RT} \right)$	(HODGSON, 1993) Eq. (55)
Nb	$X = 1 - \exp \left[ -0,693 \frac{t}{t_{0,5}} \right]$ $t_{0,5} = 1,77x 10^{-6} \varepsilon^{-3,81} \dot{\varepsilon}^{-0,32} \exp \left( \frac{153\,000}{RT} \right)$	(ROUCOULES et al., 1994) Eq. (56)
Nb	$X = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,1} \right]$ $t_{0,5} = 0,4 Z^{-0,8} \exp \left( \frac{240\,000}{RT} \right)$	(SICILIANO, 1999) Eq. (57)

Enquanto o grão recristalizado estaticamente é uma função da quantidade de deformação previa e do tamanho de grão inicial, os grãos formados por MDRX são dependentes do parâmetro de Zener-Hollomon. Na Tabela 8 são demonstradas algumas das equações para o cálculo do tamanho de grão após a recristalização metadinâmica.

Tabela 8 - Equações para estimativa do tamanho de grão após a MDRX.

Aço	Equação	Referência
C-Mn	$d_{MDRX} = 2,6 \times 10^4 Z^{-0,23}$	(HODGSON; GLOSS; DUNLOP, 1990) Eq. (58)
Nb	$d_{MDRX} = 1370 \varepsilon^{-0,67} \exp \left( \frac{45000}{RT} \right)$	(ALGHAMDI, 2013) Eq. (59)
C-Mn Nb	$d_{MDRX} = 6,8 \times 10^4 Z^{-0,27}$	(MORGRIDGE, 2002) Eq. (60)

### 2.5.6 Crescimento de Grão

O crescimento de grão é um mecanismo que ocorre durante o reaquecimento de metais ou depois da completa recristalização levando a redução de área dos contornos de grãos, originando grãos maiores. A força motriz para este mecanismo é a energia armazenada nos contornos de grão quando o metal é mantido a elevadas temperaturas. O tamanho de grão é função do tamanho de grão inicial, tempo, temperatura e energia de ativação (ZHANG et al., 2017). Para o crescimento de grão em temperatura isotérmica a equação geral é dada por:

$$d^m = d_0^m + Kt \exp\left(\frac{Q_{gg}}{RT}\right) \quad \text{Eq. (61)}$$

Onde,

- $d_0$  : Tamanho de grão recristalizado;
- $Q_{gg}$ : Energia de ativação para o crescimento de grão;
- $K$  : Energia dos contornos de grãos;
- $m$  : Expoente de crescimento.

Teoricamente a constante  $m$  é considerada 2, entretanto resultados experimentais concluíram que este valor é adequado para altas taxas de crescimento de grão associadas a tempos entre os passes menores que 1 segundo. A taxa de crescimento de grão diminui após 1 segundo e o valor obtido para  $m$  passa de 2 para 7. Provavelmente essa diferença esteja associada a ausência da necessidade de nucleação na cinética de recristalização metadinâmica, que produz grãos refinados. Enquanto a recristalização estática requer nucleação, assim os grãos formados apresentam tamanho diminuto e elevada taxa de crescimento (HODGSON; GIBBS, 1992).

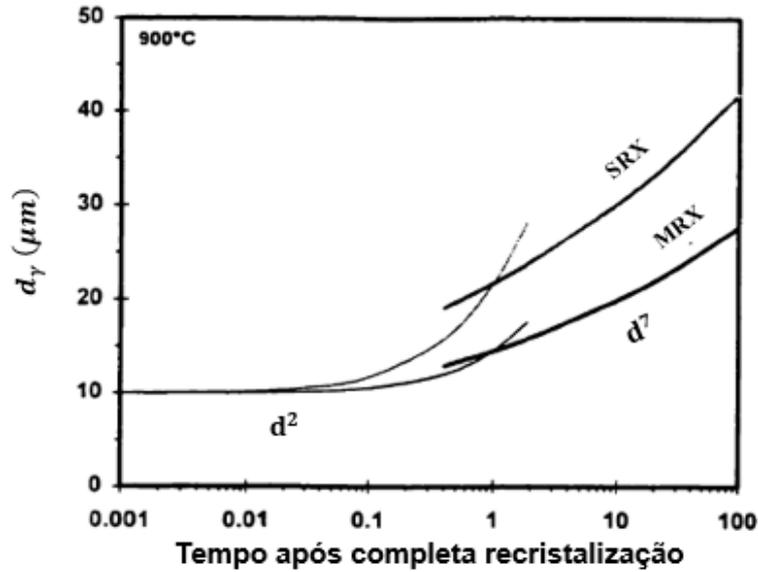


Figura 7 - Comportamento do crescimento de grão austenítico após completa recristalização estática ou metadinâmica. A transição parabólica para expoente 7 ocorre com tempo igual a 1s (Adaptado de REIS, 2007).

Na Tabela 9 são demonstradas equações para cálculo do tamanho de grão austenítico.

Tabela 9 - Diferentes modelos para crescimento de grão austenítico.

Aço	Equação	Referência
C-Mn	Para $t_{ep} > 1s$ . $d^7 = d_{SRX}^7 + 1,5 \times 10^{27} (t_{ep-4,32} t_{0,5}) \exp\left(\frac{-400\,000}{RT}\right)$	(MACCAGNO et al., 1996) Eq. (62)
	Para $t_{ep} < 1s$ . $d^2 = d_{SRX}^2 + 4,0 \times 10^7 (t_{ep-4,32} t_{0,5}) \exp\left(\frac{-113\,000}{RT}\right)$	(MACCAGNO et al., 1996) Eq. (63)
Nb	$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \times 10^{23} t_{ip} \exp\left(\frac{-435\,000}{RT}\right)$	(HODGSON; GIBBS, 1992) Eq. (64)
C-Mn	Para $t_{ep} > 1s$ . $d^7 = d_{MDRX}^7 + 8,2 \times 10^{25} (t_{ep-2,65} t_{0,5}) \exp\left(\frac{-400\,000}{RT}\right)$	(MACCAGNO et al., 1996) Eq. (65)
	Para $t_{ep} > 1s$ . $d^2 = d_{MDRX}^2 + 1,2 \times 10^7 (t_{ep-2,65} t_{0,5}) \exp\left(\frac{-113\,000}{RT}\right)$	(MACCAGNO et al., 1996) Eq. (66)

### 2.5.7 Efeitos da Precipitação

A adição de elementos químicos como Al, Mo, Nb, Ti e V formadores de carbonitretos podem retardar o processo de recristalização da austenita. Seja pelo

efeito da precipitação ou por solução sólida elementos como nióbio e titânio, podem formar carbonitretos na austenita e alterar completamente comportamento do aço durante a laminação a quente (LEBON; DESAINT-MARTIN, 1977). Pode-se observar na Figura 10 que o nióbio em relação aos outros elementos de liga apresenta maior influência na redução da força motriz para que ocorra a recristalização.

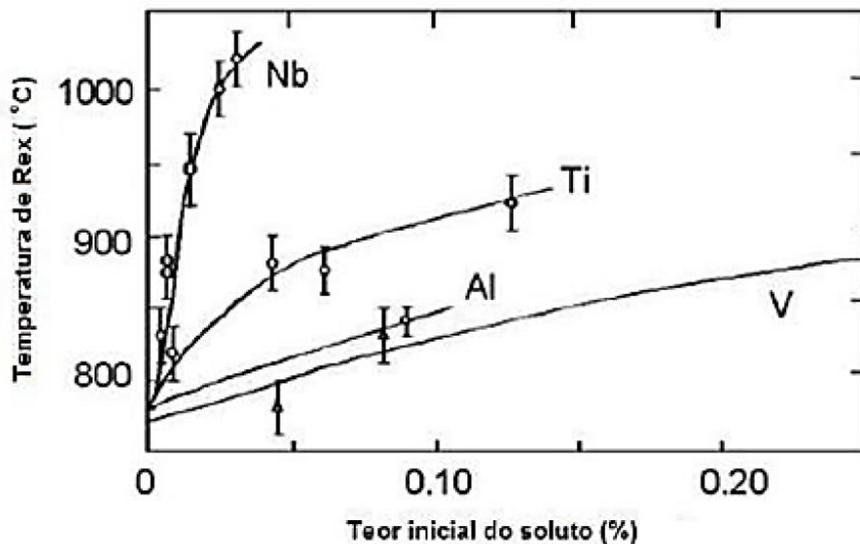


Figura 10 - Efeito dos microligantes na temperatura de recristalização da austenita em um aço com 0,07% C, 1,40% Mn, 0,25% Si (Adaptado de BÄCKE, 2009).

O nióbio é o elemento microligante mais efetivo nas temperaturas utilizadas durante o processo de laminação a quente, comumente mantidas entre 1100 e 850°C. Isto se deve a sua forte influência sobre a recristalização, crescimento de grão, bem como sobre a ocorrência de precipitação na austenita quanto na ferrita. Estes efeitos também estão presentes em temperaturas superiores a 1200°C, quando os compostos de nióbio estão quase completamente dissolvidos para a maioria das composições químicas de aços microligados.

Os efeitos do nióbio sobre o comportamento dos aços microligados são bem conhecidos sobre as etapas do processamento termomecânico, especialmente nas etapas de desbaste, acabamento e resfriamento. Seja pelos efeitos da precipitação ou em solução sólida, o retardamento da recristalização pode alterar drasticamente o comportamento do aço durante a laminação a quente. É considerado que em solução sólida o nióbio retarda a cinética de recristalização estática e que sua precipitação para essencialmente toda futura recristalização. Embora ocorra que em altas temperaturas,

considera-se que a coalescência e o crescimento de grão possuem uma cinética relativamente lenta durante os curtos períodos de tempo em que a tira permanece no laminador. Porém são observados efeitos opostos sobre a precipitação para os elementos manganês e silício. O manganês aumenta a solubilidade dos carbonetos de nióbio (NbC) e nitretos de nióbio (NbN) na austenita, enquanto que o silício desempenha efeito contrário, diminuindo o efeito desses componentes na austenita (SICILIANO, 1999).

Estão disponíveis na literatura diferentes modelos para precipitação, o modelo proposto por Dutta e Sellars (1987), descreve a precipitação de carbonitretos de nióbio. O tempo para início da precipitação é função da deformação, taxa de deformação, temperatura, solubilidade dos carbonitretos de nióbio e a taxa de supersaturação ( $K_s$ ):

$$t_{ps}^{DS} = 3 \times 10^{-6} Nb^{-1} \varepsilon^{-1} Z^{-0,5} \exp\left(\frac{270\,000}{RT}\right) \exp\left(\frac{2,5 \times 10^{10}}{T^3 \ln(K_s^2)}\right) \quad \text{Eq. (67)}$$

Onde o coeficiente A representa no modelo DS o número de núcleos de precipitados por unidade de volume (DUTTA; SELLARS, 1987). A taxa de supersaturação que descreve a força motriz para precipitação pode ser calculada pela equação a seguir:

$$K_s = \frac{10^{-6770/T_{RH+2,26}}}{10^{-6770/T_{PASS+2,26}}} \quad \text{Eq. (68)}$$

Em que  $T_{RH}$  e  $T_{PASS}$  são respectivamente a temperatura de reaquecimento e a temperatura do passe (Kelvin). Elementos como silício e manganês retardam a precipitação e podem ser considerados através da equação 69 (SICILIANO; JONAS, 2000):

$$t_{ps} = \frac{t_{ps}^{DS}}{10^{(-0,26-0,90Mn+2,85Si)}} \quad \text{Eq. (69)}$$

A equação 70 pode ser utilizada para o cálculo da solubilidade de carbonitretos de nióbio levando em consideração os efeitos das concentrações de silício e manganês:

$$\log Nb (C + 1,666N) = 2,26 + \frac{838Mn^{0,246} - 1730Si^{0,594} - 6440}{T} \quad \text{Eq. (70)}$$

O parâmetro A pode ser calculado pela expressão a seguir (SICILIANO; JONAS, 2000):

$$A = \frac{\left(\frac{Mn}{Si}\right)^{0,42} \exp\left(\frac{0,42Nb}{C}\right)}{169\,000} \quad \text{Eq. (71)}$$

## 2.6 MODELAMENTO DA TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO (TME)

A TME é um termo matemático utilizado para descrever a resistência a deformação do metal. O modelamento da tensão média de escoamento auxilia no entendimento de como o metal se comporta durante o processo de laminação a quente.

Durante a laminação de acabamento, tensão média de escoamento (TME) é o mais importante fator que altera o comportamento das cargas de laminação. Em adição o acúmulo de deformação, também é influenciado por fenômenos microestruturais, como a recristalização estática (SRX), recristalização dinâmica (DMX) e recristalização metadinâmica (MDRX). A TME pode ser determinada para cada passe de laminação integrando a área sobre a curva tensão - deformação para o intervalo de deformação selecionado.

$$TME = \frac{1}{\varepsilon_f - \varepsilon_i} \int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon_f} \sigma \, d\varepsilon \quad \text{Eq. (72)}$$

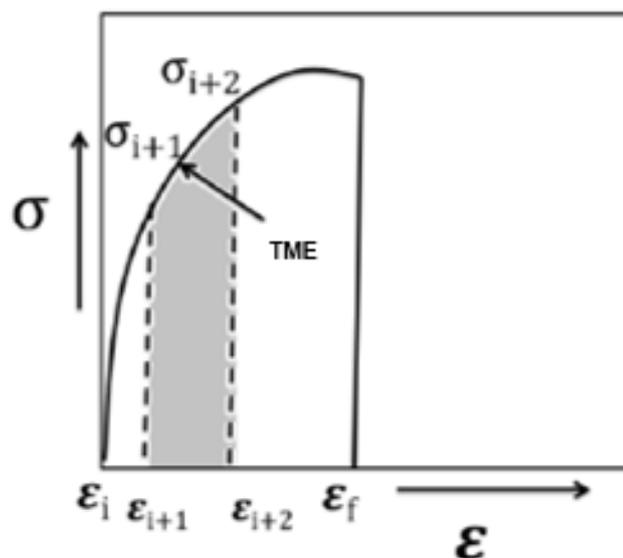


Figura 11 - Representação gráfica da TME (Adaptado de ALGHAMDI, 2014).

Onde na equação 72:

- $\varepsilon_f$  = Limite superior de deformação;
- $\varepsilon_i$  = Limite inferior de deformação.

A TME pode ser calculada em função das cargas de laminação registradas durante o processamento termomecânico. Porém estes não é uma abordagem direta ou simples. O primeiro a propor um método para cálculo da distribuição de pressão no cilindro de laminação foi Orowan (1943), considerando detalhadamente o equilíbrio das forças ao longo do arco de contato (HANOGLU; ŠARLER, 2018). Entretanto devido ao nível de complexidade e a necessidade de integração para descrever a deformação heterogênea e a hipótese do coeficiente de atrito variável, outros métodos têm sido propostos por outros pesquisadores.

## 2.7 MÉTODOS EXPERIMENTAIS PARA DETERMINAÇÃO DA TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO (TME)

### 2.7.1 Previsão da TME Baseada em Recristalização Estática

O comportamento do material durante o processo de laminação a quente em temperaturas acima das temperaturas de recristalização (700°C a 1200°C) está intrinsicamente ligada ao tipo de material (baixo ou alto carbono, ligas), taxas de deformação e temperatura de processamento (BORDONARO et al., 2018).

O método desenvolvido por Misaka et al. (1967) para cálculo da TME leva em consideração a concentração de carbono, quantidade de deformação e a taxa de deformação. O método desenvolvido pelos pesquisadores assume a ocorrência de completa recristalização estática entre os passes de laminação. Sendo o equacionamento descrito da seguinte maneira:

$$TME_{Misaka} = 9,8 \exp \left( 0,126 - 1,75[C] + 0,594[C]^2 + \frac{2851 + 2968[C] - 1120[C]^2}{R + 273} \right) \varepsilon^{0,21} \dot{\varepsilon}^{0,13} \quad \text{Eq. (73)}$$

Onde :

- $TME_{Misaka}$  = Tensão Media de Escoamento (expressa MPa);
- C = Percentual de carbono;
- T= Temperatura (°C);
- $\varepsilon$  = Quantidade de deformação;
- $\dot{\varepsilon}$  = Taxa de deformação.

A equação original proposta por Misaka e Yoshimoto (1967), foi testada para níveis de concentração de carbono variando entre 0,04 a 1,20%, temperaturas entre 750 e 1200°C, deformações maiores que 0,30 e taxas de deformação entre 30 e 200 s<sup>-1</sup>.

Devadas et al. (1991) observaram que a equação original de superestimava o fluxo de tensão em comparação com valores medidos experimentalmente realizados com aços de baixa liga. O modelo original foi otimizado, possibilitando a incorporação do efeito de endurecimento devido ao percentual de manganês através da multiplicação da equação pelo fator de correção  $f$  (SICILIANO; JONAS, 2000).

$$MFS_{Misaka}^* = f \cdot MFS_{Misaka} \quad \text{Eq. (74)}$$

Onde  $f$  pode ser expresso por:

$$f = 0,780 + 0,137 [Mn] \quad \text{Eq. (75)}$$

A equação otimizada foi testada para concentrações de manganês entre 0,27 a 1,08%. Para aços ao nióbio Siciliano et al. (2005) propuseram a utilização da equação 76 para que sejam considerados os efeitos de elementos de liga.

$$TME_{Siciliano} = 9,81 * \exp\left(\frac{2704 + 3345[Nb] + 220[Mn]}{T}\right) \varepsilon^{0,21} \dot{\varepsilon}^{0,13} \quad \text{Eq. (76)}$$

Shida (1969) desenvolveu equações empíricas que descrevem a resistência a deformação a quente para aços de baixo, meio e alto teor de carbono. Este modelo de plasticidade descreve a resistência a deformação ( $\sigma$ ) em altas temperaturas ( $T$ ), como

função da deformação ( $\varepsilon$ ), taxa de deformação ( $\dot{\varepsilon}$ ) e concentração de carbono (%C), para austenita, ferrita e para o campo bifásico (SHIDA, 1969).

$$\sigma = 9,81 * \sigma_d (C,T) f_w(\varepsilon) f_r(\varepsilon_s) \quad \text{Eq. (77)}$$

$$\sigma_d = 0,28 \exp\left(\frac{5}{T} - \frac{0,01}{[C] + 0,05}\right) \quad \text{Eq. (78)}$$

$$T = \frac{T[^\circ\text{C}] + 273}{1000} \quad \text{Eq. (79)}$$

$$n = 0,41 - 0,07[C] \quad \text{Eq. (80)}$$

$$f_r(\varepsilon_s) = \left(\frac{\varepsilon_s}{10}\right)^m \quad \text{Eq. (81)}$$

$$m = (-0,019[C] + 0,126)T + (0,076[C] - 0,05) \quad \text{Eq. (82)}$$

Siciliano et al. (2005) apresentaram uma formulação para previsão da TME que considera os efeitos de endurecimento causados pelos elementos carbono, manganês, nióbio e molibdênio para as concentrações de: Mn 0,71-1,54%, Nb 0 -0,062, C 0,084 - 0,27%, Mo 0 – 0,20%.

$$TME_{Bruna} = 9,81 * \exp\left(\frac{3126+68[C]+2117[Nb]+54[Mn]+152[Mo]}{T}\right) \varepsilon^{0,21} \dot{\varepsilon}^{0,13} \quad \text{Eq. (83)}$$

Baseado no trabalho desenvolvido por Misaka et al. (1967) para previsão da tensão média de escoamento para aços ao carbono, Poliak (2005) apresenta uma modificação para equação original.

$$TME_{Poliak} = f.TME_{Misaka} \quad \text{Eq. (84)}$$

Onde:

$$f = a + b[Mn] + c[Nb] + d[Ti] + e [V] \dots \quad \text{Eq. (85)}$$

Em que os coeficientes a, b, c e etc... foram determinados por regressão linear. Originando a equação 87 (SICILIANO; POLIAK, 2005):

$$TME = 9,81 * TME_{Misaka} (1,09 + 0,056[Mn] + 4,54[Nb] + 1,21[Ti] + 0,056[Al] + 0,1[Mo]) \quad \text{Eq. (86)}$$

### 2.7.2 Previsão da TME Baseada em Recristalização Dinâmica

Durante a laminação de aços ao nióbio a recristalização total dos grãos frequentemente não é alcançada, isso ocorre devido ao curto intervalo entre os passes na laminação de acabamento e a temperatura relativamente baixa em que são realizados. Assim permitindo o acúmulo de deformação, que por sua vez pode superar a deformação crítica e provocar o início da recristalização dinâmica, que será seguida da recristalização metadinâmica.

Para que os efeitos da recristalização dinâmica possam ser levados em consideração, Siciliano (1999) em seu trabalho adicionou um segundo termo a equação 88.

$$MFS_{Siciliano} = MFS_{Misaka}^{*} 9,8 (1 - X_{dyn}) + k\sigma_{ss} X_{dyn} \quad \text{Eq. (87)}$$

Na equação 87 o fator K é um parâmetro de ajuste necessário para conversão da tensão para tensão média de escoamento. A tensão no estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) pode ser determinada através da equação a seguir (SICILIANO, 1999):

$$\sigma_{ss} = A \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right)^q \quad \text{Eq. (88)}$$

Em que q e A são parâmetros que dependem da composição química e  $Q_{def}$  é a energia de ativação por deformação.

Tabela 10 - Parâmetros para cálculo da tensão no estado estacionário.

Aço	$Q_{def}$ (kJ/mol)	q	A
C-Mn	300	0,09	7,2
Nb	375	0,09	4,2

O cálculo da fração de amaciamento atribuída a recristalização dinâmica ( $X_{dyn}$ ) quando a deformação ( $\varepsilon$ ) supera a deformação crítica ( $\varepsilon_c$ ), pode ser calculada pelas equações 90 e 91:

$$X_{dyn} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^2 \right] \quad \text{Eq. (89)}$$

$$\varepsilon_{0,5} = 1,144 \times 10^{-3} d_0^{0,25} \dot{\varepsilon}^{0,05} \exp \left( \frac{6420}{T} \right) \quad \text{Eq. (90)}$$

Onde  $\varepsilon_{0,5}$  é a deformação para 50% de recristalização e  $d_0$  corresponde ao tamanho de grão inicial para cada passe de deformação.

### 2.7.3 Análise da Tensão Média de Escoamento Durante o Processo de Laminação a Quente

A capacidade de previsão de cargas de laminação a quente em simuladores off-line são uma importante ferramenta, que colabora para melhorar a segurança operacional e a assertividade durante o processamento de ligas experimentais no laminador industrial. As cargas de laminação são diretamente influenciadas pelas transformações microestruturais que ocorrem durante o processamento termomecânico da tira e que conseqüentemente modificam a TME.

A primeira análise da curva de Tensão Média de Escoamento (TME) para determinação das temperaturas de transformação de fase do aço durante a laminação a quente, foi realizada por Boratto et. al (SICILIANO; ALLEN; FERGUSON, 2016). A análise do comportamento da TME em função do inverso da temperatura absoluta, permite a identificação de alterações microestruturais como a recristalização estatística (SRX), Recristalização dinâmica (DRX), recristalização metadinâmica (MDRX), acúmulo de deformação e transformações de fase (SELLARS, 1990). Na Figura 10 é ilustrada uma laminação a quente hipotética de 5 passes e eventuais as alterações microestruturais.

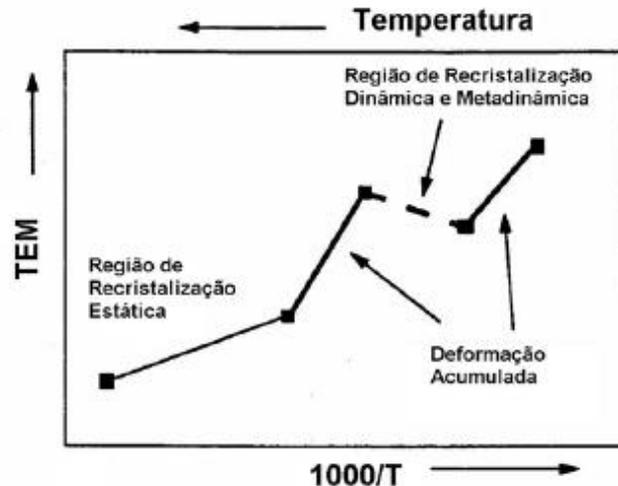


Figura 10 - Representação esquemática das Alterações microestruturais em uma laminação a quente hipotética de 5 passes (Adaptado de SICILIANO; JONAS, 2000).

