INSTITUTO FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

LUCIANA VILARINHO RAMOS DE CARVALHO

MODELO MATEMÁTICO PARA PREVISÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DE BARRAS REDONDAS DE AÇO AO CARBONO LAMINADAS A QUENTE

Vitória
2017

LUCIANA VILARINHO RAMOS DE CARVALHO

MODELO MATEMÁTICO PARA PREVISÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DE BARRAS REDONDAS DE AÇO AO CARBONO LAMINADAS A QUENTE

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Lucas Pereira Machado

Vitória
2017

(Biblioteca Nilo Peçanha do Instituto Federal do Espírito Santo)

C331m Carvalho, Luciana Vilarinho Ramos de.
Modelo matemático para previsão de propriedades mecânicas de barras redondas de aço ao carbono laminadas a quente / Luciana Vilarinho Ramos de Carvalho . – 2017.
90 f. : il. ; 30 cm

Orientador: Marcelo Lucas Pereira Machado.

Dissertação (mestrado) – Instituto Federal do Espírito Santo, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Vitória, 2017.

1. Laminação (Metalurgia) . 2. Aço-carbono. 3. Laminação dos aços 4. Engenharia Metalurgica. I. Machado, Marcelo Lucas Pereira. II. Instituto Federal do Espírito Santo. III. Título.

CDD: 671.32

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

INSTITUTO FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

LUCIANA VILARINHO RAMOS DE CARVALHO

MODELO MATEMÁTICO PARA PREVISÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DE BARRAS REDONDAS DE AÇO AO CARBONO LAMINADAS A QUENTE

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do Instituto Federal do Espírito Santo como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Aprovada em 19 de Dezembro de 2017

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. Dr. Marcelo Lucas Pereira Machado

Instituto Federal do Espírito Santo

Orientador

Eng. Dr. Fúlvio Siciliano Júnior

Dynamic Systems Inc.

Eng. Dr. Charles de Abreu Martins

ArcelorMittal Brasil

DECLARAÇÃO DO AUTOR

Declaro, para fins de pesquisa acadêmica, didática e técnico-científica, que a presente Dissertação de Mestrado pode ser parcialmente utilizada desde que se faça referência à fonte e ao autor.

Vitória, 19 de Dezembro de 2017.

Luciana Vilarinho Ramos de Carvalho

AGRADECIMENTOS

À ArcelorMittal Cariacica, na pessoa do atual Diretor, Sr. Fernando Magalhães, e aos Srs. José Lutero, Francisco Raimundo e Herik Pires, pela oportunidade, apoio e confiança depositados, fundamentais para que os objetivos deste trabalho fossem alcançados.

Ao Prof. Marcelo Lucas pela orientação, ensinamentos, apoio e incentivo na realização deste trabalho.

Ao Engenheiro Jéveson Batista dos Santos, por ter me incentivado e pelas sugestões no decorrer do trabalho.

A todos os colegas do Laboratório Físico e Metalográfico da ArcelorMittal Cariacica, em especial ao Supervisor, Rosan Fernandes Lima, e ao colega Lucas Wolkartte pela dedicação nos ensaios realizados. E à colega Luciana Xavier, técnica do Laboratório do Centro de Pesquisas da ArcelorMittal, pelo apoio na realização de ensaios.

Aos colegas de Produção da Laminação Linha Leve e da Manutenção pelo apoio nos desenvolvimentos industriais relativos a esse trabalho.

À minha família, em especial aos meus pais, Lúcia Helena Vilarinho Ramos e Rogério do Nascimento Ramos, à minha irmã Claudia Vilarinho Ramos, por todo o apoio incondicional em todos os momentos da minha vida e pelo exemplo que vocês são para mim de vida, de amor, de superação, de dignidade e de ética.

Ao meu marido, Pedro Augusto de Carvalho Filho, por todo o amor, apoio, compreensão e incentivo para alcançar meus objetivos. Ao seu lado tudo fica mais simples e melhor. Muito obrigada. Te amo muito.