Nota-se que no primeiro passe de laminação onde a temperatura é mais alta e a curva apresenta menor inclinação, ocorre a recristalização estática, permitindo o completo amaciamento entre passes. A partir do segundo passe observa-se o aumento na inclinação da curva, o que indica o acúmulo de deformação devido a redução da temperatura de laminação, resultando no amaciamento parcial da tira. Desta forma a tensão acumulada alcança o valor crítico, permitindo o início da DRX sem que ocorra a precipitação. Entre o terceiro e quarto passe a recristalização dinâmica é seguida pela recristalização metadinâmica.

O conhecimento da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ), pode ser definida como a temperatura em que a recristalização começa a ser inibida durante o processo de laminação a quente. A  $T_{nr}$  é de grande importância, pois influencia a microestrutura da austenita no final da laminação. Caso os passes finais da laminação de acabamento ocorrerem abaixo da temperatura de não recristalização, os grãos deformados de austenita apresentaram elevada densidade discordâncias, tornando-se potenciais sítios para nucleação da ferrita. Conseqüentemente, a ferrita obtida após a transformação será muito refinada, desta maneira aumentando as propriedades mecânicas do material, especialmente a tenacidade (VEGA et al., 1999).

Sabe-se que o valor da  $T_{nr}$  depende de fatores como a composição química do aço, da deformação equivalente aplicada durante cada passe de laminação, da taxa de deformação e o tempo entre passes. Duas outras temperaturas podem ser consideradas críticas na laminação a quente, sendo as temperaturas de transformação

de fase Ac1 e Ac3. Ambas as temperaturas podem ser determinadas simultaneamente a  $T_{nr}$ , em gráficos representando a tensão média de escoamento versus o inverso da temperatura.

Baseando-se no comportamento das curvas de Tensão Média de Escoamento, foram desenvolvidas sequencias de laminação específicas para obtenção de produtos laminados com as características desejadas.

#### 2.7.4 Laminação Controlada Convencional

O principal objetivo da CCR é produzir o encruamento da austenita após o último passe, afim de aumentar o número de núcleos para transformação da austenita para ferrita. A laminação de acabamento é conduzida abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ), podendo ser aplicado o último passe na região de transformação austenita-ferrita, produzindo grãos ferríticos refinados responsáveis por melhorias na tenacidade e tensão de escoamento. Na Figura 12 é demonstrado um esquema de laminação controlada convencional hipotético de 5 passes.

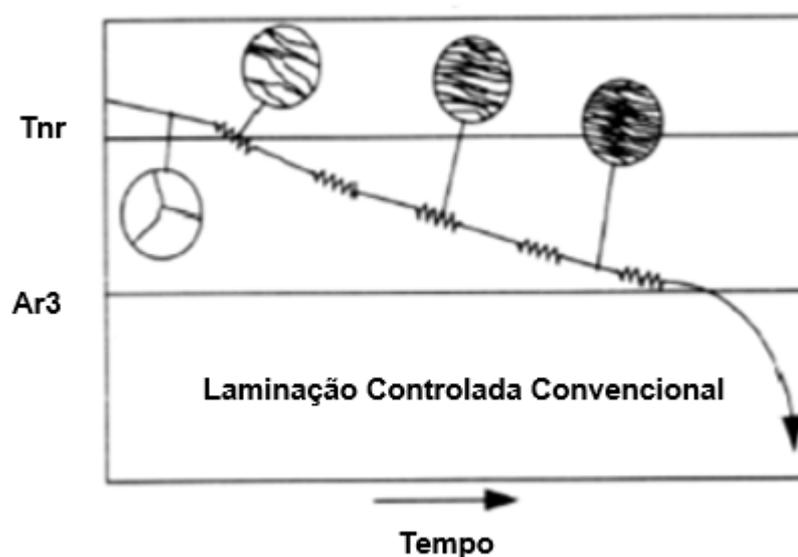


Figura 12 - Esquema de laminação hipotético de 5 passes (Adaptado de PADILHA; SICILIANO, 2005).

#### 2.7.5 Laminação Controlada por Recristalização

O processo de laminação controlada por recristalização apresenta altas cargas de laminação devido a temperatura em que o processo é realizado. O processo é

realizado em temperaturas acima de 950°C, o que permite a completa recristalização dos grãos entres os passes de laminação. O controle do crescimento de grão pode ser realizado com a adição de elementos de liga como o titânio, que permitem a formação de partículas finas de nitretos de titânio que inibem o crescimento de grão (HALFA, 2014). Desta forma ao final da transformação de fase, obtém-se uma microestrutura ferrítica refinada. Na Figura 13 temos a ilustração de um processo de laminação controlada por recristalização hipotético.

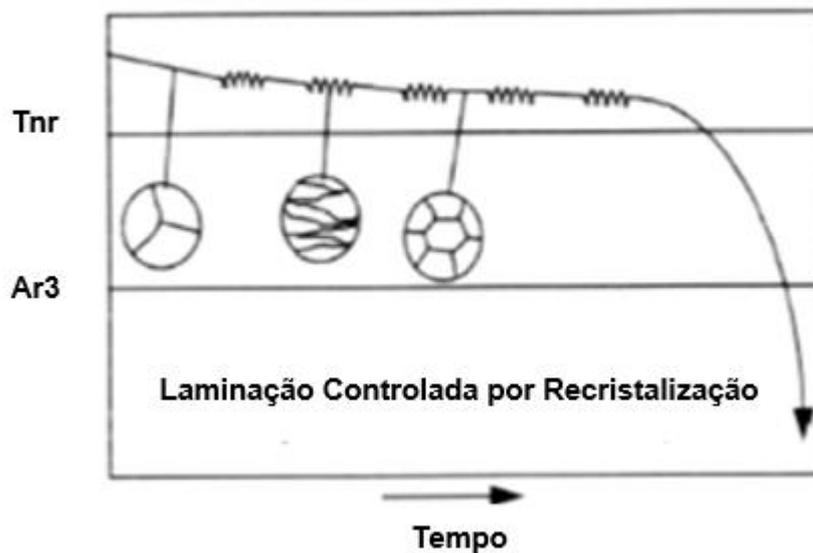


Figura 13 - Esquema de laminação controlada por recristalização hipotético de 5 passes (Adaptado de PADILHA; SICILIANO, 2005).

#### 2.7.6 Laminação Controlada por Recristalização Dinâmica

O processo de laminação controlada por recristalização dinâmica consiste em permitir a ocorrência da recristalização dinâmica, que se seguira por metadinâmica, devido a aplicação de grandes quantidades de deformação acumulada no material durante os passes de laminação.

Neste processo o primeiro passe da laminação de acabamento é realizado a temperaturas elevadas, enquanto o último passe ocorre a temperaturas relativamente baixas. Como benefício deste método de laminação os grãos apresentam intenso refinamento causado pela ocorrência de recristalização dinâmica quando altas taxas de deformação e grandes quantidades de deformação são aplicados. Neste tipo de processamento o laminador apresenta cargas de laminação mais baixas (SICILIANO,

1999). E demonstrado na Figura 14 um esquema de laminação hipotético, controlado por recristalização dinâmica.

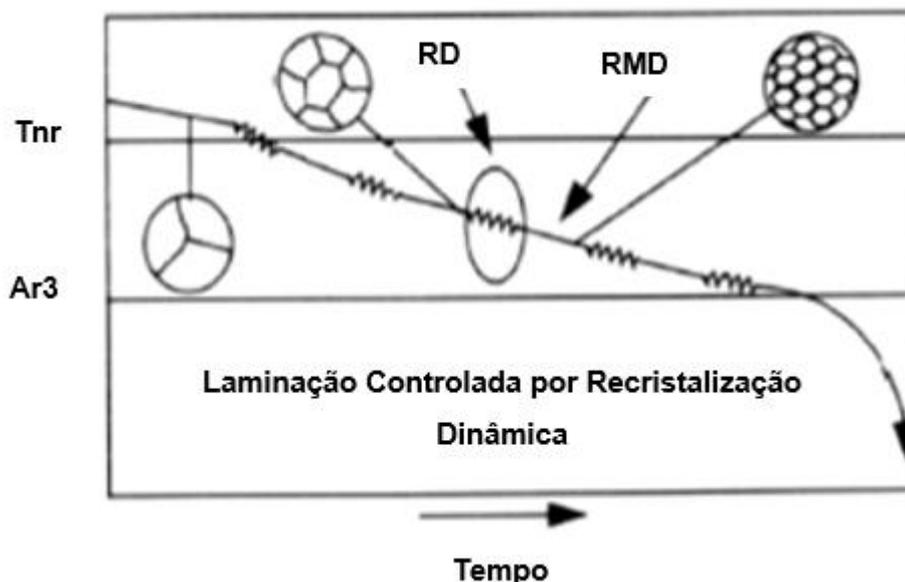


Figura 14 - Esquema de laminação controlada por recristalização dinâmica hipotético de 5 passes (Adaptado de PADILHA; SICILIANO, 2005).

## 2.8 MODELAMENTO MATEMÁTICO

A análise dos processos de conformação dos metais como laminação a quente e forjamento tem sido dependente de vários parâmetros, incluindo condições de atrito, temperatura, taxa de deformação, entre outros. No entanto, a natureza não linear dos processos e a interação entre os fenômenos mecânicos, térmicos e metalúrgicos associados aos múltiplos passes, dificultam o modelamento e a sua solução.

Diversos equacionamentos foram propostos para o modelamento do processo de laminação, porém, devido ao nível de complexidade dos processos atuais, os modelos analíticos puros exigem frequentemente simplificações e suposições, o que inevitavelmente conduz a erros de modelo quando as condições de contornos não são completamente atendidas. Uma das alternativas para os modelos analíticos são as implementações do uso dos métodos de elementos finitos (FEM), (MVF) e o uso de redes neurais, que são capazes de realizar cálculos complicados sob restrições de processo em várias condições de deformação (BAGHERIPOOR; BISADI, 2013).

Neste trabalho foram adotados juntamente com o método dos volumes finitos uma formulação não-newtoniano e uma descrição Euleriana, proposta por Castro e Moreira (2008).

## 2.9 SIMULAÇÃO FÍSICA

As necessidades mundiais em aprimorar os processos metalúrgicos e alcançar reduções de custos do aço fomentam o estudo em diversas áreas de concentração com este objetivo. Como forma de evitar testes em escala industrial que são de alto custo e possuem alto risco associado, são utilizadas técnicas de simulações físicas e numéricas. Para que as simulações numéricas representem o processo real é necessária à obtenção de informações do comportamento exato do material nas condições de processamento termomecânico industrial, estas informações podem ser obtidas com auxílio de simulações físicas do processo produtivo (MANDZIEJ, 2010).

As relações constitutivas dos aços são preponderantes sobre o desempenho do material durante o processamento termomecânico e o resultado microestrutural após a deformação plástica. Este comportamento pode ser adequadamente identificado através da análise avançada dos dados experimentais obtidos no curso da simulação física de processos de deformação plástica, através do uso de poderosos simuladores termomecânicos. Diversos pesquisadores utilizam o sistema de simulação Gleeble para realização de variados experimentos que captam o comportamento do material, e após o processamento das informações, estas podem ser utilizadas para otimização do processamento industrial (KUZIANK, 2006).

Desta forma com a utilização das técnicas de simulação física aliadas a simulações numérica, torna-se possível buscar soluções para a ocorrência de falhas no processo produtivo, melhorias nos produtos existentes e propiciar o desenvolvimento de novas tecnologias. Utilizando uma fração de tempo por uma fração do custo, quando comparadas com a realização de testes na planta industrial (MANDZIEJ, 2010).

### 2.9.1 Sistema de Simulação Gleeble

O simulador termomecânico Gleeble é um sistema de testes térmicos e mecânicos, com controle digital completamente integrado a uma interface extremamente fácil interação com usuário, permitindo a execução de testes e a análise dos resultados de simulações físicas.

O primeiro simulador Gleeble comercial foi produzido em 1957, com o propósito de atender a estudos na área de soldabilidade. Com o passar dos anos o sistema de

simulação evoluiu, passando por diversas atualizações. Hoje em sua terceira geração o sistema de simulação Gleeble é capaz de realizar não só simulações de soldagem, como também processos de aplicação industrial com exigência de múltiplos passes e elevadas taxas de deformação, Figura 15. Além de processos de fusão e solidificação controlada, investigação da formação de trincas e fragilização a quente, estudos do processo de sinterização, fluência, fadiga, dentre outros (MANDZIEJ, 2010).



Figura 15 - Sistema de simulação Gleeble (Adaptado de [www.bleeble.com](http://www.bleeble.com)).

O simulador é composto por uma estrutura modular, sendo possível a utilização dos módulos de deformação: Hydrawedge, MAXStrain, Torção a quente e módulo básico (*pocket jaw*). O simulador tem sido amplamente utilizado para realização de ensaios que reproduzem os processos de conformação industrial, através de ensaios de compressão, tração e torção. O sistema também possibilita a realização de ensaios destinados a estudos de juntas soldadas (BEZOBRAZOV; KOLBASNIKOV; NAUMOV, 2014).

O simulador possui um robusto sistema de aquecimento por resistência, que é capaz de alcançar taxas da ordem de  $10.000^{\circ}\text{C/s}$ , o sistema de resfriamento do equipamento pode atingir taxas da mesma ordem na superfície da amostra. O controle da temperatura pode ser realizado por termopares e ou pirômetro infravermelho, disponibilizando dados com elevada precisão para acompanhamento da evolução da temperatura durante a realização dos ensaios. Devido a elevada taxa de aquecimento o sistema de simulação Gleeble pode executar ciclos térmicos com relevante rapidez,

alcançando tempos de 3 a 10 vezes menores, quando comparados a fornos convencionais. Seu sistema de carga dispõe de até 20 toneladas de força, que podem ser utilizados em esquemas de tração e compressão (TRAINING, 2010).

### 2.9.2 Módulo Hydrawedge

O módulo Hydrawedge II, ilustrado na Figura 16, foi desenvolvido para a realização de simulações físicas de processos que envolvem altas taxas de deformação, como por exemplo o processo de laminação a quente.



Figura 16 - Modulo Hydrawedge II (Adaptado de TRAINING, 2010).

Na Tabela 11 são apresentadas algumas das variáveis típicas adotadas durante processos de conformação em escala industrial como quantidade de deformação, taxa de deformação, tempo entre passes condições de (KUZIAK, 2006).

Tabela 11 – Parâmetros típicos adotados em processamentos industriais (Adaptado de KUZIAK,2006).

Processo	Tipo	Deformação		Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )	Tempo entre passes (s)
		Por passe	Total		
Trefilação	Contínuo	0,16 - 0,36	5,3 – 6,2	0,3 – 1 200 - 1000	15 – 40 0,006 – 0,2
Laminação a quente	Desbaste	0,22 – 0,69	1,4 – 2,3	5 – 30	5 – 20
	Acabamento	0,16 – 0,69	1,6 – 3,0	7 – 40 100 - 400	1 – 10 0,2 – 1

Podemos observar no gráfico apresentado na Figura 17, que o campo de atuação do sistema de simulação Gleeble compreende as taxas de deformação empregadas durante o processo de laminação a quente em escala industrial. Já o processo de trefilação pode ser parcialmente simulado pelo equipamento, devido ao fato de o processo apresentar taxas de deformação superiores a 400 s<sup>-1</sup> e alcançando taxas na ordem de 1000 s<sup>-1</sup>.

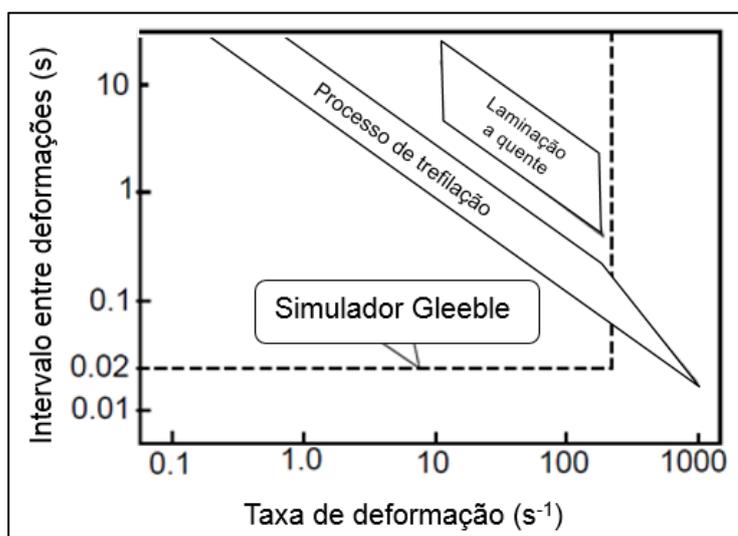


Figura 17 - Comparação da capacidade de simulação física empregado no sistema de simulação Gleeble com os processos de deformação industrial (Adaptado de KUZIAK, 2006).

O sistema de controle do módulo Hydrawedge possibilita a simulação das condições de processamento empregadas em um laminador de tiras a quente industrial. Com a possibilidade de reprodução das temperaturas de laminação, tempos entre passes, taxas de resfriamento, taxas de deformação e quantidade de deformação.

### 3. OBJETIVOS

#### 3.1 OBJETIVO GERAL

- a) O objetivo do presente trabalho é realizar uma análise comparativa entre os perfis de carga de laminação registrados durante processamentos industriais realizados no laminador de tiras a quente da Companhia Siderúrgica Nacional e os obtidos por modelamento matemático.

#### 3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- a) Obter através de ensaios no simulador termomecânico Gleeble as relações constitutivas do aço C-Mn para utilização nas simulações numéricas;
- b) Comparar as cargas de laminação registradas durante o processamento industrial, com os resultados obtidos nos cálculos analíticos e simulações numéricas;
- c) Determinar coeficientes de ajustes para melhor previsão dos modelos analíticos.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 MATERIAIS

Para realização deste trabalho foram utilizados como fonte de dados os registros obtidos no laminador de tiras a quente da Companhia Siderúrgica Nacional. As informações coletadas incluem a composição química, características dimensionais da bobina (largura, comprimento e espessura), parâmetros de laminação dos passes de desbaste e acabamento (espessura, largura, temperatura de laminação, tempos entre passes, força de laminação, diâmetro e rotação dos cilindros). Para os aços C-Mn a faixa de concentração de carbono foi mantida entre 0,02% e 0,065% e a de manganês entre 0,21% e 0,37%. Para os aços microligados ao nióbio a faixa de concentração de carbono foi mantida entre 0,01% e 0,07%, manganês entre 0,49% a 0,63% e nióbio entre 0,02% e 0,034%.

Foram analisadas um total de 2676 processamentos de bobinas referentes aos aços C-Mn e aços microligados ao nióbio. Para realização das simulações físicas do processamento industrial foram coletadas amostras dos aços C-Mn e microligado ao nióbio, em diferentes etapas do processamento no laminador de tiras a quente.

Durante o processamento industrial amostras de esboço foram retiradas na entrada do trem acabador. Finalmente após o completo processamento das bobinas, amostras do produto final foram retiradas nas dimensões de 1000 mm de comprimento pela largura da chapa. Para retirada das amostras foi realizado o descarte de três espiras (voltas) das bobinas, afim de se evitar heterogeneidades microestruturais. As composições químicas dos aços utilizados para a realização das simulações físicas, são apresentadas na Tabelas 12 e Tabela 13. Os valores dos elementos são expressos em percentual de peso e foram determinados através dos equipamentos Leco, determinador de Carbono e Enxofre, Figura15, modelo CS 744, espectrômetro Ótico 3460 AES, Figura 16, e espectrômetro de Emissão Atômica com Plasma Acoplado Indutivamente, Modelo Genesis, Figura 17, ambos equipamentos do Laboratório de química inorgânica do centro de pesquisas da CSN.

Tabela 12 – Faixa de composição química do aço C-Mn (%).

<b>C</b>		<b>Mn</b>		<b>Si</b>		<b>Cr</b>		<b>Al</b>		<b>Ti</b>		<b>Nb</b>	
Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
0,03	0,06	0,15	0,25	0	0,02	0	0,06	0,02	0,03	0	0,005	0	0,005

Tabela 13 - Faixa de composição química do aço microligado ao nióbio (%).

<b>C</b>		<b>Mn</b>		<b>Si</b>		<b>Cr</b>		<b>Al</b>		<b>Ti</b>		<b>Nb</b>	
Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
0,07	0,1	0,4	0,6	0	0,03	0	0,06	0,02	0,07	0	0,005	0,02	0,035



Figura 18 – Leco modelo CS 744 do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (Adaptado de Companhia Siderúrgica Nacional).



Figura 19 - Espectrômetro Ótico 3460 AES do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (Adaptado de Companhia Siderúrgica Nacional).



Figura 20 - Espectrômetro de Emissão Atômica com Plasma Acoplado Indutivamente, Modelo Genesis, do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (Adaptado de Companhia Siderúrgica Nacional).

Na Tabela 14 é apresentada a estratificação das amostras retiradas para caracterização microestrutural e realização de ensaios de compressão no estado plano utilizando o simulador termomecânico Gleeble.

Tabela 14 - Identificações e número de amostras coletadas.

Identificação	Condição	Número de amostras	Dimensões (mm)		
			Larg.	Comp.	Esp.
Aço C-Mn	Esboço	2	1030	600	36,23
	Bobina a Quente	2	1000	500	3,52
Aço microligado ao nióbio	Esboço	2	1380	600	36,31
	Bobina a Quente	2	1300	500	3,61

## 4.2 MÉTODOS

A cronologia da sessão experimental deste trabalho seguiu as etapas de laminação em escala industrial, coleta de parâmetros de processamento, realização de ensaios experimentais no simulador Gleeble, caracterização microestrutural, previsão das cargas de laminação através da utilização de modelamento matemático baseado em equações de transporte e equações analíticas. Para melhor visualização e compreensão dos procedimentos adotados, é apresentado na Figura 21 um fluxograma das etapas.

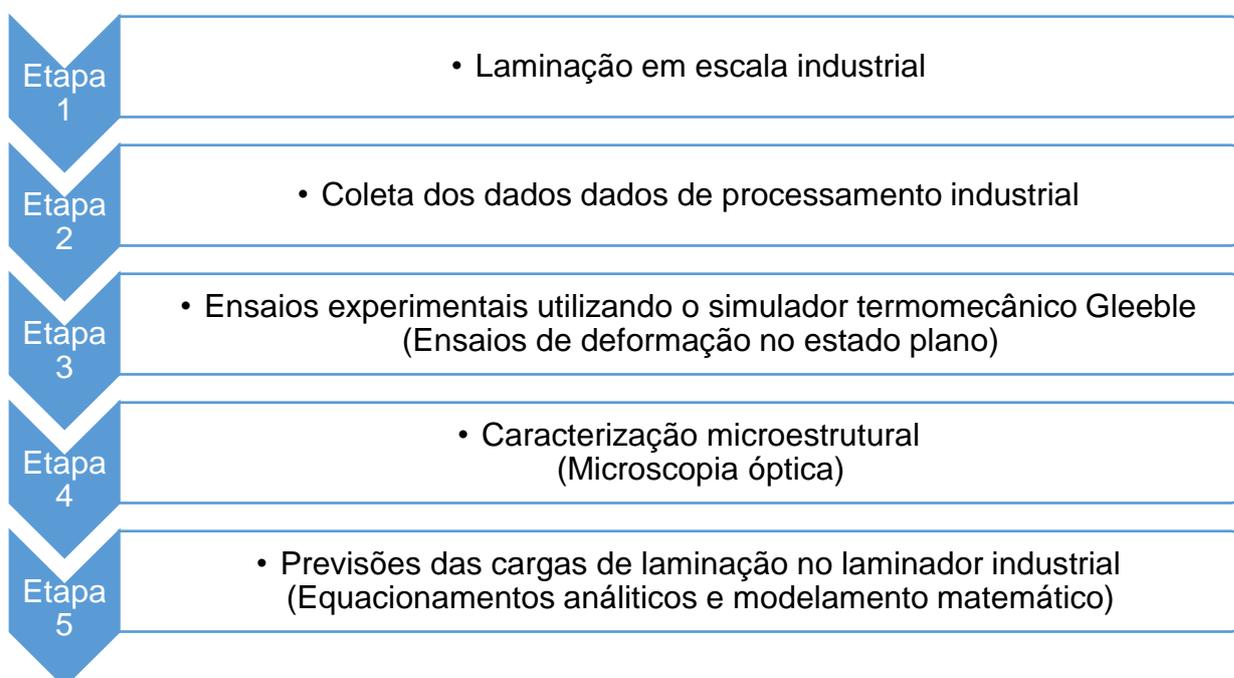


Figura 21 - Fluxograma simplificado das etapas do trabalho.