RESUMO

Os parâmetros de processo e a composição química influenciam significativamente a cinética de recristalização dos aços durante e após a deformação na laminação a quente. Consequentemente, o tamanho de grão austenítico varia em função dos mecanismos de amaciamento que ocorrem no passe ou entre passes. O objetivo deste trabalho é desenvolver um modelo matemático capaz de prever a evolução microestrutural da austenita, a transformação de fase da austenita em ferrita e perlita após o resfriamento e as propriedades mecânicas de uma barra redonda laminada a quente de aço ao carbono, considerando as equações consagradas na literatura e dados industriais de processo. Como dados de entrada do modelo matemático, foram utilizados os parâmetros de processo da laminação, tais como temperatura, deformação, taxa de deformação e tempo entre passes, e a composição química das corridas produzidas na aciaria do aço SAE 1020. Os resultados calculados pelo modelo apresentaram boa concordância com os resultados medidos nas amostras, com diferença percentual de 3,34% para limite de escoamento e 2,14% para limite de resistência. O modelo também se mostrou adequado para previsão do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação e do tamanho de grão ferrítico após a transformação de fase, comparando-se os resultados calculados com os resultados medidos nas amostras retiradas na linha de laminação. A utilização deste modelo pode levar à redução de custos com ensaios de tração e atender à demanda crescente dos clientes pelas propriedades mecânicas nos certificados de qualidade.

Palavras-chave: Laminação a Quente. Modelo Matemático. Barra Redonda. Aços carbono. Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

Process parameters and chemical composition have a great influence on the recrystallization kinetics during hot rolling. As a consequence, austenitic grain refinement is strongly dependent on the softening mechanism that occurs during deformation or during the interpass time. The objective of this study is to develop a mathematical model capable of predicting austenite grain size evolution, phase transformation and the mechanical properties of a hot-rolled carbon steel round bar, considering equations published in literature and industrial data. Process parameters, such as temperature, strain, strain rate and interpass time, as well as chemical composition of SAE 1020 steel were the inputs of the model. The results predicted from the model showed good agreement with the industrial trials. The mean error was 3.34% for yield strength and 2.14% for tensile strength. The model also showed to be suitable for predicting grain size evolution and ferritic grain size, as compared to actual grain size measurements in the specimens. The use of this model can lead to considerable reductions of tensile tests which evaluate customer's demand for the mechanical properties on quality certificates.

Keywords: Hot Rolling. Mathematical Model. Round Bars. Carbon Steel. Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Barras redondas mecânicas e exemplos de produtos fabricados a partir delas. 19
Figura 2 – Moderno Laminador de Barras de alta produtividade.....24
Figura 3 – Exemplo de sequência de passes típica na laminação de barras e fio-máquina. 25
Figura 4 – Exemplos de canais mais usados nos passes de desbaste, intermediário e acabador. 26
Figura 5 – Princípios e principais variáveis envolvidos no modelamento matemático da laminação a quente.....26
Figura 6 – Zonas e subdivisões na laminação. 29
Figura 7 – Modos de transferência de calor na laminação. 30
Figura 8 – Parâmetros da zona de deformação. 31
Figura 9 – Métodos para determinação das seções retangulares equivalentes em passes ovais e redondos. (a) Método da relação largura-altura (b) Método da altura máxima (c) Método da largura máxima. 33
Figura 10 – Representação esquemática da deformação considerando as seções retangulares equivalentes antes e após o passe. 34
Figura 11 – Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) e (b) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE e de baixa EDE, respectivamente. (c) e (d) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e de baixa EDE, respectivamente. 39
Figura 12 – Representação esquemática de uma curva tensão-deformação, mostrando a ocorrência de recuperação e recristalização dinâmica. 41
Figura 13 – Recristalização dinâmica durante a deformação a quente para alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação. 42
Figura 14 – Mecanismo de nucleação por formação de colares sucessivos. (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação crítica é superada; (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) terceira etapa, idem a