#### 4.2.1 Laminação Industrial

As laminações a quente foram realizadas no laminador industrial da Companhia Siderúrgica Nacional. Os dados provenientes do laminador industrial são utilizados como referência na comparação entre os resultados das previsões das cargas de laminação realizadas através das equações simplificadas de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund e as previsões realizadas através do modelo matemático proposto por Castro e Moreira (2008).

#### 4.2.2 Testes de Conformação no Simulador Termomecânico Gleeble

Ensaio de deformação no estado plano de tensões foram realizados no simulador termomecânico Gleeble 3800, localizado na sede da Dynamic Systems Inc. em Poestenkill, USA. Foram utilizadas amostras dos aços C-Mn e microligado ao nióbio retiradas na condição de esboço, após o último passe da laminação de desbaste. Os experimentos foram realizados em diferentes temperaturas, onde a quantidade e a taxa de deformação foram mantidas constantes, afim de verificar o comportamento dos materiais sobre diferentes condições de processamento. Os corpos de prova foram retirados ao centro das amostras de esboço e a geometria dos corpos de prova utilizados para os ensaios de deformação no estado plano é apresentado na Figura 22.

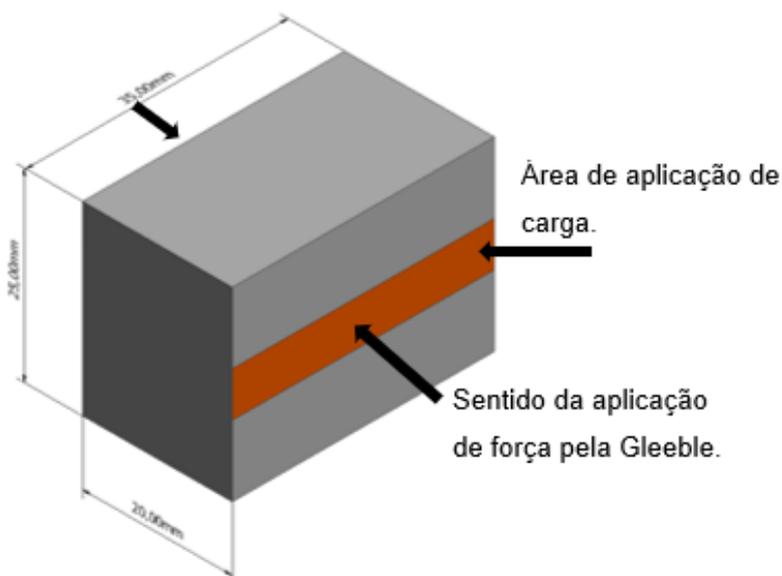


Figura 22 – Geometria dos corpos de prova utilizados nos experimentos.

Para realização dos experimentos foram seguidas as etapas de soldagem dos termopares, lubrificação das faces de contato com pasta de níquel e a fixação das

folhas de tântalo. Os termopares tipo k tem a função de permitir o monitoramento da temperatura durante o experimento. As folhas de tântalo aplicadas nas faces do corpo de prova que tem contato com as matrizes de deformação, tem a função de prevenir a aderência entre elas, já a pasta de níquel tem a função de reduzir o atrito entre as matrizes e o corpo de prova devido a condutividade e a passagem de corrente elétrica. Na Figura 23 temos um desenho esquemático do corpo de prova após a preparação para o ensaio.

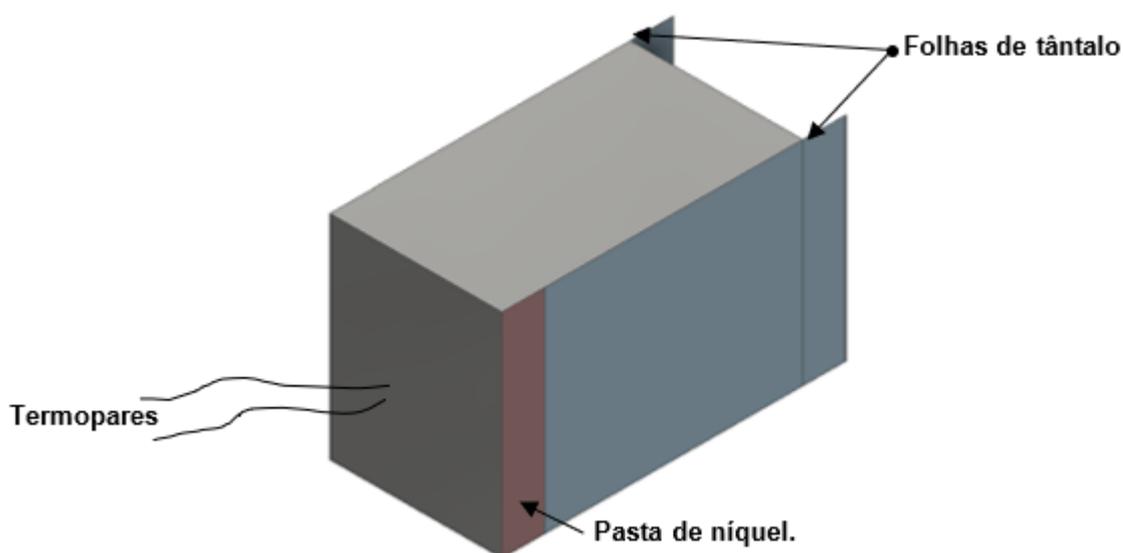


Figura 23 – Representação esquemática do corpo de prova preparado para o ensaio.

Antes do início dos experimentos, os corpos de prova foram montados no interior da câmara do simulador Gleeble e aquecidos até a temperatura de 1200°C, com taxa de aquecimento de 0,5°C/s e mantidos nesta temperatura por 300 segundos. Este procedimento visa garantir a completa austenitização da microestrutura e a solubilização dos elementos de liga. Após a etapa de encharque os corpos de prova foram resfriados para temperatura de deformação a uma taxa de 1°C/s, mantidos nesta temperatura por 5 segundos e então deformados. Na Tabela 15 são exibidos os parâmetros utilizados durante a realização dos ensaios de compressão no estado plano para ambos os aços.

Tabela 15 – Parâmetros utilizados nos ensaios de compressão no estado plano.

Temperatura de encharque (°C)	Temperaturas de deformação (°C)	Quantidade de deformação	Taxas de deformação (s <sup>-1</sup> )		
1200	1150	1	0,1	0,3	1
	1100				
	1050				
	1000				
	950				
	900				

Na Figura 21 é apresentado através da curva tensão-deformação o comportamento típico de um aço que apresenta recristalização dinâmica.

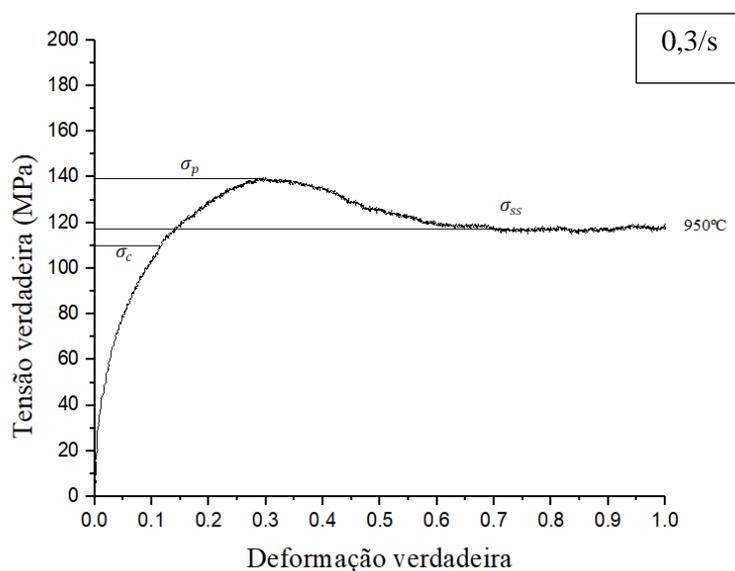
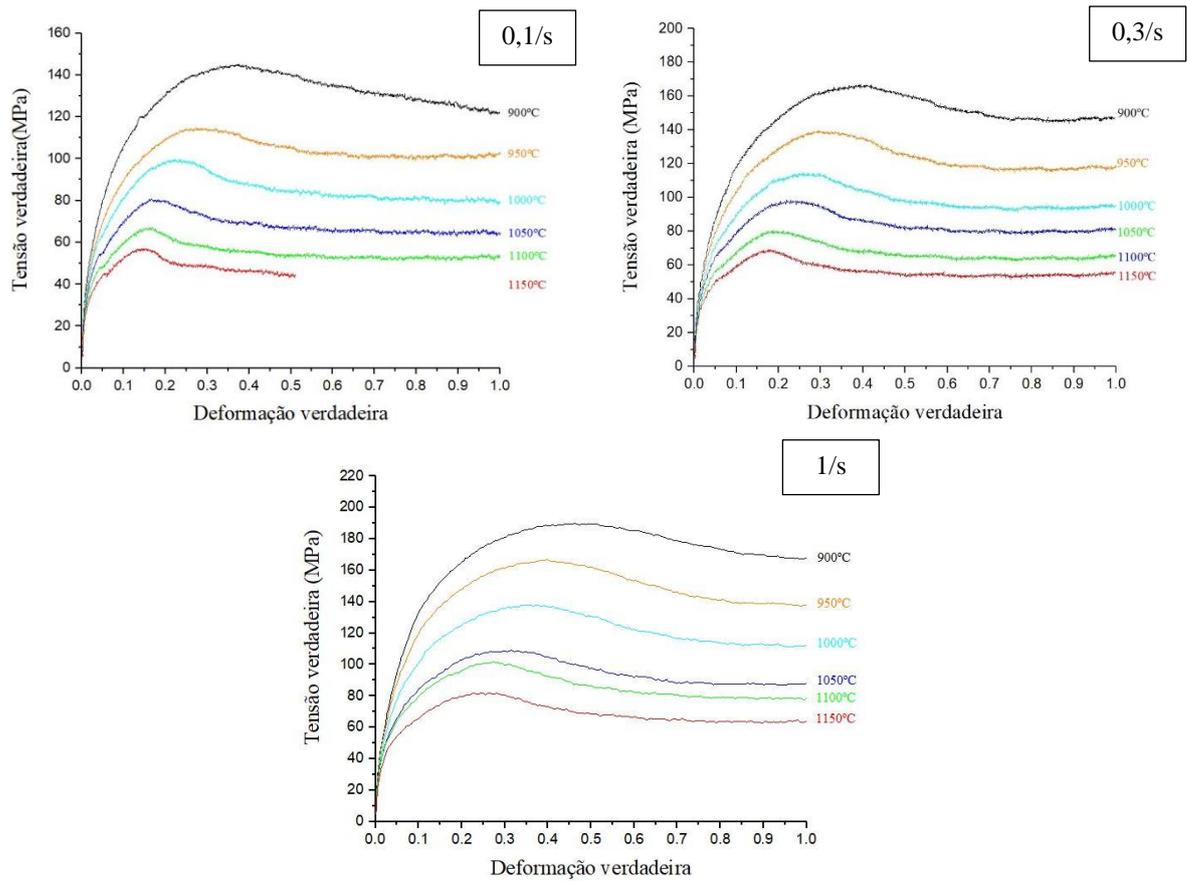


Figura 24- Comportamento típico de um aço que apresenta recristalização dinâmica.

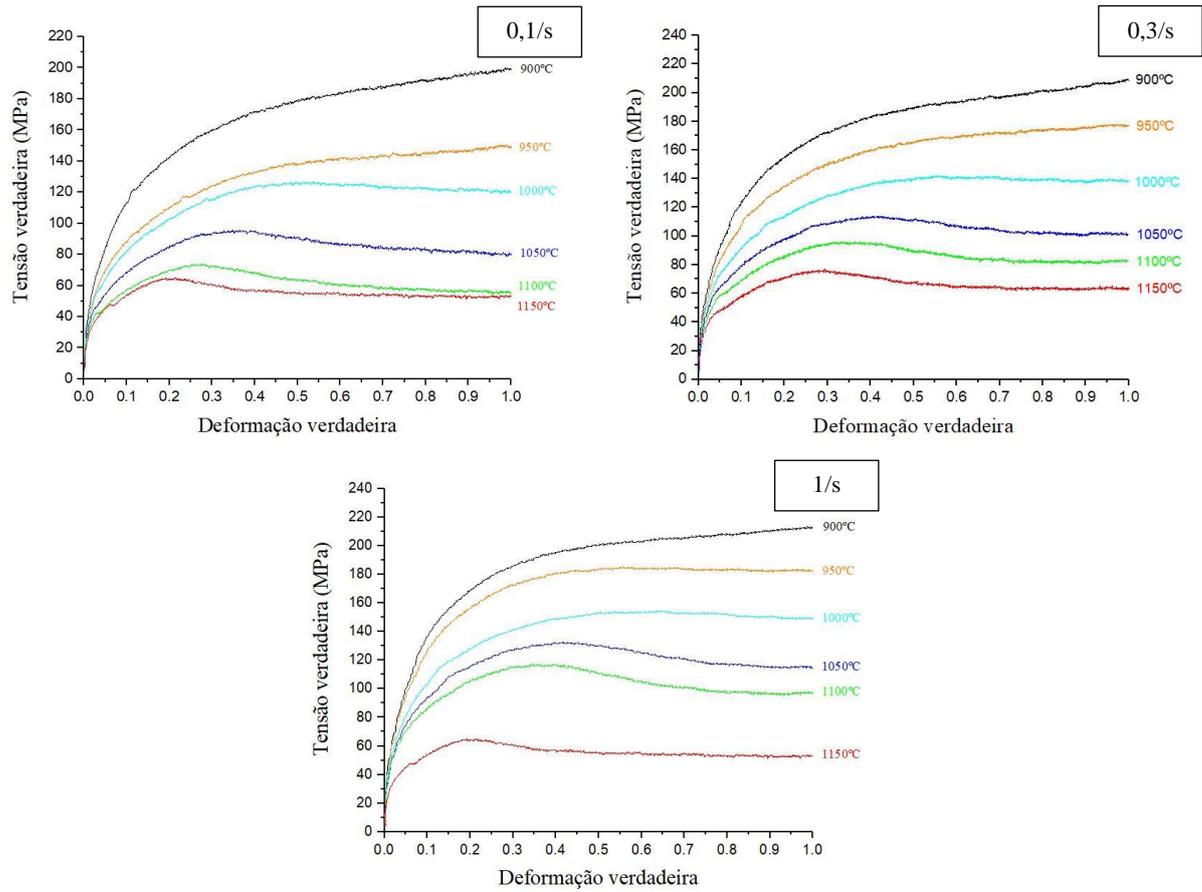
Por meio das curvas tensão-deformação são obtidos para ambos aços os valores de tensão crítica ( $\sigma_c$ ), tensão de pico ( $\sigma_p$ ), tensão no estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) e os correspondentes valores de deformação crítica ( $\epsilon_c$ ) e deformação de pico ( $\epsilon_p$ ). Na Figura 25 temos as curvas tensão-deformação obtidas experimentalmente através do simulador Gleeble para o aço carbono C-Mn.

Figura 25 – Curvas tensão deformação experimentais para o aço C-Mn.



Na Figura 26 são apresentadas as curvas tensão-deformação para o aço microligado ao nióbio, obtidas através do simulador termomecânico Gleeble. Os parâmetros utilizados nos experimentos apresentados na Figura 25 e Figura 26, são detalhados na Tabela 15.

Figura 26 – Curvas tensão deformação experimentais para o aço microligado ao nióbio.



A realização dos ensaios de compressão no estado plano tem como objetivo se obter, através das curvas tensão-deformação, os parâmetros constitutivos para ambos os aços. Estes serão utilizados como dados de entrada para o modelamento matemático.

#### 4.2.3 Equacionamento Analítico

O conhecimento prévio do comportamento das cargas de laminação é um fator extremamente importante para o controle de processo, garantia dos requisitos dimensionais e das propriedades mecânicas dos produtos planos. Nas últimas décadas diferentes pesquisadores têm desenvolvido modelos matemáticos que tornam possível a previsão dos esforços na laminação a quente (DEVADAS et al., 1991). Orowan (1943) foi pioneiro em desenvolver um modelo compressivo baseado na extensão do método de blocos, capaz de realizar o cálculo dos esforços de laminação, introduzindo a deformação elástica dos rolos e as deformações plásticas da tira.

Posteriormente Orowan-Pascoe propuseram em conjunto uma equação simplificada para o cálculo da carga de laminação, considerando a condição de atrito por agarramento. Onde a carga de laminação pode ser calculada através da relação entre a tensão média de escoamento, a largura da tira, o arco de contato formado entre a tira e o cilindro de laminação e um fator geométrico (SIMS, 1954).

Equações similares foram postuladas por Sims e Ekelund, a equação simplificada de Sims considera que a velocidade da tira e o cilindro de laminação são idênticas em todo o comprimento do arco de contato. A equação proposta por Ekelund (1933) considera que na entrada do arco de contato a velocidade da tira é menor que a velocidade de rotação do cilindro, aumentando gradativamente até alcançar uma velocidade superior à do cilindro na saída do arco de contato.

O cálculo das cargas de laminação é sensivelmente influenciado por fatores como a resistência a deformação a quente e por mecanismos de restauração como recristalização estática, dinâmica e metadinâmica que podem ser ativados durante a laminação de acabamento (DEVADAS et. al, 1991). De acordo com Hodgson (1993) modelos para previsão da TME podem ser categorizados em: fenomenológicos, empíricos, semi-empíricos e heurísticos. Os modelos mais populares são Misaka (1967), Shida (1974), Siciliano et al (1996), Minami et al. (1996), Poliak & Siciliano (2004) e Siciliano, Marini & Bruna (2005), que apresentam a tensão como uma função da quantidade de deformação, taxa de deformação e da temperatura (DIMATTEO; VANNUCCI; COLLA, 2014).

No presente trabalho são realizadas análises comparativas entre cargas de laminação calculadas através dos modelos teóricos propostos por Sims, Ekelund e Orowan-Pascoe e as registradas durante o processamento industrial de aços C-Mn e aços microligados ao nióbio. Na Tabela 16 temos as 21 combinações realizadas entre as equações para previsão de carga de laminação e as equações para cálculo da tensão média de escoamento.

Tabela 16 - Combinações entre equações para previsão de cargas de laminação e equações para cálculo da TME.

<b>Aço</b>	<b>Previsão de carga</b>	<b>Equações cálculo da TME</b>			
C-Mn	Sims	Shida	Poliak & Siciliano	Siciliano & Jonas	-
	Orowan-Pascoe				-
	Ekelund				-
Microligado ao nióbio	Sims	Shida	Poliak & Siciliano	Siciliano, Marini & Bruna	Siciliano, Leduc & Hensger
	Orowan-Pascoe				
	Ekelund				

A partir dos dados registrados no processamento industrial, são utilizadas as equações simplificadas de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund para a realização da previsão das cargas de laminação para cada um dos sete passes do laminador de acabamento.

Os resultados obtidos através das combinações de equações analíticas, são comparados com os valores medidos industrialmente e posteriormente comparados com as previsões realizadas através do modelo baseado em equações de transportes apresentado a seguir.

#### 4.2.4 Equações para Modelagem Computacional

Nos processos de laminação a quente as propriedades finais dos materiais estão diretamente associadas a temperatura do processo, taxa de deformação e a quantidade de deformação (LIN; CHEN; ZHONG, 2008). O modelamento computacional proposto para utilização neste trabalho é baseado em equações de transporte e foi apresentado em seu trabalho por Castro e Moreira (2008).

O processo de laminação a quente pode ser descrito através de equações de transporte de energia, massa e momentum em um regime estacionário. Onde o modelamento matemático tem como objetivo simular os parâmetros utilizados no processamento industrial como as cargas de laminação, temperaturas, deformações e taxas de deformação. Assim permitindo a previsão das cargas de laminação, temperatura e a evolução microestrutural da tira.

O resultados obtidos através do modelamento matemático permitirão a análise e comparação entre os dados industriais e as previsões realizadas utilizando as equações simplificadas de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund. Desta maneira será

possível definir o modelo de previsão de laminação que melhor se ajuste ao processamento realizado para os aços analisados.

Nesta secção são apresentadas inicialmente as equações constitutivas básicas. As equações constitutivas aplicadas nesta etapa descrevem os fenômenos metalúrgicos microestruturais que ocorrem na laminação a quente, como recuperação e recristalização. Segundo Castro e Moreira (2008) esta proposta de modelo está em concordância com as aplicações industriais de aço C-Mn e aços microligados ao Nb. Em seguida são apresentadas as equações de transporte e as equações que consideram o efeito das transformações microestruturais.

São adotados juntamente com o método dos volumes finitos uma formulação não-newtoniano e uma descrição Euleriana, onde os campos de tensão e as taxas de deformação são obtidos a partir da solução dos campos de temperatura, pressão e velocidade. Assumindo uma pequena quantidade de deformação elástica, a taxa de deformação total pode ser dividida em uma componente elástica ( $\dot{\varepsilon}_{ij}^e$ ) e uma componente viscoplastica ( $\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp}$ ) (CASTRO; MOREIRA, 2008).

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} \quad \text{Eq. (91)}$$

No processo de laminação a quente a deformação elástica pode ser desprezada devido ser usualmente menor em comparação a deformação plástica. A taxa de deformação total pode ser definida pelo modelo viscoplastico de Perzyna, com a associação com a lei de escoamento.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \gamma \langle \varphi(F) \rangle \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{Eq. (92)}$$

Onde  $\gamma$  é o parâmetro de fluidez,  $\sigma_{ij}$  o tensor tensão de Cauchy e  $\varphi(F) = 0$  quando  $F < 0$  e  $\varphi(F)$  para  $F \geq 0$ .

Assumindo um comportamento isotrópico do material, assim  $F$  pode ser obtido através da Equação 93:

$$F = \sqrt{(3/2)S_{ij}S_{ij} - \bar{\sigma}} \quad \text{Eq. (93)}$$

Sendo  $\bar{\sigma}$  a Tensão de escoamento do material. O comportamento de um fluido Newtoniano linear isotrópico correlaciona as tensões e as taxas de deformação viscoplástica, através da viscosidade ( $\mu$ ).

$$S_{ij} = 2\mu\dot{\epsilon}_{ij} \quad \text{Eq. (94)}$$

As taxas de deformação são obtidas a partir do campo de velocidade  $V_i$  em um sistema cartesiano de coordenadas  $x_i$  (onde,  $i = 1,2,3$ ).