segunda; (e) quarta etapa corresponde ao estado estacionário (steady state). 42
Figura 15 – Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. 44
Figura 16 – Curvas esquemáticas tensão-deformação mostrando os fenômenos de recristalização a altas temperaturas nos aços como função das variáveis de processo. 47
Figura 17 – Comparação entre tamanhos de grãos recristalizados dinamicamente e metadinamicamente como função de Z. 51
Figura 18 – Comportamento do crescimento de grão austenítico após recristalização completa estática (RE) ou metadinâmica (RMD). A transição de segunda ordem para sétima ordem ocorre em 1s. 54
Figura 19 – Variação do tamanho de grão ferrítico com o Ceq para aços C-Mn com diferentes tamanhos de grãos austeníticos finais. 56
Figura 20 – Fluxo esquemático do processo na Aciaria da ArcelorMittal Cariacica. .61
Figura 21 – Fluxo da laminação na Linha Leve da ArcelorMittal Cariacica. 62
Figura 22 – Montagem dos cilindros da cadeira 1 na Linha Leve. 63
Figura 23 – Sequência de passes intermediários no 1º continuo. (a) Luz ou gap (distância entre os cilindros de laminação). (b) Barra na entrada do passe. (c) Barra na saída do passe. 64
Figura 24 – Sequência de passes acabadores no 2º contínuo 65
Figura 25 – Determinação do tempo entre passes através do IBA. 67
Figura 26 – Máquina de corte de amostras – COR 40. 69
Figura 27 – a) Amostras de tarugo preparadas e identificadas. b) Aquecimento das amostras em forno mufla. 70
Figura 28 – Amostras dos passes da laminação da BRM ¾”. 70
Figura 29 – Ensaio de tração nas amostras de barra redonda mecânica. 71
Figura 30 – Fluxograma do modelo matemático. 73
Figura 31 – a) Temperatura medida no passe 1. b) Temperatura medida no passe 7. Câmera termográfica FLIR 650, emissividade de 0,85. 74
Figura 32 – a) Micrografia da amostra de tarugo antes do reaquecimento, mostrando a estrutura bruta de solidificação. Ataque Nital 3%. b) Grãos da amostra de tarugo após reaquecimento a 1095ºC e têmpera em água. Ataque Teepol. 75

Figura 33 – Comparação entre tamanho de grão austenítico calculado pelo modelo e medido nas amostras. 77
Figura 34 – a) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 5. b) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 9. c) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 11. d) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 12. e) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 13. f) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 15. Ataque Teepol. 200x. 78
Figura 35 – Deformações verdadeiras nos passes calculadas através das diferentes equações disponíveis na literatura. 79
Figura 36 – Comparação do tamanho de grão austenítico ao final de cada passe para as diferentes equações de deformações verdadeiras encontradas na literatura. 80
Figura 37 – Resultados de tamanho de grão ferrítico final calculados pelo modelo e medidos nas amostras. 81
Figura 38 – Microestrutura da barra redonda ¾” aço SAE 1020. Ataque Nital 3%. Aumento 100x. Imagem original à esquerda e imagem processada pelo software Leica à direita. 81
Figura 39 – Comparação do tamanho de grão ferrítico calculado pelo modelo matemático e o esperado na literatura. 82
Figura 40 – Resultados de Limite de Escoamento (LE) calculados pelo modelo e medidos nas amostras. 83
Figura 41 – Resultados de Limite de Resistência (LR) calculados pelo modelo e medidos nas amostras. 83
Figura 42 – Resultado de alongamento percentual das amostras ensaiadas. 85

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Equações que descrevem a cinética de recristalização estática (RE) dos aços ao carbono. 49
Tabela 2 – Equações que descrevem a cinética de recristalização metadinâmica (RMD) dos aços ao carbono. 50
Tabela 3 – Equações disponíveis na literatura para cálculo de tamanhos de grãos austeníticos recristalizados estaticamente ou metadinamicamente. 52
Tabela 4 – Equações que descrevem o tamanho de grão final da austenita após crescimento de grão para aços C-Mn, em função do tempo entre passes (tep) e tipo de recristalização. 53
Tabela 5 – Equações para cálculo do tamanho de grão ferrítico após transformação de fase para aços C-Mn. 57
Tabela 6 – Composição química das corridas utilizadas no estudo e tolerâncias especificadas para aço SAE 1020 (% massa). 63
Tabela 7 – Dados dos passes 66
Tabela 8 – Cálculo da temperatura dos passes 68
Tabela 9 – Amostragens e ensaios realizados 72
Tabela 10 – Parâmetros de processo (temperatura – T, taxa de deformação - ε, deformação - ε e tempo entre passes – tep), na laminação a quente de BRM ¾" SAE 1020 74
Tabela 11 – Evolução do tamanho de grão austenítico na laminação de Barra Redonda Mecânica de 3/4" SAE 1020. 75
Tabela 12 – Resumo das equações utilizadas neste trabalho. 84

LISTA DE SÍMBOLOS

$\Delta T_{radiação}$ – Variação de temperatura por radiação

e_m – Emissividade

φ – Constante de radiação de corpos negros

T_i – Temperatura absoluta na entrada do passe

T_{am} – Temperatura ambiente

t_i – Tempo de duração do passe

A – área da seção transversal

ΔT_{total} – Variação de temperatura total no passe

t_{ep} – Tempo entre passes

h_i – Altura do esboço na entrada do passe

$\Delta T_{deformação}$ – Variação de temperatura por deformação

$\dot{m}$ – fluxo de massa

c_p – calor específico do material

T – temperatura absoluta do material ou do espaço reticulado

$\Delta T_{condução}$ – Variação de temperatura por condução

H_r – Coeficiente de transferência de calor por condução do esboço para o cilindro

T_s – Temperatura absoluta da superfície

T_r – Temperatura absoluta do cilindro

$\Delta T_{radiação+convecção}$ – Variação de temperatura por radiação e convecção

H_C – Coeficiente de transferência de calor por convecção do esboço para o ar

a – Constante

Δh – Redução absoluta de altura

h_1 – Altura na entrada no passe

h_2 – Altura na saída do passe

Δr – Redução relativa de altura

ΔRA – Redução percentual de altura

ΔA – Redução de área

ΔAr – Redução relativa de área

ΔAR – Redução percentual de área

A_1 – Área da seção transversal na entrada do passe

A_2 – Área da seção transversal na saída do passe

ε – Redução real de altura ou deformação verdadeira

h_{m1} – Altura média do material na entrada do passe

h_{m2} – Altura média do material na saída do passe

ε_1, ε_2, ε_3 – Deformação em cada eixo principal

B_{m1} – Largura média do material na entrada do passe

B_{m2} – Largura média do material na saída do passe

$\dot{\varepsilon}$ – Taxa de deformação no passe

t_c – Tempo de contato da barra com o canal

L – Comprimento do arco de contato

V_t – Velocidade tangencial do cilindro

D_t – Diâmetro de trabalho do cilindro

D_n – Diâmetro nominal do cilindro

s - Luz ou gap entre cilindros

R_t – Raio de trabalho do cilindro

ω – rotação dos cilindros

ε_c – Deformação crítica

ε_p – Deformação de pico

d_0 – Tamanho de grão inicial

Z – Parâmetro de Zener-Hollomon

Q – Energia de ativação para deformação

R – Constante universal dos gases

σ – Tensão de escoamento a alta temperatura

σ_{ss} – Tensão de escoamento no estado estacionário

ε_{ss} – Deformação no estado estacionário

σ_c – Tensão de escoamento crítica

σ_p – Tensão de escoamento de pico

RE – Recristalização estática

RD – Recristalização dinâmica

RMD – Recristalização metadinâmica

X – Fração recristalizada no passe

$t_{0,5}$ – tempo para 50% de recristalização

k – constante expoente de Avrami

F, p, q, u – constantes dependentes do material

Q_{RE} – Energia de ativação para recristalização estática

g, b – constantes

Q_{RMD} – Energia de ativação para recristalização metadinâmica

d_{RE} – Tamanho de grão recristalizado estaticamente

D, v, z – constantes

d_{RMD} – Tamanho de grão recristalizado metadinamicamente

E, j – constantes

d – Tamanho de grão final após um determinado passe, que será o tamanho de grão inicial no próximo passe