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) \quad \text{Eq. (95)}$$

Definindo-se da velocidade de carregamento eficaz conjugado da tensão efetiva von Mises, obtemos a Equação 97:

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \sqrt{(2/3)\dot{\epsilon}_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}} \quad \text{Eq. (96)}$$

Assumindo  $\phi$  ( $F$ ) como uma função exponencial  $(F)^n$  e um carregamento viscoplástico de condição estável,  $(F)^n > 0$ , a partir das equações 94, 95 e equação 97.

$$\mu = \frac{\bar{\sigma}}{3\dot{\bar{\epsilon}}} \quad \text{Eq. (97)}$$

A viscosidade não-linear é calculada a partir do fluxo de tensão que, por sua vez, depende das tensões acumuladas e eficazes taxas de deformação, a temperatura e algumas variáveis internas definem a microestrutura do material. Assim o comportamento do material pode ser considerado rígido-viscoplastico igualmente um fluido não-newtoniano incompressível. O comportamento do material está altamente ligado a taxa de deformação e temperatura, assim a solução é resolver de forma simultânea a temperatura, velocidade e os campos de pressão. Para uma condição de fluxo de estado estacionário e assumindo uma deformação plástica incompressível, o movimento da tira e a temperatura são obtidas a partir das equações de transporte de conservação de energia, momento e massa. Estas equações são descritas em um

referencial Euleriano, onde a temperatura é calculada a partir da solução da equação do balanço de energia (CASTRO; MOREIRA, 2008).

$$\rho c_p \left( v_i \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \frac{k}{c_p} \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) + S_p + S_f \quad \text{Eq. (98)}$$

Onde,  $\rho$  é a densidade do aço,  $C_p$  é o calor específico,  $k$  é a condutividade térmica,  $u$  é o campo de velocidade e  $T$  é o campo de temperatura.  $S$  é o termo fonte, que corresponde a todas as fontes de entrada ou perda de calor no processo. Sendo  $S_p$  a taxa de dissipação de energia por unidade de volume resultante do processo de deformação plástica (CASTRO; MOREIRA, 2008).

$$S_p = (\eta/J) \int_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} dV \quad \text{Eq. (99)}$$

Onde,  $\eta$  representa a fração do trabalho plástico que é transformada em calor,  $J$  representa o equivalente mecânico de calor e  $k$  representa a condutividade térmica.

Na equação 101,  $S_f$  representa a taxa de dissipação de energia devido a fricção entre a tira e o cilindro.

$$S_f = \int_S \tau \|\Delta v\| dS \quad \text{Eq. (100)}$$

Na equação 101,  $\tau = f (\bar{\sigma}/\sqrt{3})$  é a tensão de cisalhamento na interface, onde  $f$  é coeficiente de atrito e  $\|\Delta v\|$  é a norma da descontinuidade da velocidade. Assim a velocidade  $v$  e a pressão  $P$  são determinadas a partir da solução da Conservação do Momento:

$$\frac{\partial}{\partial x_j} (\rho v_j v_i) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left( \mu \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) - \frac{\partial \rho}{\partial x_i} \quad \text{Eq. (101)}$$

Juntamente com a conservação da equação massa ou continuidade.

$$\frac{\partial v_i}{\partial x_i} = 0 \quad \text{Eq. (102)}$$

As equações de transporte são discretizadas utilizando o método dos volumes finitos para o caso 3D para um domínio não ortogonal, em conjunto com a técnica “Body Fitted Coordinate” (CASTRO; MOREIRA, 2008).

O método será aplicado com objetivo de simular a evolução da temperatura da tira e as cargas de laminação a quente. Onde as previsões numéricas serão comparadas com os dados obtidos durante o processamento industrial de três diferentes tipos de aços.

#### **4.2.4.1 Modelamento do fluxo de tensão**

Na Figura 10, é ilustrado o comportamento típico do fluxo de tensão de aços de baixo carbono deformados a alta temperatura, onde pode ser observada a atuação dos mecanismos de endurecimento e restauração durante o processo de deformação. Os processos de restauração são do tipo dinâmico ou estático, dependendo apenas de ocorre ou não durante o processo de deformação do material.

Observa-se na curva (a) da Figura 18, que no início do processo de deformação do material ocorre o aumento da densidade de discordância causando seu endurecimento. Segundo Castro e Moreira (2008) com o aumento do nível de deformação plástica ocorre também o balanceamento entre o surgimento e a aniquilação de discordâncias, assim o estado estacionário de tensão é alcançado. Este mecanismo de restauração é conhecido como recuperação dinâmica, a partir da atuação deste mecanismo obtém-se uma microestrutura considerada bem definida, sendo uma fonte de núcleos de recristalização estática.

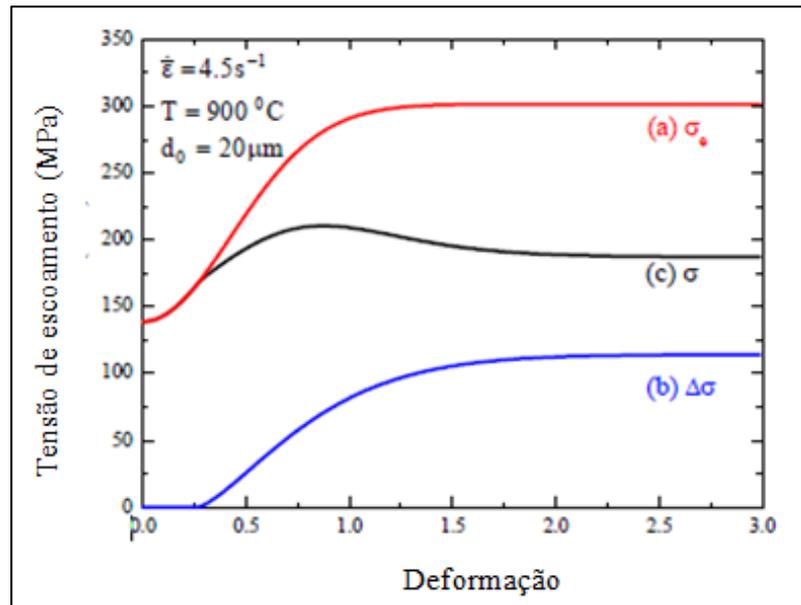


Figura 27 - Curva de fluxo de tensão típica, para aços de baixo carbono deformados a alta temperatura (Adaptado de CASTRO; MOREIRA, 2008)

Quando apenas a recuperação dinâmica é o único mecanismo de restauração ativo, o fluxo de tensão pode ser calculado através da equação 104.

$$\sigma_e = \sigma_0 + (\sigma_{ss} - \sigma_0)[1 - \text{EXP}(-C\varepsilon)^m] \quad \text{Eq. (103)}$$

Onde:

- $\sigma_0$  = Tensão em deformação plástica zero.
- $\sigma_{ss}$  = Tensão no estado estacionário
- $m$  = Expoente de encruamento
- $C$  = Parâmetro dependente do parâmetro de Zener-Hollomon apresentada na equação 5.

O parâmetro  $C$  pode ser obtido através da equação 105.

$$C = 10 [(\sigma_{01} - \sigma_0) / (\sigma_{ss} - \sigma_0)]^2 \quad \text{Eq. (104)}$$

Da mesma forma a tensão de fluxo  $\sigma_0$  e a tensão do estado estacionário  $\sigma_{ss}$ , dependem das condições de deformação e podem ser generalizadas e definidas através da seguinte forma:

$$\sigma_{FS} = A_1 \text{Sinh}^{-1} (Z/A_2)^{A_3} \quad \text{Eq. (105)}$$

Onde,  $A_k$  é um parâmetro do material e pode ser definido através do ensaio a quente de compressão no estado plano (Castro; Moreira, 2008).

Quando o processo de recuperação não é suficientemente capaz de diminuir a energia de ativação da deformação, o aumento da densidade de discordâncias pode produzir a nucleação e o crescimento de grãos recristalizados durante o processo de deformação a quente. Neste caso específico a curva do fluxo de tensão alcança o ponto máximo chamado de tensão de pico, que é acompanhado pelo amolecimento adicional conduzindo ao estado estacionário.

O início da recristalização dinâmica é característica da ocorrência de uma deformação crítica ( $\varepsilon_c$ ).

$$\varepsilon_c = a \varepsilon_p \quad \text{Eq. (106)}$$

Podendo ser estimada através da deformação relacionada com a tensão de pico dada por:

$$\varepsilon_p = A d_0^p Z^q \quad \text{Eq. (107)}$$

Sendo  $d_0$  o tamanho de grão inicial,  $a$ ,  $A$ ,  $p$  e  $q$  parâmetros do material. Na Figura 18 pode ser observado na curva (b), o amolecimento devido a recristalização dinâmica, este processo pode ser definido por:

$$\Delta\sigma = (\sigma_{ss} - \sigma'_{ss}) \left\{ 1 - \text{EXP} \left[ -K \left( \frac{\bar{\varepsilon} - a\varepsilon p}{\varepsilon p} \right)^m \right] \right\} \quad \text{Eq. (108)}$$

Onde:

- $\sigma'_{ss}$  = Tensão do estado estacionário para grandes deformações;
- $K$  e  $m$  = São parâmetros do material.

A curva (c) da Figura 18 representa a sobreposição do efeito combinado da recuperação dinâmica e recristalização dinâmica, onde:

$$\bar{\sigma} = \sigma_e, \text{ se } \bar{\varepsilon} < \varepsilon_c \quad \text{Eq. (109)}$$

E,

$$\bar{\sigma} = \sigma_e - \Delta\sigma, \text{ se } \bar{\varepsilon} \geq \varepsilon_c \quad \text{Eq. (110)}$$

O procedimento apropriado para determinação da taxa de deformação efetiva é realizado através da derivada do material em uma referência Euleriana escrita em termos de campo de velocidade e gradientes:

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \frac{D\bar{\varepsilon}}{Dt} = \frac{d\bar{\varepsilon}}{dt} + V \cdot \nabla \bar{\varepsilon} \quad \text{Eq. (111)}$$

Assim o termo que se refere a derivada de tempo desaparece por um fluxo de estado estacionário. Desta maneira a equação 112 pode ser reescrita como uma equação linear de primeira ordem, diferencial hiperbólica com um termo fonte para obtenção da deformação efetiva.

$$\rho \dot{\bar{\varepsilon}} = \nabla (\rho V \dot{\varepsilon}) \quad \text{Eq. (112)}$$

A energia armazenada durante a deformação também provoca alterações na microestrutura do material após a remoção da carga. A atuação dos mecanismos de restauração pode ser sucedida por crescimento de grãos, caso o tempo entre as deformações seja suficiente, como na etapa de desbaste do esboço de laminação. O processo de acabamento da tira é caracterizado pelo decréscimo do intervalo de tempo entre passe e o aumento das taxas de deformação a cada passe de laminação, dessa maneira, levando a recristalização dinâmica seguida por recristalização metadinâmica. Para que seja possível levar em consideração as áreas parcialmente recristalizadas, se faz necessário a correção da deformação efetiva (CASTRO; MOREIRA, 2008).

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}_N + (1 - X)\bar{\varepsilon}_{N-1} \quad \text{Eq. (113)}$$

Onde,

- N= Passe atual;
- X= Fração volumétrica recristalizada após um determinado intervalo de tempo (t).

Sendo descrita pelo modelo de JMKA (Siciliano et al, 1996):

$$\bar{\varepsilon} = 1 - \exp \left[ -0.693 \left( \frac{t}{t_{0.5}} \right)^K \right] \quad \text{Eq. (114)}$$

Onde,

- $t_{0.5}$  = Tempo correspondente a fração recristalizada de 50%;
- $K$  = Para aços planos C-Mn de 1.0 a 1.5, correspondente aos mecanismos de recristalização estática e recristalização metadinâmica.

O tempo correspondente a metade da fração volumétrica recristalizada pelas equações 116 e 117 (SICILIANO et al., 1996).

Se  $\varepsilon_a < \varepsilon_c$ :

$$t_{0.5}^{SRX} = 2.3 \times 10^{-15} \varepsilon^{-2.5} d_0^2 \exp \left( \frac{230000}{RT} \right) \quad \text{Eq. (115)}$$

Se  $\varepsilon_a > \varepsilon_c$ :

$$t_{0.5}^{MDRX} = 1.1 Z^{-0.8} \exp \left( \frac{230000}{RT} \right) \quad \text{Eq. (116)}$$

O tamanho de grãos recristalizados em aços C-Mn, podem ser obtidos através das equações 118 e 119 (SICILIANO et al., 1996).

Se  $\varepsilon_a < \varepsilon_c$ :

$$d_{SRX} = 343 \varepsilon^{-0.5} d_0^{0.4} \exp \left( \frac{-45000}{RT} \right) \quad \text{Eq. (117)}$$

Se  $\varepsilon_a > \varepsilon_c$ :

$$d_{MDRX} = 2.6 \times 10^4 Z^{-0.23} \quad \text{Eq. (118)}$$

#### 4.2.4.2 Modelo de Volumes Finitos

A malha utilizada em simulações numéricas do processo de laminação a quente é apresentada na Figura 28, através de um sistema de coordenadas  $X_i$  ( $i=1,2,3$ ). Devido a simetria da tira, apenas metade da espessura será considerada.

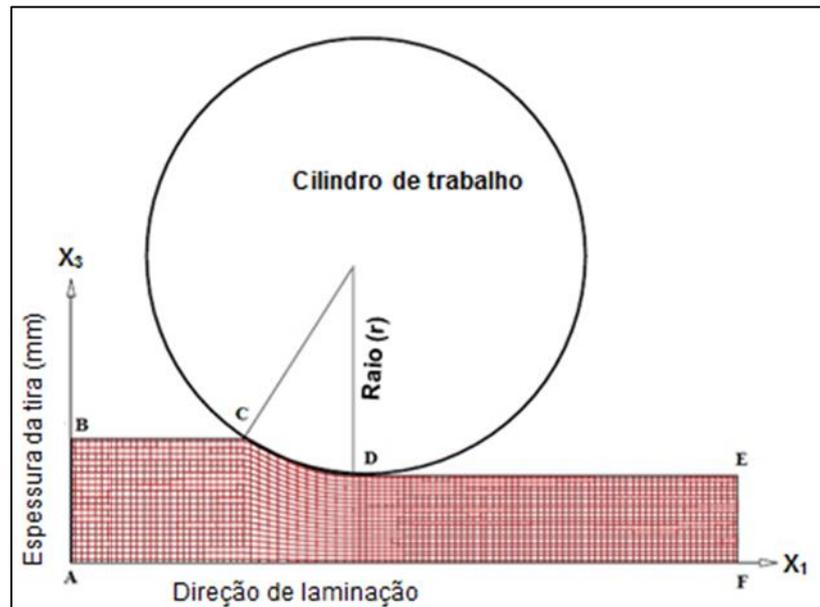


Figura 28 - Elementos de malha de volumes finitos para o processo de laminação a quente (Adaptado de Castro; Moreira, 2008).

Nota-se na Figura 28 que as superfícies B-C e D-E, representam respectivamente as zonas antes e após deformação. Os mecanismos de transferência de calor, convecção e radiação podem ser definidos através da equação 120.

$$-K \left( \frac{\partial T}{\partial X_3} \right) = h (T - T_\infty) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad \text{Eq. (119)}$$

Onde,

- $T_\infty$  = Temperatura ambiente;
- $\sigma$  = Constante de Stephan-Boltzmann
- $h$  = Coeficiente de transmissão de calor por convecção (12,5 kW/m<sup>2</sup>K);
- $\varepsilon$  = Fator de emissividade (0,8).

Na região de mordida do cilindro representada pela superfície C-D, a transferência de calor entre cilindro de trabalho/chapa, ocorre principalmente por meio de condução e pode ser obtida por:

$$-K \left( \frac{\partial T}{\partial n} \right) = h_{con} (T - T_{WR}) \quad \text{Eq. (120)}$$

Onde,

- $n$  = Representa o vetor de direção normal ao longo do contato do arco;
- $h_{con}$  = Coeficiente de transmissão de calor no Roll-Gap;
- $T_{WR}$  = Temperatura do cilindro de trabalho.

No plano de simetria A-F não existe fluxo de transmissão de calor ao longo do eixo  $X_3$ , assim como a secção de saída E-F ao longo do eixo  $X_1$ . A temperatura de entrada e o campo de velocidade da seção A-B são considerados constantes para o primeiro passe de deformação, enquanto que os valores correspondentes a secção de saída E-F são obtidos a partir das equações de transporte 92 - 103.

#### 4.2.5 Caracterização Microestrutural

Nesta etapa, é realizada a caracterização microestrutural dos aços C-Mn e microligado ao nióbio na condição de bobina a quente (após ao processamento industrial). Também é realizada a caracterização do aço C-Mn na condição de esboço, para determinação do tamanho de grão austenítico prévio. A amostragem dos aços analisados foi realizada na região de centro dos materiais. As análises microestruturais foram realizadas nas posições de superfície, centro e superfície 2, conforme indicado na Figura 29.

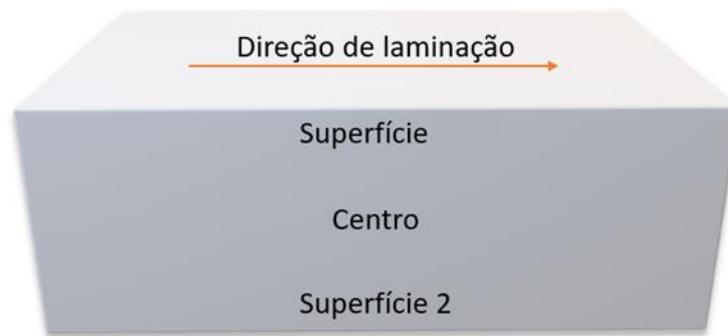


Figura 29 - Amostragem para análise metalográfica.

#### 4.2.5.1 Análise Metalográfica

Para caracterização microestrutural as amostras foram cortadas, embutidas em baquelite e posteriormente lixadas com lixas de SiC, seguindo a sequência 220, 320, 500, 800, 1000 e 1200, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente até desaparecerem os traços da lixa anterior. O processo de lixamento é ilustrado na Figura 30.

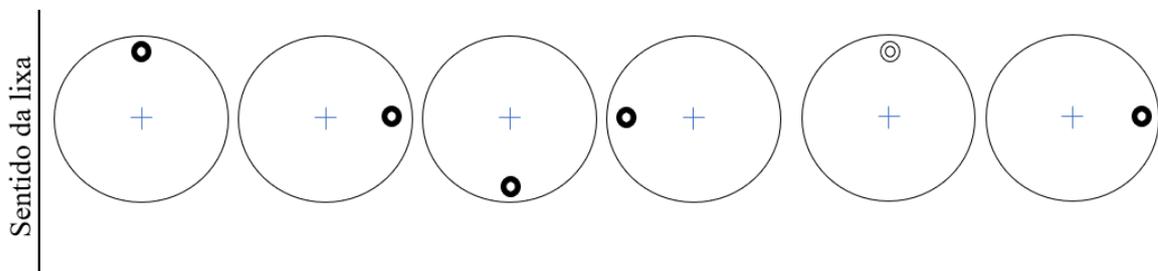


Figura 30 - Representação esquemática do método de lixamento.

Em seguida foi realizado o polimento semiautomático da superfície utilizando pasta de diamante com as granulometrias de 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ .

Para a caracterização microestrutural as amostras polidas foram atacadas com uma solução de Nital 3% por aproximadamente 20 segundos, secas com ar quente, e posteriormente submetidas a análise no Microscópio Óptico Zeiss AX10, instalado no Laboratório de Metalografia do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica

Nacional. Nas Figura 31 e 32 temos a microestrutura dos materiais na condição de bobina a quente, respectivamente C-Mn e microligado ao nióbio.

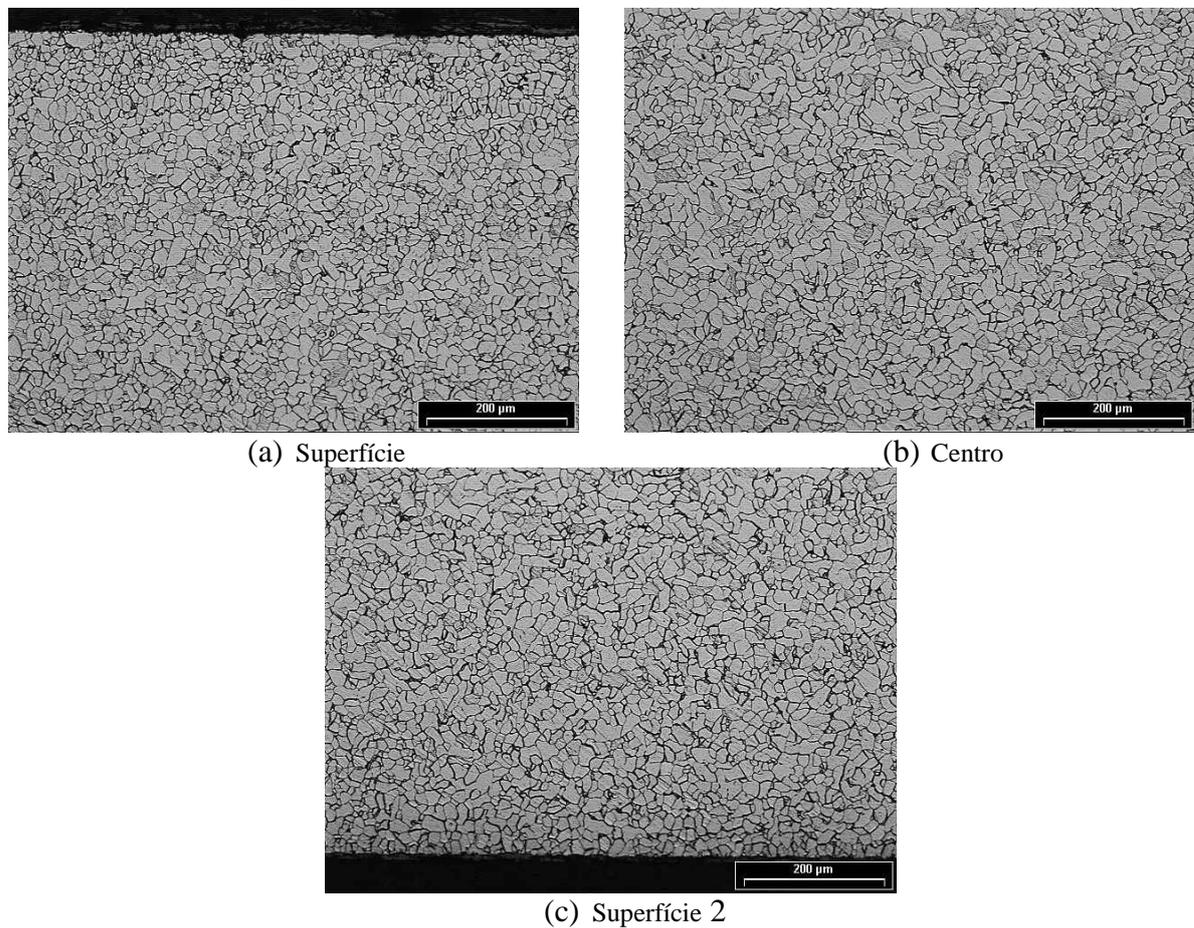


Figura 31 - Microscopia óptica, com ataque, ao longo da espessura do aço C-Mn. Ampliação de 50x.

A Figura 31 apresenta as micrografias ao longo da espessura do centro da amostra. Esta apresentou uma distribuição de grãos ferríticos poligonais associados a cementita fina dispersa na matriz.