d_{REC} – Tamanho de grão recristalizado no passe

t_{cg} – tempo para crescimento de grão

k_s, m – constantes dependentes do material e do processo

Q_{cg} – Energia de ativação para crescimento de grão

ε_i – Deformação aplicada no passe

ε_a – Deformação acumulada no passe

C_{eq} – Carbono equivalente

α – Ferrita

γ – Austenita

$d_{\alpha 0}$ – Tamanho de grão ferrítico após transformação de fase γ → α

β_0, β_1, β_2, β_3, β_4, β_5 – constantes dependentes da composição química do material

$\dot{T}$ – Taxa de resfriamento

d_α – Tamanho de grão ferrítico final

ε_r – Deformação residual

LE – Limite de Escoamento

LR – Limite de Resistência

σ_p – Endurecimento por precipitação

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 18
2 OBJETIVOS 22
2.1 OBJETIVO GERAL 22
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS 22
3 REVISÃO DE LITERATURA 23
3.1 PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE BARRAS REDONDAS 23
3.2 PRINCIPAIS PARÂMETROS DE PROCESSO DA LAMINAÇÃO NO MODELAMENTO MATEMÁTICO 26
3.2.1 Cálculo da temperatura de laminação 27
3.2.2 Cálculo da deformação 30
3.2.3 Cálculo da taxa de deformação 36
3.3 MODELO DE EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DA AUSTENITA 38
3.3.1 Recuperação e Recristalização Dinâmica (RD) 38
3.3.2 Recristalização Metadinâmica (RMD) 43
3.3.3 Recuperação e Recristalização Estática (RE) 44
3.3.4 Determinação do tipo de recristalização no passe 45
3.3.5 Cinética da recristalização 47
3.3.6 Tamanho de grão austenítico recristalizado 50
3.3.7 Crescimento de grão 52
3.3.8 Recristalização parcial 55
3.4 MODELO DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE 55
3.5 MODELO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS 58
4 METODOLOGIA 60
4.1 PROCESSO DE PRODUÇÃO 60
4.1.1 Aciaria 60
4.1.2 Laminação Linha Leve 61
4.2 MATERIAIS 62
4.3 MÉTODOS 63
4.3.1 Sequência de passes na laminação da barra redonda 63
4.3.2 Coleta de dados e parâmetros do processo 65
4.3.3 Coleta de amostras na linha de laminação 68
4.3.4 Ensaios metalográficos 69
4.3.5 Ensaios de tração 71
4.4 FLUXOGRAMA DA ROTINA DE CÁLCULO 72
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO 74

6 CONCLUSÃO 86
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 87
REFERÊNCIAS 88

1 INTRODUÇÃO

Desenvolvimentos de modelos matemáticos com o objetivo de simular a evolução microestrutural dos aços nos processos de conformação mecânica vêm sendo objetos de estudo por muitos autores há várias décadas e em diversos países do mundo. Existem modelos desenvolvidos para laminação a quente de chapas, barras, fios-máquina, tiras e perfis. Estes modelos baseiam-se na metalurgia física e revelaram que é possível conhecer os eventos metalúrgicos e acompanhar a evolução microestrutural que ocorrem durante o processo de laminação em escala microscópica como uma função de mudanças de processo macroscópicas (HODGSON; GIBBS, 1992). Logo, determinar variáveis, que não podem ou são extremamente difíceis de serem obtidas como tamanho de grão austenítico após um determinado passe de laminação se torna possível através do modelamento matemático, e consequentemente outras variáveis podem também ser estimadas, como a carga de laminação, o tamanho de grão ferrítico e as propriedades mecânicas do produto laminado (KWON, 1992).

Um dos principais objetivos do processamento termomecânico dos aços ao carbono e dos aços microligados é refinar o tamanho de grão, devido a sua influência significativa nas propriedades mecânicas, ou seja, no limite de escoamento, no limite de resistência, na ductilidade, e na resposta ao tratamento térmico (SILVÉRIO, 2008).