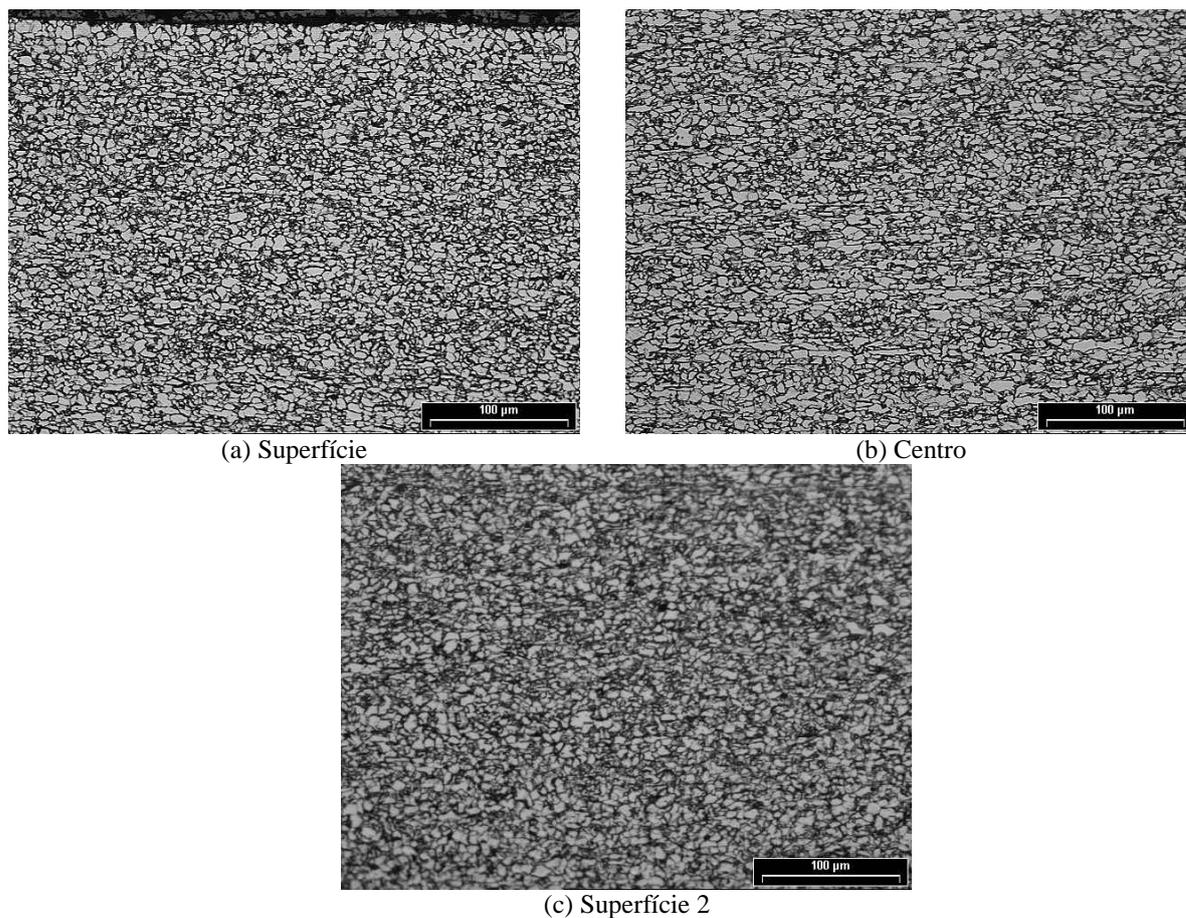


Figura 32 - Microscopia óptica, com ataque, ao longo da espessura do aço microligado ao nióbio. Ampliação de 50x.

A Figura 32 apresenta as micrografias ao longo da espessura do centro da amostra.

#### 4.2.5.2 Tamanho de Grão Ferrítico

Após a caracterização da microestrutura das amostras de ambos os aços na condição de bobina a quente, foi utilizado o método dos Interceptos Lineares conforme a norma ASTM E112 para realizar a determinação do tamanho de grão para os dois aços. Na Tabela 17 são apresentados os valores de tamanho de grão médio.

Tabela 17 – Tamanhos de grãos.

	<b>C-Mn</b>	<b>Microligado ao nióbio</b>
TGM (µm)	11,84	5,57

Os valores de tamanho de grão apresentados na Tabela 17 são referentes a Figura 31 e Figura 32.

#### 4.2.5.3 Tamanho de Grão Austenítico Prévio

Para determinação do tamanho de grão austenítico prévio para o aço C-Mn na condição de esboço a temperatura de 1150 °C, foi adotado o seguinte procedimento: A amostra foi aquecida a taxa de 0,5 °C/s até 1200 °C em um forno com a atmosfera inerte e mantida por 300s. Após a completa homogeneização da microestrutura, a amostra foi resfriada para a temperatura de 1150 °C a taxa de resfriamento de 1 °C/s e então resfriada em salmoura, conforme Figura 33.

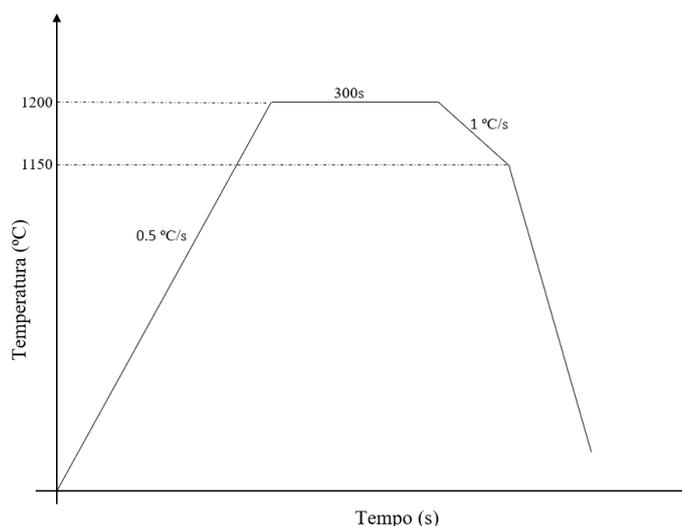


Figura 33- Ciclo térmico realizado para determinação do tamanho de grão austenítico prévio.

Após o processo de polimento a determinação do tamanho de grão austenítico prévio foi realizada para o aço carbono manganês, através de um reagente especial. A composição do reativo e o procedimento de utilizado para elaboração do reagente se encontra nas Tabelas 18 e 19.

Tabela 18 – Composição química do reativo para revelar o tamanho de grão austenítico.

Reagente	Quantidade
Ácido pícrico	3 g
Água destilada	100 mL
Ácido Clorídrico	1mL
Detergente Teepol	10 gotas

Tabela 19 - Procedimento realizado para preparação do reativo.

<b>Etapa</b>	<b>Ação</b>
1	Dissolver ácido pícrico em água destilada
2	Após dissolução, acrescentar o ácido clorídrico
3	Adicionar o detergente Teepol
4	Homogeneizar a solução

Para determinação do tamanho de grão austenítico prévio foi utilizado o do método de Método de Heyn ou Interceptos Lineares. Os resultados são mostrados na Figura 34 e Tabelas 20 para o aço C-Mn.

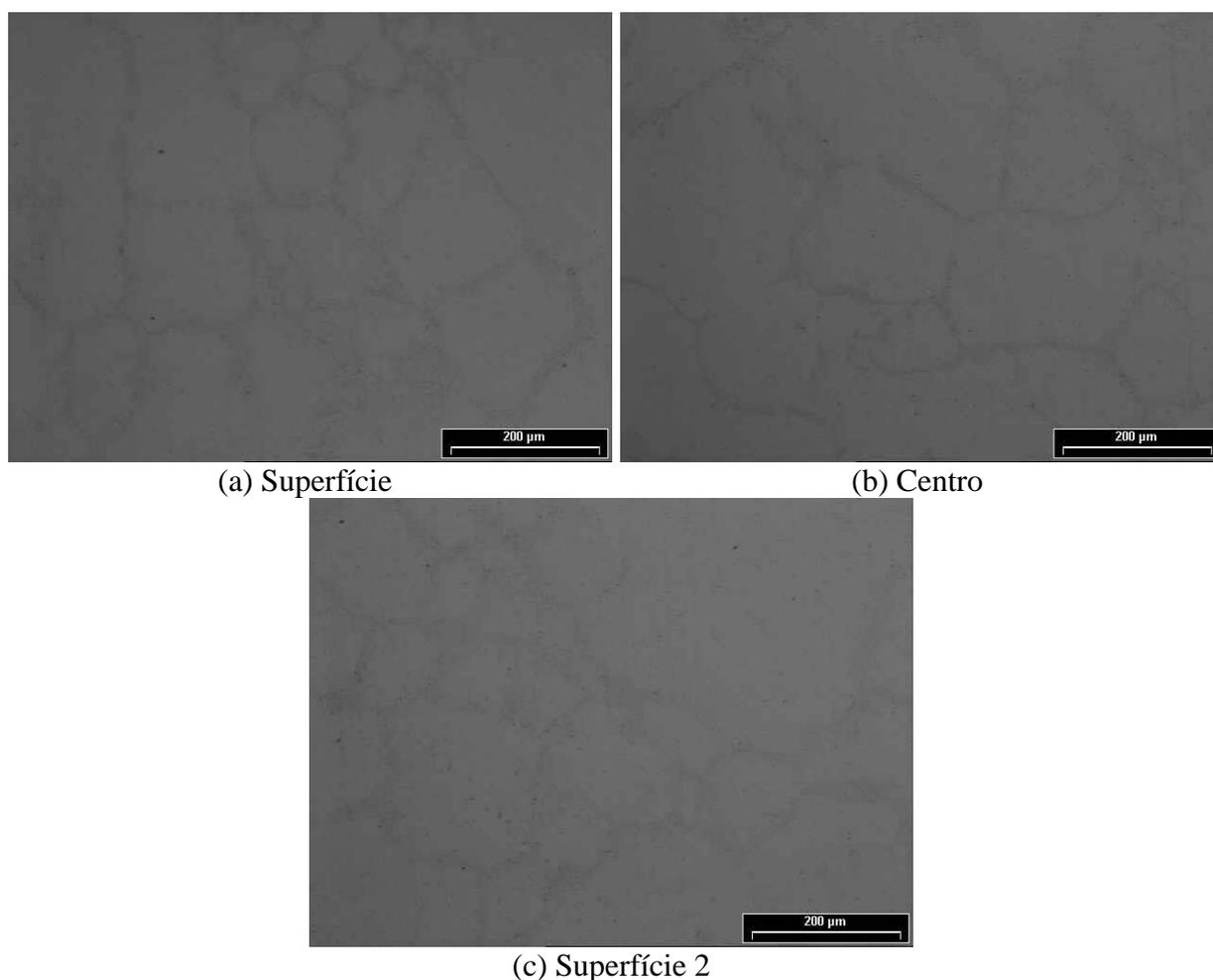


Figura 34 – Micrografia tamanho de grão austenítico prévio para o aço C-Mn a 1150 °C. Aumento de 100x.

Tabela 20 - Tamanho de grão austenítico prévio aço C-Mn, 1150 °C.

	<b>C-Mn</b>
TGM (µm)	148

#### 4.2.6 Determinação dos Parâmetros Constitutivos

O modelo de volumes finitos utilizado neste trabalho considera que a recristalização pode ocorrer durante a deformação e no período entre passes, para resolução das equações que descrevem o comportamento do aço neste regime. Desta maneira torna-se necessário a determinação dos parâmetros constitutivos.

A seguir é apresentada a determinação dos parâmetros constitutivos para o aço C-Mn. Já para o aço microligado ao nióbio são utilizados os parâmetros constitutivos apresentados por Silva (2016).

Em estudos de deformação a quente um dos parâmetros mais utilizados é a constante de Zener-Hollomon (Z), que é a correção da taxa de deformação através da temperatura. As equações constitutivas sob deformação a quente são baseadas na expressão de Z em função da tensão.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = f(\sigma) \quad \text{Eq. (121)}$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = \begin{cases} A\sigma^{n'} \\ B \exp(\beta\sigma) \\ C[\sinh \alpha\sigma]^n \end{cases} \quad \text{Eq. (122)}$$

O parâmetro Z pode ser considerado como uma função da tensão, conforme descrito na equação 123. A equação 123 (Power Law) é utilizada para faixas de tensão relativamente baixa. Já a equação 124 (Exponencial Law) é adequada apenas para altos valores de tensão. Entretanto, a equação 125 (lei do seno hiperbólico) pode ser adotada para uma ampla faixa de taxas de deformação e temperatura.

$$Z = f(\sigma) = A\sigma^{n'} \quad \text{Eq. (123)}$$

$$Z = f(\sigma) = B \exp(\beta\sigma) \quad \text{Eq. (124)}$$

$$Z = f(\sigma) = C[\sinh \alpha\sigma]^n \quad \text{Eq. (125)}$$

Onde A, B, C, n', n,  $\beta$  e  $\alpha$  são constantes relacionadas ao material. Alfa é uma constante de ajuste que conduz a relação  $\alpha\sigma$  para a faixa correta de tensão. O valor de  $\alpha$  pode ser determinado através da equação 126.

$$\alpha = \left(\frac{\beta}{n'}\right) \quad \text{Eq. (126)}$$

Assumindo  $f(\sigma)$  das equações 123 – 125 para a equação 121 e utilizando o logaritmo natural de ambos os lados das equações, obtemos as equações a seguir que podem ser derivadas para a tensão de pico.

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T} \right) = \ln A + n' \ln \sigma_p \quad \text{Eq. (127)}$$

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T} \right) = \ln B + \beta \sigma_p \quad \text{Eq. (128)}$$

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T} \right) = \ln C + n \ln \{ \sinh(\alpha \sigma_p) \} \quad \text{Eq. (129)}$$

Assumindo temperatura constante de deformação, energia de ativação como uma constante e realizando a diferenciação parcial entre as equações 127 – 129, obtemos as equações para cálculo dos coeficientes  $n'$ ,  $n$  e  $\beta$ .

$$n' = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma_p} \right]_T \quad \text{Eq. (130)}$$

$$n = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \{ \sinh(\alpha \sigma_p) \}} \right]_T \quad \text{Eq. (131)}$$

$$\beta = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma_p} \right]_T \quad \text{Eq. (132)}$$

Na Tabela 22 são apresentados os valores de tensão de pico em função da temperatura e das três diferentes taxas de deformação, coletados através dos ensaios experimentais, cujas curvas são apresentadas na Figura 26.

Tabela 21 – Valores de tensão de pico obtidos através de ensaio de compressão.

$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	Temperatura (°C)					
	900	950	1000	1050	1100	1150
	Tensão de pico (MPa)					
0,1	145,15	114,94	99,69	80,95	67,43	57,25
0,3	166,88	139,69	114,55	98,56	80,39	69,28
1,0	189,91	166,84	137,77	109,06	101,93	81,77

Utilizando as equações 130 – 132 torna-se possível obtermos os valores dos parâmetros  $n'$ ,  $\beta$  e  $n$ , através das curvas  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ ,  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$  e a curva  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \{ \sinh(\alpha \sigma_p) \}$ , respectivamente Figura 35, Figura 36 e Figura 37.

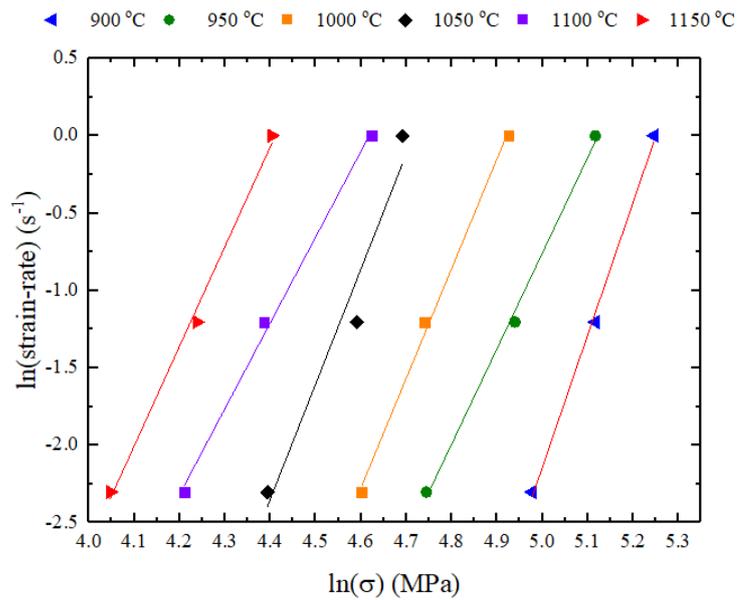


Figura 35 – Parâmetros utilizados para cálculo do coeficiente  $n$ .

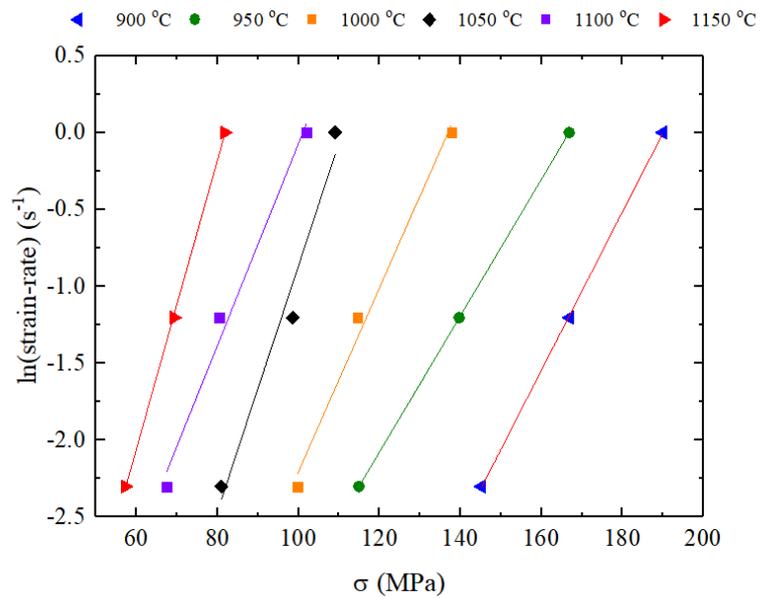


Figura 36 - Parâmetros utilizados para cálculo do coeficiente  $\beta$ .

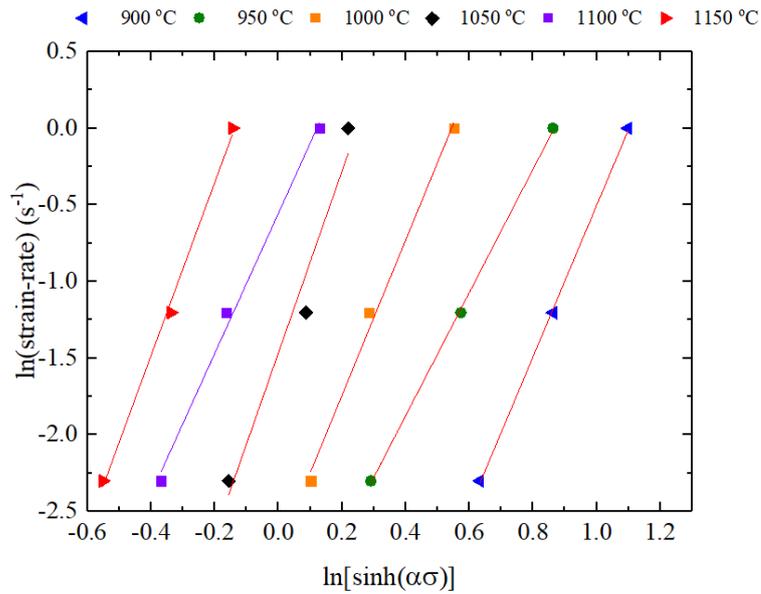


Figura 37 - Parâmetros utilizados para cálculo do coeficiente n.

Através de regressão linear os valores médios de  $n$  e  $\beta$  são respectivamente 6,87 e  $6,58 \times 10^{-2}$ . Assim o valor de  $\alpha$  ( $\alpha = \beta/n$ ) é de  $9,58 \times 10^{-3}$ . Através da inclinação da equação 131, cujo o gráfico é apresentado na Figura 38, pode ser obtido o valor do coeficiente n. O valor médio de n encontrado foi de 5.03.

Para determinação da energia de ativação assume-se a taxa de deformação como um valor constante e realiza-se a diferenciação parcial das equações 127 – 129. Desta maneira obtemos as seguintes equações:

$$Q = Rn \left[ \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad \text{Eq. (133)}$$

$$Q = Rn \left[ \frac{\partial \ln \{ \sinh(\alpha \sigma_p) \}}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad \text{Eq. (134)}$$

$$Q = R\beta \left[ \frac{\partial \sigma_p}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad \text{Eq. (135)}$$

Nas Figura 38, Figura 39 e Figura 40 são demonstradas as inclinações das curvas  $\ln \sigma_p$ ,  $\sigma_p$  e  $\sinh(\alpha \sigma_p)$  versus o inverso da temperatura absoluta.

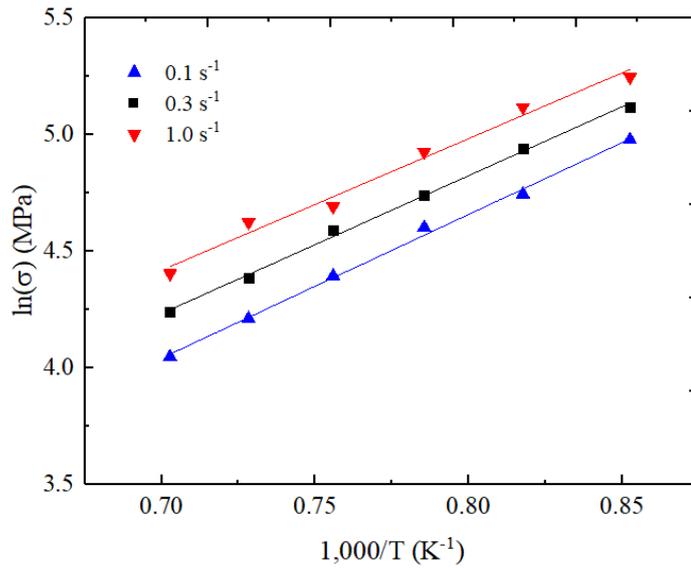


Figura 38 – Curvas utilizadas para cálculo da energia de ativação, equação 133.

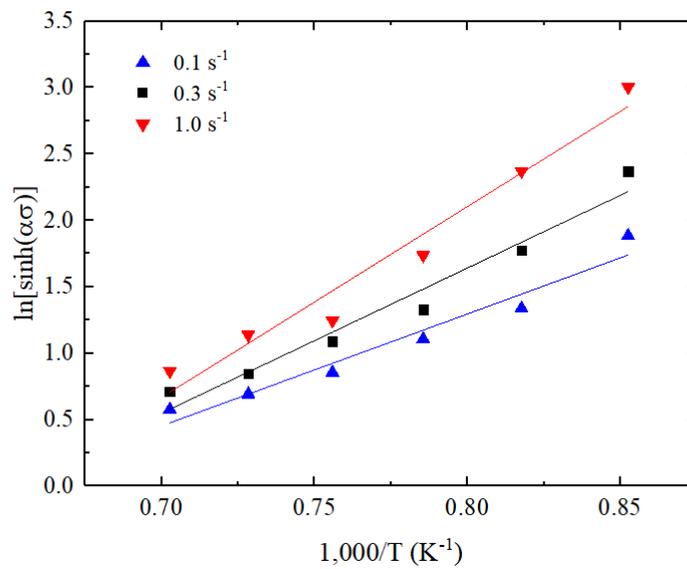


Figura 39 - Curvas utilizadas para cálculo da energia de ativação, equação 134.

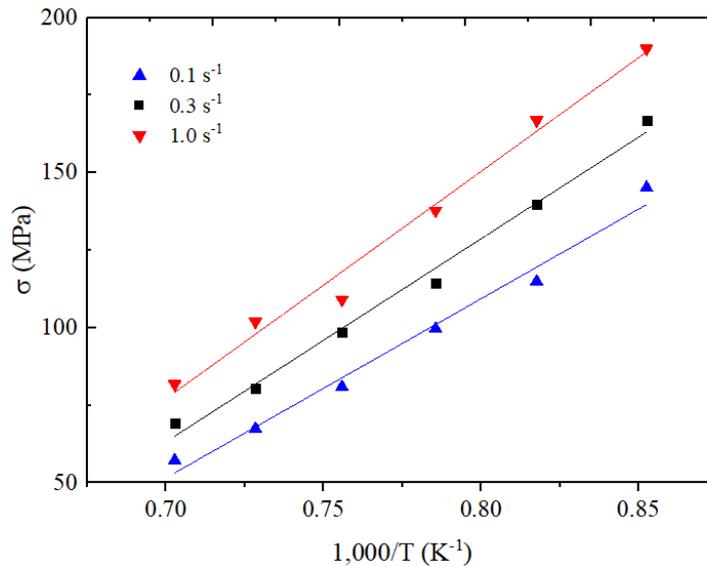


Figura 40 - Curvas utilizadas para cálculo da energia de ativação, equação 135.

Após a análise do coeficiente de correlação das curvas, energia de ativação para o trabalho a quente que apresentou maior coeficiente de correlação ( $R^2$ ) foi a energia de ativação de 337,50 kJ/mol.

Os parâmetros constitutivos descritos para o aço carbono manganês utilizados como dados de entrada para o modelo, foram definidos a partir das equações apresentadas neste trabalho. Os dados foram obtidos a partir dos resultados dos ensaios isotérmicos de compressão no estado plano apresentados na Figura 26.

As tensões de pico e deformações de pico foram determinadas a partir das curvas tensão-deformação experimentais. O tamanho de grão austenítico prévio a 1150°C foi determinado experimentalmente, sendo de 148  $\mu\text{m}$ , valor apresentado na Tabela 20. Através da equação 104 é possível determinar alguns dos parâmetros necessários para definição dos dados constitutivos, como o expoente de encruamento  $m$  e o parâmetro  $C$ , dependente do coeficiente de Zener-Hollomon. A resolução da equação 30, permitiu encontrar os valores de  $\sigma_{01}$ . A resolução da equação 104 é dependente dos valores de  $\sigma_e$ ,  $\sigma_0$  e  $\sigma_{01}$ .

Os coeficientes  $\Delta\sigma$ ,  $\sigma'_{ss}$ ,  $k'$  e  $m'$  são calculados a partir da equação 109, onde a  $\Delta\sigma$  é dado pela diferença entre a tensão de pico e a tensão final do estado estacionário. Por meio de iterações no solver foi possível determinar os coeficientes A1 a A12, ajustando as curvas calculadas as curvas determinadas experimentalmente.

A Tabela 23 e Tabela 24, apresentam os dados de entrada adotados para o desenvolvimento do modelo.

Tabela 22 – Dados constitutivos para o aço C-Mn.

$\sigma_0$		$\sigma_{ss}$			
$A_1$	$A_2$	$A_3$	$A_4$	$A_5$	$A_6$
106,50	$4,92 \times 10^{13}$	0,13	95,96	$1,77 \times 10^{11}$	0,22
$\sigma_{01}$		$\sigma'_{ss}$			
$A_7$	$A_8$	$A_9$	$A_{10}$	$A_{11}$	$A_{12}$
84,53	$2,53 \times 10^{12}$	0,18	86,94	$3,50 \times 10^{11}$	0,15
$\Delta\sigma$		$\epsilon_p$			
$K$	$m'$	$a$	$A$	$p$	$q$
0,55	1,41	0,80	$2,30 \times 10^{-4}$	0,50	0,15

Tabela 23 - Dados específicos do material e do processo.

Coefficiente de Transferência de Calor	150,0W/m <sup>2</sup> K
Capacidade calorífica do aço	460,0 J/kg.K
Densidade	7800,0 kg/m <sup>3</sup>
Temperatura do Cilindro	200°C
Fator de fricção (f)	0,25

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta etapa são apresentados resultados obtidos durante este estudo. Primeiramente são apresentados os resultados para previsão das forças de laminação, calculadas através dos modelos analíticos de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund. Posteriormente são apresentados os resultados obtidos com a utilização do modelo de volumes finitos baseado em equações de transporte para previsão das forças de laminação para dois aços selecionados, sendo um no subgrupo I (C-Mn) e outro no subgrupo II (microligado ao nióbio).

O objetivo principal ao realizar a análise dos resultados é a comparação entre os dados obtidos com a utilização dos modelos analíticos e o modelo de volumes finitos baseado em equações de transporte, assim de determinar o método mais assertivo para previsão das forças de laminação durante a laminação de acabamento.

### 5.1 DADOS DE PROCESSAMENTO

Os dados de processamento referentes aos aços em estudo foram coletados e são apresentados nesta seção.

#### 5.1.1 Diâmetro dos Cilindros

Os diâmetros médios dos cilindros utilizados nas laminações experimentais são mostrados na Tabela 25, sendo um dos dados obtidos a partir do software de aquisição do laminador industrial.

Tabela 24 - Diâmetros médio dos cilindros do trem de acabamento.

Etapa	Passe	Diâmetro dos Cilindros (mm)	
		Aço C-Mn	Aço microligado ao nióbio
Desbaste	1	1228,29	1182,34
	2	1094,50	1092,00
	3	1094,50	1092,00
	4	1094,50	1092,00
	5	1094,50	1092,00
	6	1094,50	1092,00
	7	1060,80	1056,83
	8	1049,70	1048,80
Acabamento	1	680,90	695,25
	2	739,43	741,79
	3	680,77	677,77
	4	694,24	690,82
	5	698,4	704,96
	6	724,45	721,32
	7	714,63	737,38

### 5.1.2 Rotação dos Cilindros

As velocidades de rotação dos cilindros do trem de acabamento foram obtidas do software de aquisição e registro de dados do processo. A Tabela 26 apresenta as rotações em rpm em cada passe para os materiais estudados.

Tabela 25 - Velocidades de rotação dos cilindros. Valores expressos em rpm.

Etapa	Passe	Velocidade dos Cilindros	
		Aço C-Mn	Aço microligado ao nióbio
Desbaste	1	19,10	19,10
	2	47,31	40,67
	3	58,10	51,56
	4	51,46	46,48
	5	55,61	48,97
	6	56,77	50,05
	7	44,63	45,72
	8	61,64	61,64
Acabamento	1	39,66	38,88
	2	56,76	58,69
	3	89,19	96,81
	4	120,06	134,72
	5	160,91	174,63
	6	200,46	211,45
	7	249,36	241,20

### 5.1.3 Temperaturas de laminação

As temperaturas medidas no trem de acabamento e registradas através do software de aquisição de dados são apresentadas na Tabela 27.

Tabela 26 - Temperaturas médias de cada passe (°C).

Etapa	Passe	Temperatura do esboço / Tira	
		Aço C-Mn	Aço microligado ao nióbio
Desbaste	1	1139,46	1157,61
	2	1131,66	1150,28
	3	1125,86	1144,33
	4	1118,45	1136,99
	5	1110,18	1128,50
	6	1098,22	1115,25
	7	1078,93	1096,65
	8	1076,12	1087,79
Acabamento	1	958,13	935,34
	2	954,11	935,03
	3	947,29	933,94
	4	939,70	931,04
	5	930,73	924,69
	6	920,94	915,48
	7	910,20	902,90

## 5.2 FORÇAS DE LAMINAÇÃO PREVISTAS ATRAVÉS DE MODELOS ANALÍTICOS

A Tabela 28 contém as equações utilizadas para realização das previsões das forças de laminação. A partir dos dados registrados no processamento industrial, são utilizadas as equações simplificadas de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund para a realização da previsão das cargas de laminação para cada um dos sete passes do laminador de acabamento.

Tabela 27 – Modelos analíticos utilizados para previsão das cargas de laminação.

Autores	Números das equações
Orowan-Pascoe	Eq. 1 e Eq. 2
Sims	Eq. 3 á Eq. 7
Ekelund	Eq. 8 á Eq. 10

O cálculo da tensão média de escoamento (TME) foi realizado utilizando as equações de Shida, Siciliano, Marini & Bruna, Poliak & Siciliano, Siciliano, Leduc &

Hensger, Misaka e a equação de Misaka modificada por Siciliano & Jonas contabilizando o efeito da concentração de manganês. Na Tabela 29 são apresentadas as equações utilizadas para cálculo da tensão média de escoamento.

Tabela 28 – Modelos analíticos utilizados para previsão das cargas de laminação.

<b>Autores</b>	<b>Equações</b>
Shida	Eq. 77 a Eq. 83
Siciliano, Marini & Bruna	Eq. 84
Poliak & Siciliano	Eq. 85 a Eq. 87
Siciliano, Leduc & Hensger	Eq. 76
Misaka	Eq. 73
Siciliano & Jonas	Eq. 74 e Eq. 75

Para todas as equações apresentadas na Tabela 29 é considerada a completa recristalização entre passes. Entretanto na laminação de aços com a adição de nióbio a recristalização é frequentemente incompleta, devido aos curtos intervalos de tempo entre os passes no trem acabador, quando as temperaturas são relativamente baixas (ALGHAMDI, 2013). Estes fatores contribuem para o acúmulo de deformação entre passes e favorece a ocorrência da recristalização dinâmica seguida de recristalização metadinâmica.

Durante o cálculo das cargas de laminação a condição de atrito por agarramento é considerada para os modelos de Sims e Orowan-Pascoe, já o modelo de Ekelund utiliza o critério de atrito por deslizamento. O coeficiente de atrito por deslizamento foi calculado utilizando a equação de Roberts (1977). Os arranjos realizados entre as equações para cálculo das cargas de laminação e os modelos para previsão da tensão média de escoamento totalizaram 21 abordagens. O grupo de 2676 dados referentes às bobinas processadas no laminador industrial foi dividido em dois subgrupos: aços C-Mn com 244 bobinas e aços microligados ao nióbio com 2432 bobinas.

Para previsão da tensão média de escoamento no subgrupo I (aços C-Mn), foram utilizadas as equações de Shida, Poliak & Siciliano e Siciliano & Jonas. Neste subgrupo os elementos químicos titânio e nióbio foram considerados iguais a zero. Para a previsão da TME no subgrupo II (aços microligados ao nióbio) foram utilizadas as equações de Shida, Poliak & Siciliano, Siciliano, Marini & Bruna e Siciliano, Leduc & Hensger.

A análise dos resultados obtidos através das combinações realizadas entre os modelos teóricos e as cargas de laminação registradas no processamento industrial são realizadas inicialmente de forma direta, ou seja, sem a introdução de fatores de ajustes. Posteriormente são realizadas novas comparações adotando fatores de correção, com objetivo de identificar os melhores arranjos de acordo com o menor erro padrão entre as cargas calculadas e as registradas na planta industrial. A equação 122 é utilizada para cálculo do erro médio em cada cadeira do trem de acabamento.

$$E\% = \frac{\sum_{i=1}^m |\hat{y}_i - y_i|}{m} \quad \text{Eq. (136)}$$

Onde  $(\hat{y}_i)$  e  $(y_i)$  se referem respectivamente à carga de laminação calculada e ao valor registrado na planta industrial. O denominador  $m$  é o número de medidas realizadas. Em seu trabalho POLIAK et al. (1998) considera razoável um desvio de até 10% no cálculo da carga de laminação a quente em um modelo industrial. As causas dos desvios encontrados, podem estar associadas a diferentes fontes como imprecisões na realização das medidas das cargas de laminação industrial, variações na composição química do aço, variações dimensionais da tira, heterogeneidades térmicas e uma eventual variação no modelo de previsão da tensão média de escoamento (GORNI, 2012).

A primeira análise apresentada na Tabela 30 é realizada de forma direta, comparando os valores calculados através dos modelos teóricos e as cargas de laminação registradas no processo industrial, sem a introdução de fatores de ajuste.

Tabela 29 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços C-Mn. Sem aplicação de fatores de correção. Valores expressos em percentuais de erros para cada cadeira.

Equações	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	E	
								médio	f erro $\leq$ 10%
Sims/Shida	14,3	16,6	12,2	9,3	12,1	10,2	12,7	12,5	34
Sims/ Poliak & Siciliano	23,2	22,4	15,7	13,0	15,0	11,5	12,7	16,2	19
Sims/ Siciliano & Jonas	23,1	24,1	34,7	39,3	36,2	41,5	80,4	39,9	2
Orowan-pascoe/ Shida	25,4	24,7	17,9	12,7	13	7,5	26,4	18,2	21
Orowan-pascoe/ Poliak & Siciliano	33,1	30,4	21,4	16,3	15,7	8,1	28,8	22,0	17
Orowan-pascoe/ Siciliano & Jonas	7,1	21,6	27,6	34,4	34,9	47,2	107,7	40,1	18
Ekelund/ Shida	21,8	23,5	19,3	15,5	15,1	10	25,4	18,7	16
Ekelund/ Poliak & Siciliano	30,2	29,2	22,6	19,1	17,6	19,2	24,2	23,2	12
Ekelund/ Siciliano & Jonas	19,6	21	32	38,7	40,2	51,2	108,4	44,4	6

Na Tabela 30 as colunas F1 - F7 referem-se aos desvios entre as previsões realizadas utilizando as combinações de equações e os valores registrados no laminador industrial. O desvio médio nas sete cadeiras do trem de acabamento (expresso em percentual) é apresentado na coluna E médio. A coluna f erro $\leq$ 10% refere-se ao percentual de previsões com desvio menor que 10% em comparação ao valor industrial. Observa-se que a equação simplificada de Sims obteve o melhor desempenho quando associada às equações para previsão da tensão média de escoamento de Shida e Poliak & Siciliano. Nesta primeira abordagem a equação de Ekelund obteve o pior resultado, um comportamento similar foi observado por GORNI e SILVA (2012) em seu trabalho. É apresentada de forma gráfica nas Figura 41, 42 e 43 as dispersões entre as cargas de laminação calculadas para os aços C-Mn (sem aplicação de fatores de correção) utilizando as equações de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund, combinadas a equação de Shida.

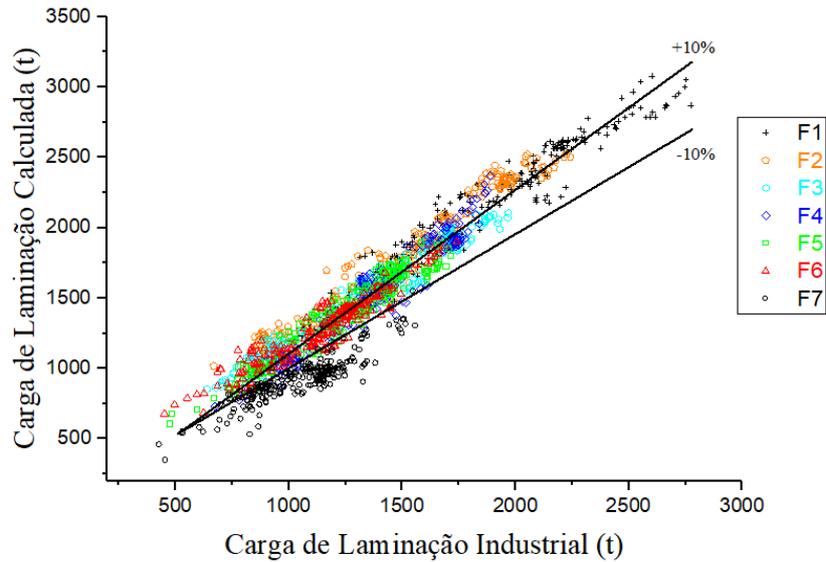


Figura 41 - Cargas de laminação calculadas versus as cargas industriais para os aços C-Mn, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção).

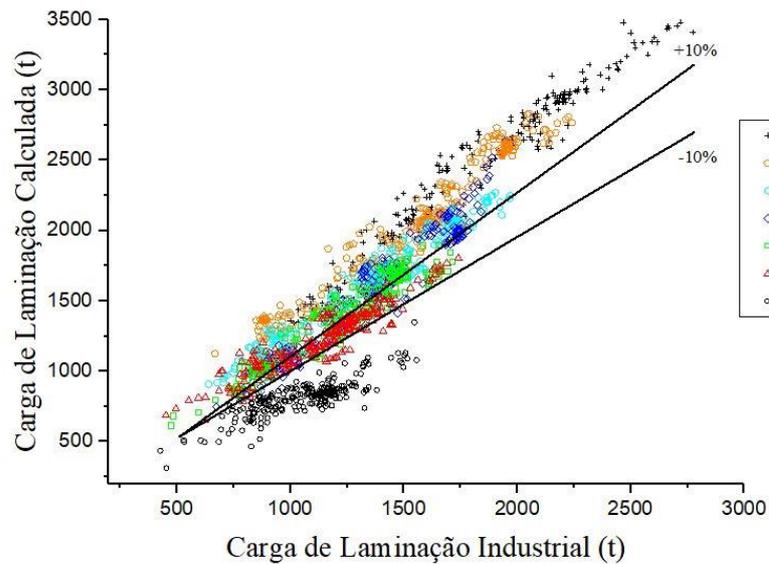


Figura 42 - Cargas de laminação calculadas versus as cargas industriais para os aços C-Mn, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção).

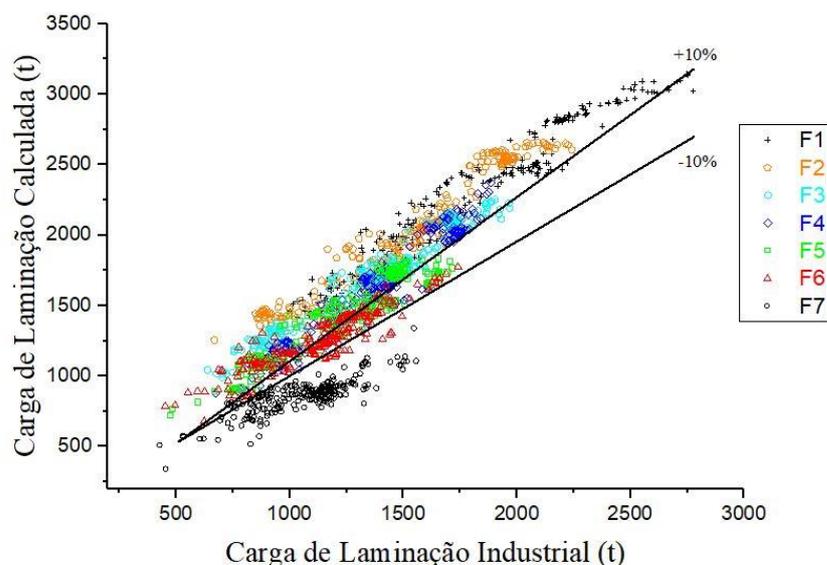


Figura 43 – Cargas de laminação calculadas versus as cargas industriais para os aços C-Mn, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção).

Nota-se que a equação de Sims combinada a equação de Shida, utilizada sem os fatores de ajuste, resulta em maiores níveis de dispersão entre os valores calculados e os reais. É observada para este arranjo a tendência em superestimar o valor da carga de laminação nos primeiros passes. Já no último passe de laminação (cadeira F7) nota-se um comportamento oposto, assim a fração média das previsões com dispersões menores que 10% representaram apenas 34% dos resultados.

Na Tabela 31 são apresentados os resultados das previsões de carga no trem de acabamento para o subgrupo II (aços microligados ao nióbio), sem a utilização de fatores de correção.

Tabela 30 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços microligados ao nióbio. Sem aplicação de fatores de correção. Valores expressos em percentual.

Equações	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	E		f
								médio	erro $\leq$ 10%	
Sims / Shida	5,6	6,0	4,1	6,9	17,8	16,1	61,6	16,9	51	
Sims / Poliak	30,1	23,9	15,9	10,8	6,6	6,1	44,0	19,6	33	
Sims / Bruna	10,9	5,7	7,3	13,8	31,4	30,3	82,6	26,0	33	
Sims / Siciliano	15,5	25,8	18,9	27,8	40,8	39,5	77,8	35,2	4	
Orowan-Pascoe / Shida	21,9	17,8	9,1	7,0	14,8	16,4	74,1	23,0	28	
Orowan-Pascoe / Poliak	42,2	33,8	24,0	16,9	6,6	6,2	55,3	26,4	20	
Orowan-Pascoe / Bruna	26,4	15,6	5,1	8,2	28,1	30,7	87	28,7	18	
Orowan-Pascoe / Siciliano	7,3	9,1	24,2	36,0	65,0	69,0	75,3	40,8	18	
Ekelund / Shida	13,0	15,1	9,1	5,2	15,4	21,6	88,4	24,0	33	
Ekelund / Poliak	35,8	31,8	24,1	16,5	6,5	8,7	67,9	27,3	21	
Ekelund /Bruna	18,3	13,3	4,8	7,3	28,8	36,8	82,9	27,5	22	
Ekelund /Siciliano	5,7	11,5	24,1	36,7	66,1	76,7	86,4	43,9	18	

Para os aços microligados ao nióbio a equação de Sims obteve os melhores resultados quando combinada às equações de Shida, Siciliano, Marini & Bruna e Poliak & Siciliano (resultados apresentados na Tabela 31). A equação de Sims combinada a equação de Shida (sem fatores de ajuste) tende a subestimar a carga de laminação para os últimos passes, conforme a Figura 44. Para este arranjo de equações, 51% dos resultados representaram dispersões menores ou iguais a 10%. A Figura 45 e a Figura 46 demonstram de forma gráfica as dispersões para as equações de Orowan-Pascoe e Ekelund combinadas a equação de Shida. Observa-se que as equações de Ekelund e Orowan-Pascoe tendem a superestimar o valor da carga de laminação para as primeiras cadeias de laminação e ambas equações apresentam a tendência de subestimar o valor para o último passe do trem acabador.

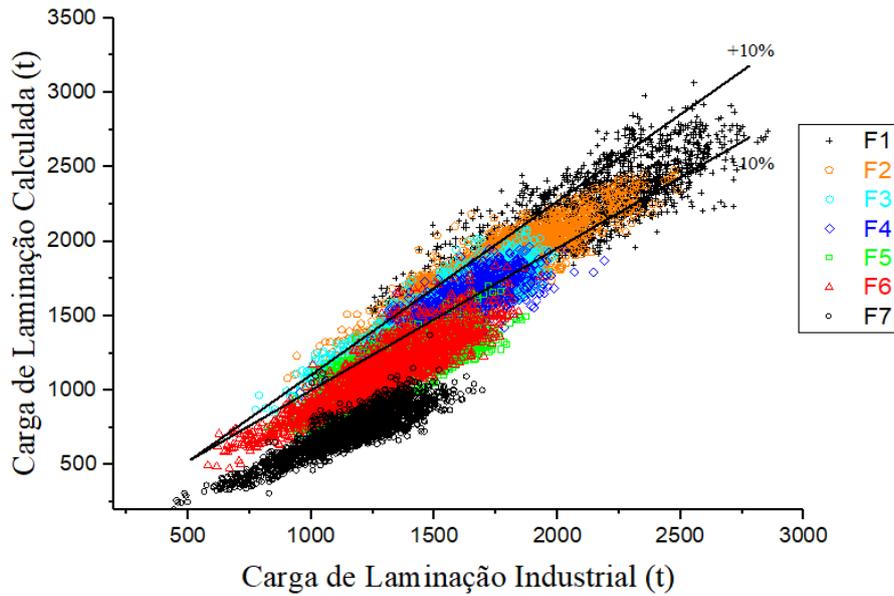


Figura 44 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção).

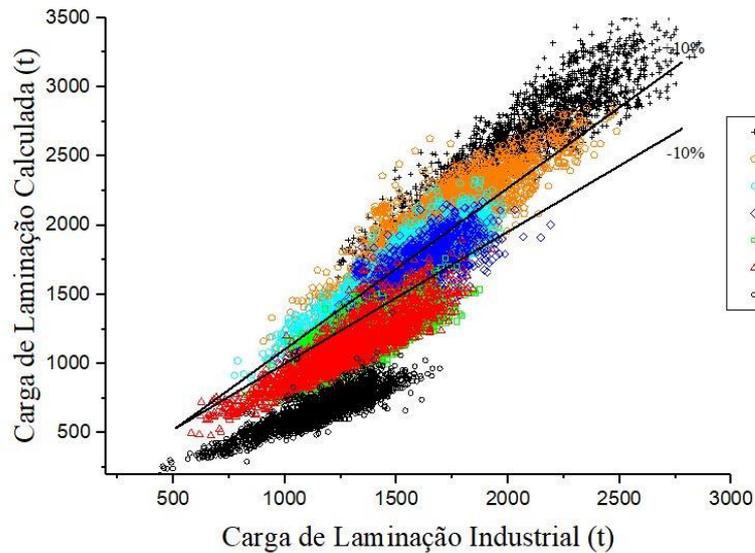


Figura 45 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção).

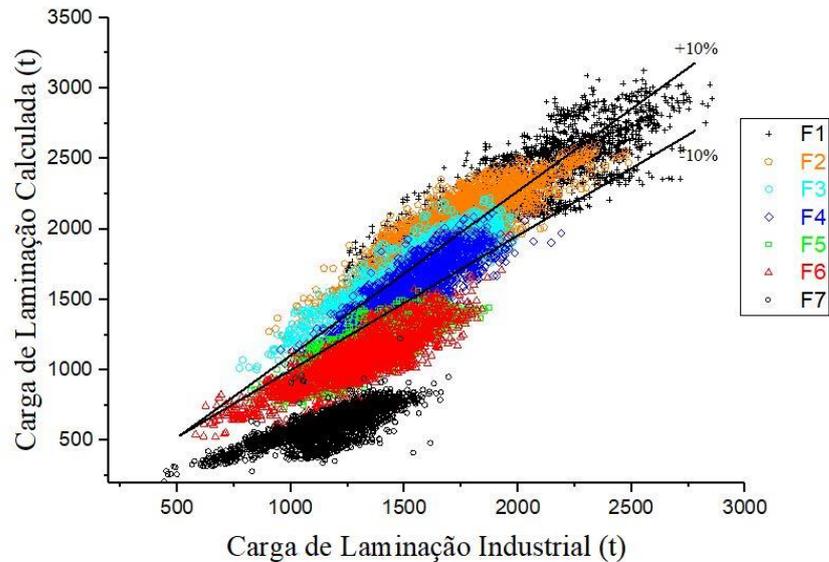


Figura 46- Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (sem fatores de correção).

Na comparação direta apresentada na Tabela 30 e Tabela 31, entre os valores registrados no laminador industrial e os resultados das previsões de cargas de laminação, nota-se uma grande dispersão entre os resultados.

Os valores de erro médio registrados no trem acabador e a fração das previsões das cargas de laminação com erro menor ou igual a 10% verificados na comparação inicial, não se mostraram condizentes ao grau de controle requerido pelo processo industrial.

Desta maneira se justifica a necessidade da adoção de fatores de correção que melhor ajustem os valores das cargas de laminação calculadas utilizando os modelos teóricos as registradas durante o processamento na planta industrial. Os desvios calculados utilizando a equação 122 para cada uma das combinações de equações apresentadas nas Tabelas 30 e 31 são utilizados como fatores de ajuste para as equações. Estes são adicionados aos novos cálculos para previsão das forças de laminação para ambos subgrupos (aços C-Mn e aços microligados ao nióbio). Os resultados obtidos após a aplicação dos fatores de ajuste para ambos os aços são apresentados na Tabela 32 e Tabela 33, respectivamente aços C-Mn e aços microligados ao nióbio.

Tabela 31 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços C-Mn. Com aplicação de fatores de correção. Valores expressos em percentual.

Equações	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	E	f
								Médio	erro <sub>≤10%</sub>
Sims/Shida	3,3	3,6	3,7	4,6	4,2	4,2	6,1	4,3	87
Sims/Poliak	3,0	4,0	3,7	4,0	5,0	4,5	6,3	4,6	87
Sims/Misaka modificado	3,0	3,9	3,9	4,0	5,1	4,6	6,8	4,5	86
									2,9
Orowan-Pascoe / Shida	2,9	4,0	3,5	4,6	4,8	4,5	6,7	4,5	83
Orowan-Pascoe / Poliak	3,5	4,4	3,9	4,1	5,4	4,4	7,2	4,8	82
Orowan-Pascoe Misaka modificado	3,4	4,6	3,9	4,1	5,4	4,3	7,2	4,7	81
									4,7
Ekelund/ Shida	5,1	4,5	5,1	3,6	5,9	6,4	7,1	5,3	78
Ekelund/ Poliak	4,7	5,3	4,8	4,3	6,8	5,6	7,4	5,6	75
Ekelund/ Misaka modificado	4,4	4,6	5,3	4,8	6,6	5,5	7,1	5,5	75

Após a aplicação dos coeficientes de ajuste calculados para os aços C-Mn, as equações de previsão de carga apresentaram erros médios globais variando entre 4,3 e 5,6%. Na Figura 47, Figura 48 e Figura 49 é verificado um melhor desempenho na previsão das forças de laminação quando o fator de ajuste é aplicado aos conjuntos de equações. A assertividade da combinação entre a equação de Sims e o modelo para previsão da TME de Shida, passa de 34% para 87% das previsões, com dispersões menores ou iguais a 10%.

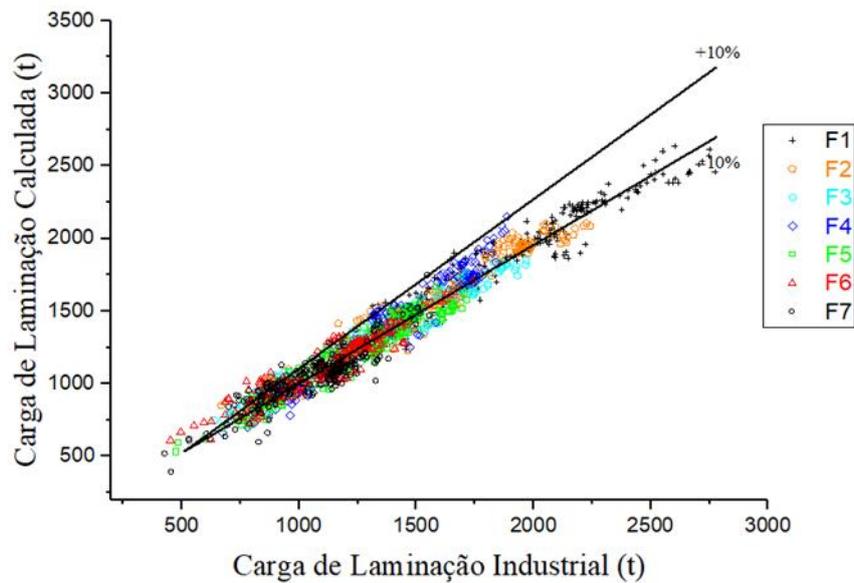


Figura 47 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços C-Mn, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção).

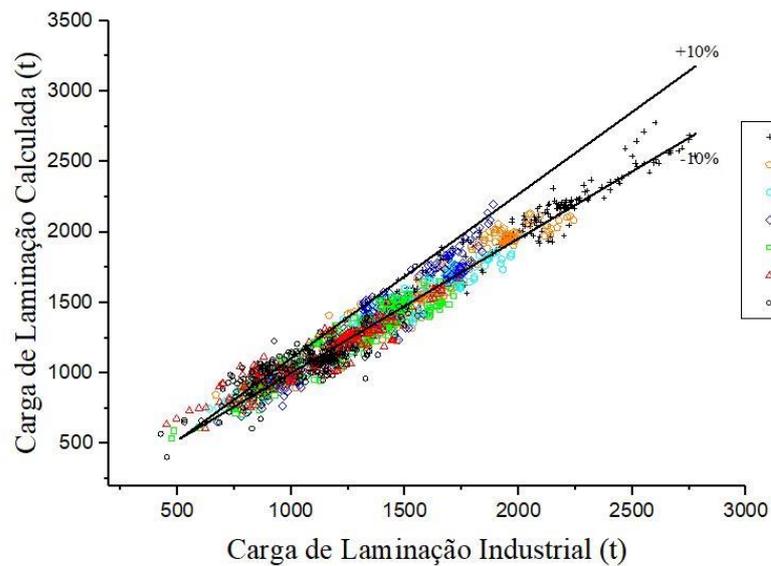


Figura 48 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços C-Mn, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção).

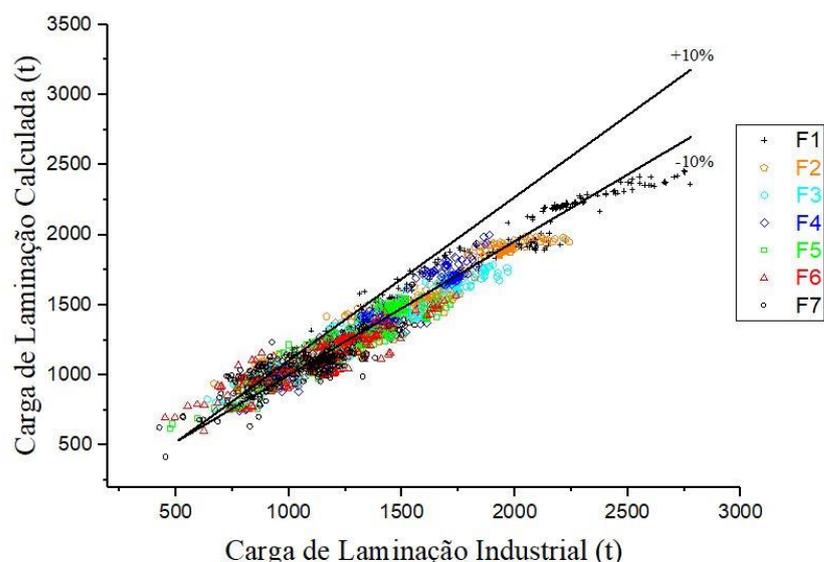


Figura 49 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços C-Mn, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção).

Nota-se na Tabela 33 que com a aplicação dos coeficientes de ajustes calculados para os aços microligados ao nióbio, o erro médio global para as sete cadeiras do trem de acabamento se manteve variando entre 4,6 e 6,3 %.

Tabela 32 - Previsão das cargas de laminação no trem de acabamento para os aços microligados ao nióbio. Com aplicação de fatores de correção. Valor expressos em percentual.

Equações	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	E		f
								médio	erro <sub>≤10%</sub>	erro <sub>≤10%</sub>
Sims / Shida	5,4	4,1	4,7	6,2	5,9	6,0	6,0	6,2	5,5	78
Sims / Poliak	4,2	5,1	3,6	6,9	7,3	7,0	7,0	6,0	5,7	76
Sims / Bruna	4,1	5,7	3,8	7,2	6,4	6,4	6,0	6,0	5,6	71
Sims / Siciliano	4,1	5,6	4,8	6,8	6,3	5,9	5,9	6,3	5,7	78
Orowan-Pascoe / Shida	4,3	4,5	3,9	7,2	6	5,7	6,1	6,1	4,6	77
Orowan-Pascoe / Poliak	5,8	6,3	4,4	7,5	6,9	6	6	6	6,1	72
Orowan-Pascoe / Bruna	5,9	6,8	4,7	8,2	6,6	5,6	6	6	6,3	74
Orowan-Pascoe / Siciliano	6,2	6,9	4,4	8	6,5	5,5	6,7	6,7	6,3	73
Ekelund / Shida	5,5	4,8	4,5	5,7	5,7	6,4	6,4	6,8	5,6	75
Ekelund / Poliak	4,5	6,3	4,2	6,1	7,1	6,5	7	7	6,0	73
Ekelund / Bruna	5	7,4	4,3	7,2	8	6,2	4,9	4,9	6,1	74
Ekelund / Siciliano	4,8	6,5	4,3	6,4	6,3	6,5	8,6	8,6	6,2	73

Após aplicação dos coeficientes de ajuste verifica-se na Figura 50 o aumento da assertividade das previsões para a combinação da equação de Sims e a Equação de Shida, onde 78% dos resultados passaram a apresentar erros iguais ou inferiores a 10%. As equações de Orowan-Pascoe e Ekelund, combinadas da equação de Shida, passaram a apresentar respectivamente 77 e 75% de acerto após a aplicação dos coeficientes de ajuste. As Figuras 51 e 52 apresentam de forma gráfica as dispersões entre os valores calculados e os registrados no laminador industrial.

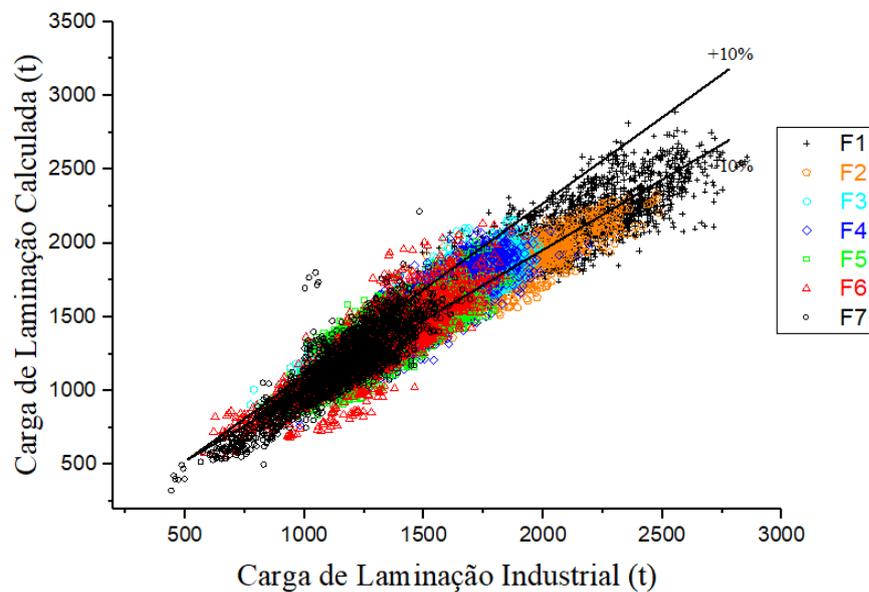


Figura 50 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Sims combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção).

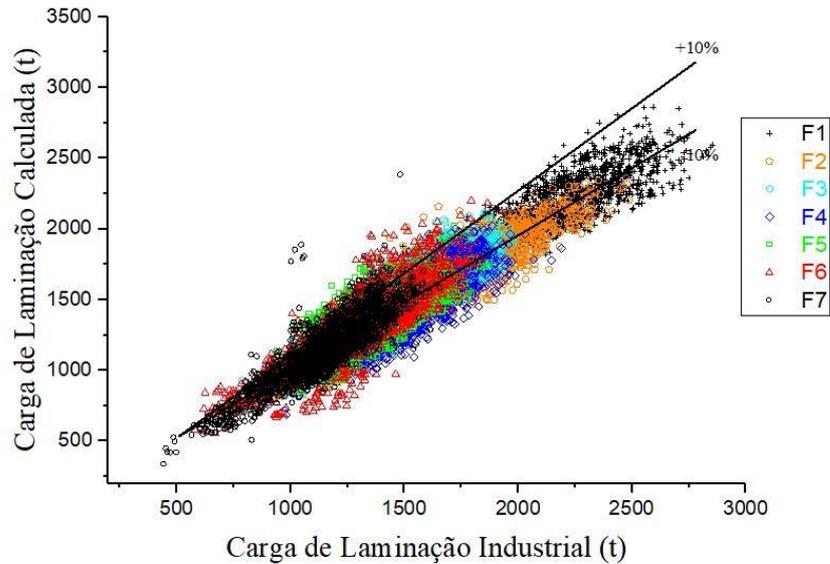


Figura 51 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Orowan-Pascoe combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção).

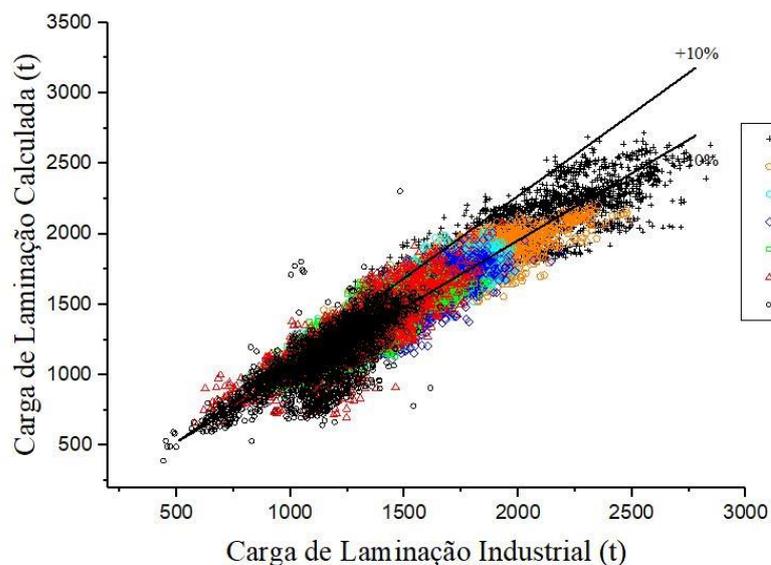


Figura 52 - Carga de laminação calculada versus a carga industrial para os aços microligados ao nióbio, utilizando a equação de Ekelund combinada ao modelo de Shida (com fatores de correção).

Os conjuntos de equações teóricas apresentados nas Tabelas 28 e 29, permitiram a previsão das cargas de laminação e cálculo das tensões medias de escoamento sem a necessidade da realização de numerosos testes experimentais e recursos computacionais sofisticados. Porem os resultados iniciais (sem aplicação de

fatores de ajuste) apresentaram elevada dispersão entre os valores registrados no laminador industrial e os calculados.

Na condição inicial o emprego da equação de Shida combinada as equações de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund, resultou em um menor desvio médio global entre as cargas de laminação calculadas e os valores industriais para ambos subgrupos. Segundo DIMATTEO et al. (2014) o melhor desempenho do modelo de Shida pode estar associado à dependência da taxa de deformação ao expoente temperatura. As equações para previsão das forças de laminação de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund apresentaram o melhor nível de desempenho quando combinadas à equação para previsão da TME de Poliak & Siciliano em comparação aos resultados obtidos com a equação de Siciliano, Leduc & Hensger (subgrupo I). O melhor desempenho das equações de Sims, Orowan-Pascoe e Ekelund quando combinadas a equação de Poliak & Siciliano, pode estar associada ao maior número de elementos de liga que são levados em consideração na determinação da tensão média de escoamento.

Vale observar que as equações utilizadas para as previsões das tensões médias de escoamento, consideram apenas a recristalização estática. Desta maneira o efeito da ocorrência de eventuais transformações microestruturais como a recristalização dinâmica, metadinâmica, a precipitação de nitretos e carbonetos são adicionados aos conjuntos de equações por meio da utilização dos fatores de ajustes. Estes foram calculados através do desvio médio apresentado por cada cadeira do trem acabador e são apresentados nas Tabelas 30 e 31.

Após a introdução dos fatores de ajustes calculados para o subgrupo I (aços C-Mn), os arranjos de equações passaram a apresentar erros médios globais variando entre 4,3 e 5,6%. Com a aplicação dos fatores de ajuste o subgrupo II (aços microligados ao nióbio) apresentou significativa melhora, com erros médios globais variando entre 4,6 e 6,3%.

### 5.3 MODELO DE VOLUMES FINITOS

Neste tópico são apresentadas as previsões para as cargas de laminação e temperatura nos passes durante a laminação de acabamento para ambos os aços.

### 5.3.1 Aço ao Carbono Manganês

O aço C-Mn analisado foi processado no laminador de tiras quente da CSN e sua composição química é apresentada na Tabela 12. A espessura de entrada do esboço na primeira cadeira do trem de acabamento (F1) é de 36,23mm e uma temperatura média na superfície da placa de 1076,12°C. A espessura do esboço é reduzida em sete passes de laminação até a espessura de 3,76mm. Na Tabela 23 é apresentada os parâmetros constitutivos determinados para o aço C-Mn durante a laminação a quente. O tamanho de grão inicial e energia de ativação foram determinados experimentalmente, respectivamente 148  $\mu\text{m}$  e 337,50 kJ/mol.

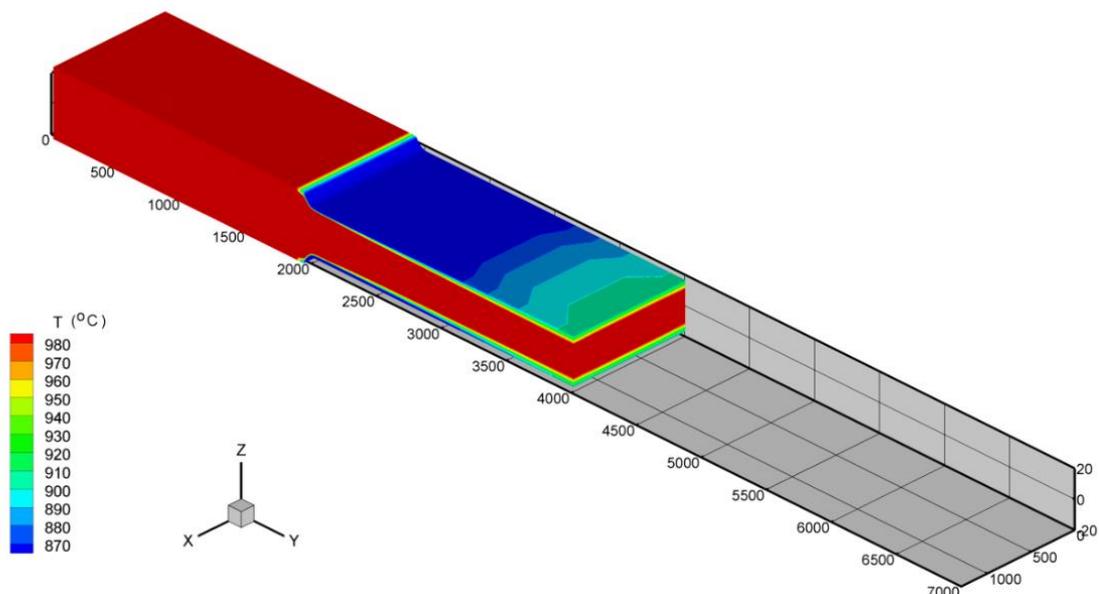
A Tabela 33 são apresentados os dados de processamento no laminador industrial para cada um dos sete passes e os valores adotados para o coeficiente de transferência de calor. Onde a temperatura do cilindro de trabalho (TWR) é considerada constante e igual a 200 °C.

Tabela 33 – Dados do laminador industrial e coeficientes de troca térmica.

	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7
Diâmetro do cilindro (mm)	680,90	739,43	680,78	694,24	698,40	724,45	714,64
Espessura (mm)	20,54	13,60	9,67	7,39	5,67	4,49	3,76
Rotação do cilindro (RPM)	39,66	56,76	89,19	120,06	160,91	200,46	249,36
Coeficiente de troca de calor efetivo (W/m <sup>2</sup> K)	2400	8300	5900	12200	13200	22300	36000

A Figura 53 apresenta a distribuição de temperatura determinada para o primeiro passe do trem de acabamento, cadeira F1. Onde é previsto um gradiente de temperatura na região de mordida dos cilindros e um aumento de temperatura é observado próximo à região central da faixa até a saída devido ao calor de condução e geração do trabalho de plástico.

Figura 53 – Previsão da distribuição de temperatura para a cadeira F1.



Na Tabela 34 é apresentada a comparação entre as previsões numéricas com as cargas de laminação e as temperaturas da superfície do esboço obtidas durante o processamento termomecânico industrial.

Tabela 34 - Comparação entre os dados industriais e as previsões numéricas.

<b>Cadeira de laminação</b>	<b>F1</b>	<b>F2</b>	<b>F3</b>	<b>F4</b>	<b>F5</b>	<b>F6</b>	<b>F7</b>
Força de laminação medida (ton)	1613,50	1401,63	1002,50	953,00	919,88	862,88	838,75
Força de laminação calculada (ton)	1620,60	1397,00	1003,10	942,40	913,60	859,00	833,50
Erro (%)	0,4	0,3	0,1	1,1	0,7	0,4	0,6
Temperatura entre medida cadeiras (°C)	958,14	954,11	947,29	939,70	930,73	920,94	910,21
Temperatura entre cadeiras calculada (°C)	989,50	968,80	960,00	929,50	921,30	896,00	865,80
Erro (%)	3,3	1,5	1,3	1,1	1,0	2,7	4,9
Tamanho de grão austenítico (µm)	61,90	44,60	32,10	25,50	19,60	15,20	12,00

O modelo proposto fornece uma melhor previsão para as cargas de laminação do que para as temperaturas médias da superfície de saída. Na verdade, as previsões de cargas de laminação são extremamente dependentes do coeficiente de transferência de calor entre os passes, que foram ajustados de modo a corresponder às cargas experimentais.

Na Tabela 34 também é demonstrado o tamanho de grão médio, resultante da recristalização metadinâmica determinada na seção de saída. A faixa dos tamanhos de grãos previstos está de acordo com o refinamento de grão esperado durante o processo de laminação de tiras a quente. O tamanho de grão previsto para a última cadeira de laminação apresentou boa correlação com o tamanho de grão médio determinado experimentalmente, 11,84  $\mu\text{m}$ , apresentado na Tabela 17.

### 5.3.2 Aço Microligado ao Nióbio

Nessa seção é analisado o processamento termomecânico realizado no trem acabador de em um laminador de tiras a quente industrial de um aço ao nióbio, cuja composição química é apresentada na Tabela 13. A temperatura superficial do esboço na entrada da primeira cadeira de laminação de acabamento é de 1087,8 com espessura de 36,31mm. A espessura do esboço foi reduzida em sete passes de acabamento para 3,61mm.

Na Tabela 35 são descritas as relações constitutivas para aos ao nióbio apresentas por Silva (2016) em seu trabalho. O tamanho de grão inicial e a energia de ativação adotada foram respectivamente 375000 J/mol e 150 $\mu\text{m}$ .

Tabela 35 - Dados constitutivos para o aço ao nióbio.

$\sigma_0$			$\sigma_{ss}$		
$A_1$	$A_2$	$A_3$	$A_4$	$A_5$	$A_6$
71,65	$4,9 \times 10^{13}$	0,13	80,99	$4,9 \times 10^{13}$	0,13
$\sigma_{01}$			$\sigma'_{ss}$		
$A_7$	$A_8$	$A_9$	$A_{10}$	$A_{11}$	$A_{12}$
77,88	$4,9 \times 10^{13}$	0,13	31,15	$4,9 \times 10^{13}$	0,13
$\Delta\sigma$			$\epsilon_p$		
$K$	$m'$	$a$	$A$	$p$	$q$
0,49	1,44	0,59	$5,6 \times 10^{-4}$	0,30	0,17

As informações de diâmetro de cilindro, rotação do cilindro e temperatura da tira são demonstradas respectivamente nas Tabelas 25 - 27. Na Tabela 36 são listados os coeficientes de troca térmica para cada uma das sete cadeiras do trem acabador.

Tabela 36 - Coeficientes de transmissão de calor.

	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7
Coeficiente de troca de calor efetivo (W/m <sup>2</sup> K)	600	14500	21800	29300	22200	18900	10500

Com o auxílio de um modelo de volumes finitos é realizado a análise da laminação de acabamento de um aço microligado ao nióbio, levando-se em consideração as transformações microestruturais típicas para este aço durante a laminação a quente. No modelamento proposto as condições na secção de entrada são a temperatura medita na superfície do esboço e a velocidade de laminação para o primeiro passe. Desta forma os campos previstos de velocidade e temperatura de saída da primeira cadeira de laminação, são utilizados para o segundo passe e o procedimento é repetido até o último passe de acabamento.

Os resultados detalhados da evolução da região próxima à mordida e contato com o cilindro são mostrados em detalhes. Na Figura 54 a distribuição de temperaturas pode ser observada para a cadeira F1.

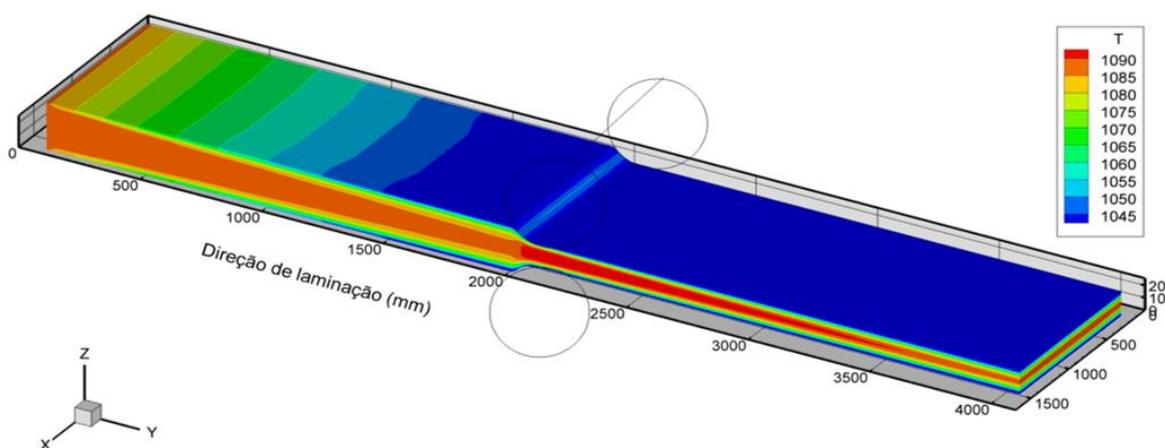


Figura 54 - Distribuição de temperatura (°C) para o primeiro passe de acabamento F1.

É previsto um forte gradiente de temperaturas ao longo da região de deformação e resfriamento, com forte recalescência devido aos efeitos térmicos da deformação imposta ao material. Um perfil na região de deformação foi extraído e as variáveis temperatura, velocidade, tensões cisalhantes e normal são apresentadas nas Figuras 55 (a) e 55 (b).

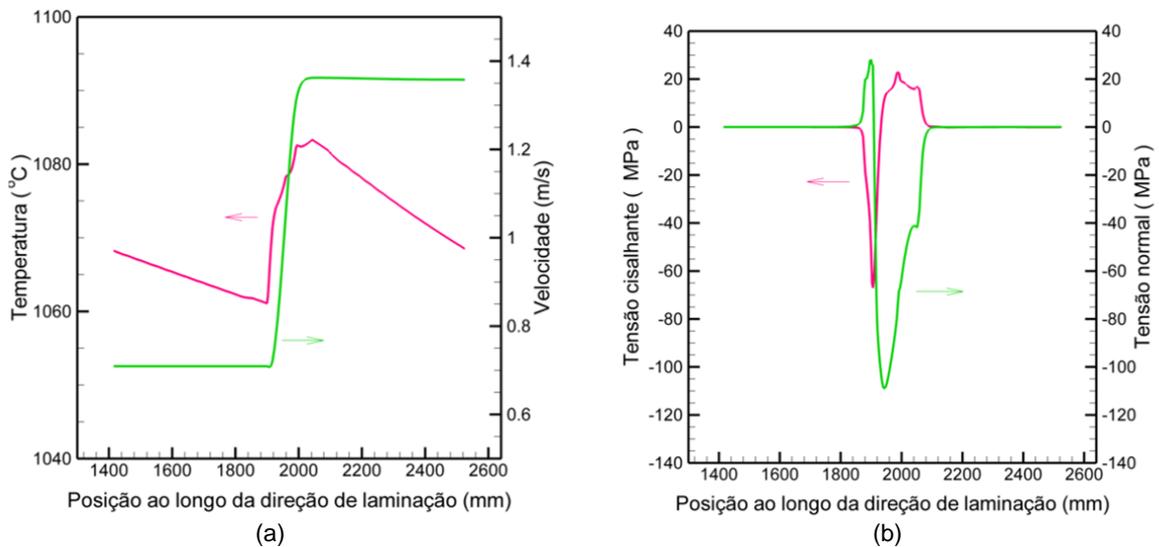


Figura 55 - Cadeira F1: (a) Previsão da distribuição de temperatura próxima da superfície da placa e velocidade tangencial. (b) previsão da tensão normal e tensão de cisalhamento.

São observados fortes gradientes de temperatura e velocidades ao longo da direção de laminação, em especial das variáveis internas na região de deformação, conforme evidenciado na Figura 54 (a) e 54 (b). Na Figura 56 apresenta-se a distribuição espacial do tamanho do grão no interior da tira.

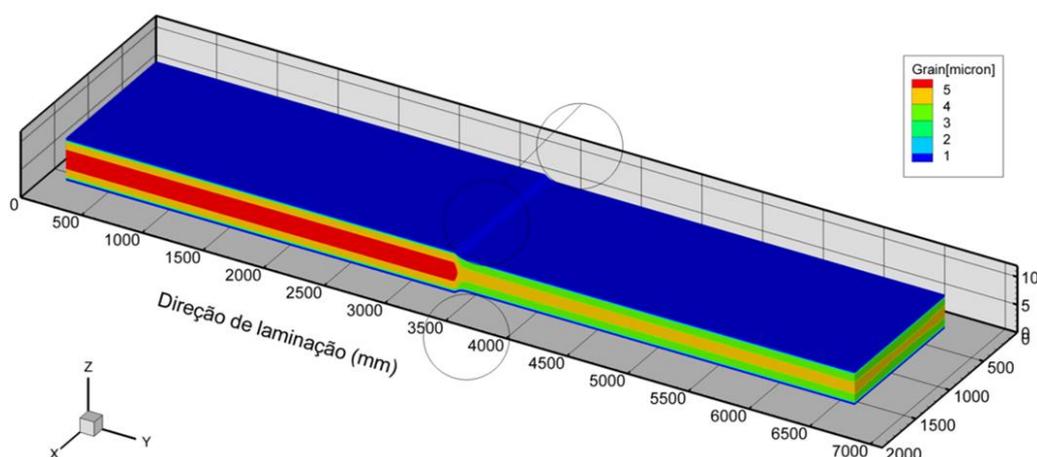


Figura 56 - Cadeira F7: Previsão de recristalização e formação de grãos dinamicamente.

O modelo prevê um crescimento do grão inicial até o início da deformação crítica, onde os mecanismos de recristalização são ativados e os grãos são reformados e uma nova etapa do crescimento é recomeçada evoluindo até o início da próxima etapa de deformação. Na Tabela 37 é apresentado um comparativo entre os dados industriais e as previsões numéricas.

Tabela 37 - Comparação entre os dados industriais e as previsões numéricas.

<b>Cadeira de laminação</b>	<b>F1</b>	<b>F2</b>	<b>F3</b>	<b>F4</b>	<b>F5</b>	<b>F6</b>	<b>F7</b>
Força de laminação medida (ton)	2614,25	2223,63	1828,88	1723,13	1803,25	1486,38	1427,00
Força de laminação calculada (ton)	2554,99	2251,22	1819,35	1736,02	1806,47	1479,76	1409,00
Erro (%)	2,20	1,24	0,52	0,75	0,17	0,44	1,26
Temperatura entre cadeiras medida (°C)	935,34	935,03	933,94	931,04	924,69	915,48	902,90
Temperatura entre cadeiras calculada (°C)	1062,53	968,46	844,35	728,52	658,56	607,28	598,15
Erro (%)	13,50	3,57	9,59	21,75	28,78	33,66	33,75
Tamanho de grão (µm)	22,93	18,32	11,26	7,51	5,47	4,37	3,29

As cargas de laminação previstas através do modelo matemático proposto, apresentou excelente concordância com os dados industriais. O maior desvio encontrado entre as cargas de laminação industriais e as calculadas foi de 2,2%. Entretanto, as previsões são altamente dependentes das relações constitutivas do material e dos coeficientes de transferência de calor. Também foi realizada a previsão da típica evolução microestrutural observada durante a laminação a quente.

## 6. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram realizados cálculos das forças de laminação para o trem de acabamento de acabamento do laminador de tiras a quente da Companhia Siderúrgica Nacional. Foram realizadas análises comparativas entre as previsões de carga de laminação utilizando equacionamentos analíticos e um modelo de volumes finitos baseado em equações de transporte, frente aos valores registrados no laminador industrial durante o processamento de aços C-Mn e microligados ao nióbio. Através dos resultados obtidos foi possível estabelecer as seguintes conclusões:

1. Sem a utilização de fatores de ajuste as equações simplificadas utilizadas para previsão das cargas de laminação apresentaram alto nível de erro em relação os dados industriais.
2. Após a introdução dos fatores de ajustes calculados para o subgrupo I (aços C-Mn) e para o subgrupo II (aços microligados ao nióbio) os arranjos de equações passaram a apresentar erros meios globais variando respectivamente entre 4,3 e 5,6% e 4,6 e 6,3%.
3. Foi possível através das curvas de fluxo obtidas por ensaios de compressão no simulador termomecânico Gleeble, a determinação das relações constitutivas do aço carbono manganês. Estas informações foram utilizadas como dados de entrada para o modelo de volumes finitos.

4. Através da utilização técnica de ataque químico a base de ácido pícrico foi possível revelar os contornos de grão austeníticos prévios para o aço C-Mn.
5. As previsões das cargas de laminação realizadas por meio do modelo de volumes finitos obtiveram alto índice de assertividade. Onde o maior desvio verificado para o aço C-Mn foi de 1,1% para o aço microligado ao nióbio foi de 2,2%.

## 7. PERSPECTIVAS DE TRABALHOS FUTUROS

1- Determinar os parâmetros constitutivos para o aço microligado ao nióbio e comparara aos dados utilizados neste trabalho.

2- Realizar a análise entre as diferentes técnicas de ataque químico afim de se verificar a de melhor desempenho para revelar os contornos dos grãos austeníticos prévios, para o aço microligado ao nióbio aqui estudado.

3- Realizar simulações físicas e numéricas para a fração recristalizada para todos os passes do trem de acabamento para o aço microligado ao nióbio.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALEXANDER, J. M.; FORD, H. Simplified hot-rolling calculations. *Journal of the Institute of Metal*, v. 92, p. 397–404, 1964.
- ALGHAMDI, F. Mathematical Modeling of Mean Flow Stress (MFS) during Hot Strip Rolling for HSLA Steels. Diss. McGill University, 2013.
- AVRAMI, M. Granulation, Phase Change, and Microstructure Kinetics of Phase Change. III. *The Journal of Chemical Physics*, v. 9, n. 2, p. 177–184, 1 fev. 1941.
- BÄCKE, L. Modeling the microstructural evolution during hot deformation of microalloyed steels. [s.l.] KTH, 2009.
- BAGHERIPOOR, M.; BISADI, H. Application of artificial neural networks for the prediction of roll force and roll torque in hot strip rolling process. *Applied Mathematical Modelling*, v. 37, n. 7, p. 4593–4607, abr. 2013.
- BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. *Thermec 88*, ed. I Tamura. ISIJ, Tokyo, Japan, v. 383, 1988.
- BORDONARO, G.; LEARDI, R.; DIDIANI, L. BERTO, F. Design of Experiment as a powerful tool when applying Finite Element Method: a case study on prediction of hot rolling process parameters. *Frattura ed Integrità Strutturale*, v. 12, n. 44, p. 1–15, 18 mar. 2018.
- BOWDEN, J. W.; SAMUEL, F. H.; JONAS, J. J. Effect of interpass time on austenite grain refinement by means of dynamic recrystallization of austenite. *Metallurgical Transactions A*, v. 22, n. 12, p. 2947–2957, 1 dez. 1991.
- CASTRO, J. A.; MOREIRA, L. P. Modelling the hot rolling process using a finite volume approach. *Advances in Fluid Mechanics VII*, v. 59, p. 419, 2008.
- CUNHA, P. Estudo do aço estrutural microligado S960MC. [Dissertação de Mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2010.

- DEVADAS, C. et al. The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part II. Factors influencing rolling loads. *Metallurgical Transactions A*, v. 22, n. 2, fev. 1991.
- DEVADAS, C.; SAMARASEKERA, I. V.; HAWBOLT, E. B. The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part III. Microstructural evolution. *Metallurgical Transactions A*, v. 22, n. 2, p. 335–349, 1 fev. 1991.
- DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. [s.l.] New York, McGraw-Hill, 1961.
- DIMATTEO, A.; VANNUCCI, M.; COLLA, V. Prediction of mean flow stress during hot strip rolling using genetic algorithms. *ISIJ international*, v. 54, n. 1, p. 171–178, 2014.
- DJAIC, R. A. P.; JONAS, J. J. Recrystallization of high carbon steel between intervals of high temperature deformation. *Metallurgical Transactions*, v. 4, n. 2, p. 621–624, 1 fev. 1973.
- DUTTA, B.; SELLARS, C. M. Effect of composition and process variables on Nb(C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite. *Materials Science and Technology*, v. 3, n. 3, p. 197–206, 1 mar. 1987.
- EKELUND, S. *Analysis of Factors Influencing Rolling Pressure and Power Consumption in the Hot Rolling of Steel*. [s.l.: s.n.].
- ESFAHANI, M. B.; TOROGHINEJAD, M. R.; ABBASI, S. Artificial Neural Network Modeling the Tensile Strength of Hot Strip Mill Products. *ISIJ International*, v. 49, n. 10, p. 1583–1587, 2009.
- GINZBURG, V. B. Basic principles of customized computer models for cold and hot strip mills. *Iron Steel Eng.*, v. 62, n. 9, p. 21–35, 1985.
- GORNI, A. A.; SILVA, M. R. S. 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.
- HALFA, H. Recent Trends in Producing Ultrafine Grained Steels. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, v. 02, p. 428, 5 ago. 2014.
- HANOGLU, U.; ŠARLER, B. Multi-pass hot-rolling simulation using a meshless method. *Computers & Structures*, v. 194, p. 1–14, jan. 2018.
- HODGSON, P. D. Models of the recrystallisation behaviour of C-Mn and Nb microalloyed steels during hot working processes. *Materials Forum*, v. 17, n. 4, p. 403–408, 1993.
- HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*, v. 32, n. 12, p. 1329–1338, 15 dez. 1992.
- HODGSON, P. D.; GLOSS, R. E.; DUNLOP, G. L. Microstructure evolution during rod and bar rolling. *32 nd Mechanical Working and Steel Processing.*, v. 28, p. 527–538, 1990.

- HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. Metal forming: metallurgy and mechanics. [s.l.] Cambridge University Press, Cambridge, 2007.
- HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. [s.l.] Elsevier, 2004.
- KOBAYASHI, S.; ALTAN, T.; OH, S. Metal forming and the finite-element method. *Journal of Materials Shaping Technology*, v. 8, n. 1, p. 65–65, 1 mar. 1990.
- KUZIAK, R. Physical simulation of thermomechanical treatment employing Gleeble 3800 simulator. Institute for Ferrous Metallurgy, Gliwice, Poland, 2006.
- LENARD, J. G. Primer on flat rolling. Amsterdam ; Boston: Elsevier, 2007.
- MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J.; HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. *ISIJ International*, v. 36, n. 6, p. 720–728, 15 jun. 1996.
- MAIRE, L.; SCHOLTES, B.; MOUSSA, C.; BOZZOLO, N.; Munoz, D. Modeling of dynamic and post-dynamic recrystallization by coupling a full field approach to phenomenological laws. *Materials & Design*, v. 133, p. 498–519, nov. 2017.
- MANDZIEJ, S. T. Physical simulation of metallurgical processes. *Materials and technology*, v. 44, n. 3, p. 105–119, 2010.
- MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. Recovery and Recrystallization during High Temperature Deformation. In: *Treatise on Materials Science & Technology*. [s.l.] Elsevier, 1975. v. 6p. 393–493.
- MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. Role of the dynamic and static softening mechanisms in multistage hot working. *Journal of Applied Metalworking*, v. 3, n. 4, p. 410–420, 1 jan. 1985.
- MINAMI, K.; SICILIANO, F.; TM, M.; JONAS, J. Mathematical Modeling of Mean Flow Stress during the Hot Strip Rolling of Nb Steels. *ISIJ International*, v. 36, n. 12, p. 1507–1515, 15 dez. 1996.
- MISAKA, Y.; YOSHIMOTO, T. Formulation of mean resistance of deformation of plain carbon steel at elevated temperature. *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*, v. 8, n. 79, p. 414–422, 1967.
- MORGRIDGE, A. R. Metadynamic recrystallization in C steels. *Bulletin of Materials Science*, v. 25, n. 4, p. 291–299, ago. 2002.
- ODUGUWA, V.; ROY, R. A review of rolling system design optimisation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 46, n. 7–8, p. 912–928, jun. 2006.
- OROWAN, E. The Calculation of Roll Pressure in Hot and Cold Flat Rolling. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, v. 150, p. 140–167, 7 nov. 2016.

- OROWAN, E.; PASCOE, K. J. A simple method of calculating roll pressure and power consumption in flat hot rolling. *Iron and Steel Institute*, v. 34, p. 124–126, 1946.
- PADILHA, A. ; SICILIANO, F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. [s.l.] ABM, 2005.
- PAUSKAR, P. M. An integrated system for analysis of metal flow and microstructural evolution in hot rolling. PhD Thesis—[s.l.] The Ohio State University, 1998.
- PIETRZYK, M.; CSER, L.; LENARD, J. G. Mathematical and physical simulation of the properties of hot rolled products. [s.l.] Elsevier, 1999.
- POLIAK, E. I. et al. Application of linear regression analysis in accuracy assessment of rolling force calculations. *Metals and Materials*, v. 4, n. 5, p. 1047–1056, 1998.
- POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation. *ISIJ International*, v. 43, n. 5, p. 684–691, 15 maio 2003.
- REIS, E. Modelo matemático para previsão das propriedades mecânicas na laminação a quente de perfis estruturais. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2007.
- ROBERTS, W. L. Tribological Considerations in the Hot Rolling of Low-C Steels. *Lub. Eng.*, v. 33, n. 11, p. 575–580, 1977.
- ROUCOULES, C.; YUE, S.; JONES, J. J. Effect of dynamic and metadynamic recrystallization on rolling load and microstructure. 1 st International Conference on Modelling of Metal Rolling Processes. *Anais...1993*
- SELLARS, C. M. Modelling microstructural development during hot rolling. *Materials Science and Technology*, v. 6, n. 11, p. 1072–1081, 1 nov. 1990.
- SHABAN, M.; EGHBALI, B. Determination of critical conditions for dynamic recrystallization of a microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, n. 16, p. 4320–4325, 25 jun. 2010.
- SHIDA, S. Empirical Formula of Flow Stress of Carbon Steels: Resistance to Deformation of Carbon Steels at Elevated Temperature. *Jpn. Soc. Technol. Plast*, v. 10, n. 103, p. 610–617, 1969.
- SICILIANO, F.; MINAMI, K.; TM, M.; JONAS, J. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size during the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels. *ISIJ International*, v. 36, n. 12, p. 1500–1506, 15 dez. 1996.
- SICILIANO, F. Mathematical modeling of the hot strip rolling of Nb microalloyed steels. [Ph. D. thesis]. Montreal: McGill University, 1999.
- SICILIANO, F.; ALLEN, B.; FERGUSON, D. Hot Torsion Tests - A Reliable Rolling Simulation Method for C-Mn Steels. *Materials Science Forum*, v. 879, p. 1783–1787, nov. 2016.

- SICILIANO, F.; Marini, O.; Bruna, R. The effect of chemical composition on the hot deformation resistance during hot strip rolling of microalloyed steels processed at the Sidor hot strip mill. Super High Strength Steels Conference Proceedings, Associazione Italiana di Metallurgia, Roma, Nov 2005.
- 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, v. 31, n. 2, p. 511–530, 1 fev. 2000.
- SICILIANO, F.; POLIAK, E. I. Modeling of the Resistance to Hot Deformation and the Effects of Microalloying in High-Al Steels under Industrial Conditions. Disponível em: <<https://www.scientific.net/MSF.500-501.195>>. Acesso em: 10 out. 2018a.
- SICILIANO, F.; POLIAK, E. I. Modeling of the resistance to hot deformation and the effects of microalloying in high-Al steels under industrial conditions. Materials Science Forum. Anais...Trans Tech Publ, 2005.
- SILVA, M. Aplicação de Modelo Baseado em Equações de Transporte para Previsão de Laminação a Quente de Aço Microligado ao Nióbio. [Dissertação de Mestrado]. Volta Redonda: Universidade Federal Fluminense, 2016.
- SIMS, R. B. The Calculation of Roll Force and Torque in Hot Rolling Mills. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, v. 168, n. 1, p. 191–200, jun. 1954.
- ZHANG, J.; HOUG, B.; ZHANG, H. Grain Size Analysis of Hot-rolled Steel Sheet Produced by Multi-pass Alternate Asymmetric Rolling. . Acesso em: 25 set. 2018.
- ZHOU, P.; MA, Q. Static recrystallization behavior of 25CrMo4 mirror plate steel during two-pass hot deformation. Journal of Iron and Steel Research, International, v. 24, n. 2, p. 222–228, fev. 2017.