A interação das condições de processamento durante a conformação, como deformação, taxa de deformação e temperatura, com as considerações metalúrgicas de transformação de fase, precipitação, recristalização e crescimento de grão determina as propriedades finais do produto (DIETER, 1988). Por esta razão, a otimização das propriedades mecânicas através de um apropriado tratamento termomecânico é motivo de pesquisas e desenvolvimentos desde a década de 90.

A demanda de clientes da usina da ArcelorMittal, localizada em Cariacica, no estado do Espírito Santo, pelos resultados de propriedades mecânicas das barras redondas laminadas tem aumentado consideravelmente, devido à aplicação final em

construção mecânica, principalmente como elementos de fixação: parafusos, porcas e arruelas. Esses materiais são normalmente fabricados em aços ao carbono que variam desde aço de baixo carbono até aços de médio e alto carbono, de acordo com as exigências do produto final (CHIAVERINI, 2008). Exemplos de produtos fabricados a partir de barras redondas mecânicas são mostrados na Figura 1.

Figura 1 – Barras redondas mecânicas e exemplos de produtos fabricados a partir delas.

Fonte: ArcelorMittal (acesso em 08/10/2017).

A norma dos aços SAE J403, comumente laminados em barras redondas mecânicas, não especifica valores mínimos das propriedades mecânicas a serem atingidos por ensaio de tração. E, por este motivo, normalmente este ensaio não é realizado nestes produtos. Consequentemente, não é possível obter equações para os limites de escoamento e resistência através de regressão linear ou modelos estatísticos, devido à falta de um banco de dados com os resultados dos ensaios de tração para diferentes bitolas e aços laminados nestas especificações na ArcelorMittal Cariacica.

Neste sentido, o uso de um modelo matemático a partir de equações disponíveis na literatura, que levam em consideração os fenômenos metalúrgicos, que ocorrem no processo de laminação a quente se torna uma ferramenta interessante para atender às necessidades dos clientes e, por outro lado, não onerar a usina com ensaios de tração. Para a aplicação do modelo matemático, com o intuito de simular a evolução microestrutural e prever as propriedades mecânicas finais do produto é necessário

conhecer os parâmetros de processo da laminação a quente e a composição química do aço.
Outras vantagens também podem ser obtidas através do modelamento matemático, conforme destacado por Siciliano (1999):

- Redução do número de experiências na produção: esta é a principal vantagem, pois a perda de tempo na produção, para a realização de testes, e a possibilidade de geração de altas quantidades de sucata, oriundas de experiências mal sucedidas, justificam o uso de simulações e modelos;

- Previsão de variáveis que não podem ser medidas: um parâmetro simples e importante é a temperatura interna do aço durante a laminação. Em alguns processos, existe uma grande diferença entre a temperatura interna no centro do material e a temperatura medida através de pirômetros óticos. Outro exemplo é a avaliação microestrutural durante a laminação: tamanho de grão austenítico, início de precipitação, crescimento de grão, e outros que não podem ser medidos, mas podem ser avaliados com o suporte de um modelo matemático;

- Avaliação da interação entre diferentes variáveis do processo termomecânico: na laminação ocorrem importantes interações dos fenômenos térmicos, mecânicos e microestruturais. O uso do modelamento permite a possibilidade de estudar mais de um parâmetro ao mesmo tempo;

- Controle de processo baseado no modelo: a utilização de sistemas de controle de processos *online* baseados no modelamento proporciona maior flexibilidade e ganhos de desempenho. Também é possível utilizar o modelamento em simulações *offline*;

- Baixo custo de pesquisa: quando métodos numéricos simples são empregados, os custos são praticamente desprezíveis, pois mesmo ao associar ensaios mecânicos, os custos são bem mais baixos quando comparados às experiências na linha de produção. A flexibilidade da simulação e modelamento permite a geração de grande quantidade de dados, sem incorrer em custos apreciáveis.

De acordo com Gorni (2005), há ainda outros benefícios consideráveis com a utilização de modelos matemáticos para controle de processo da laminação, que são: otimização da operação do equipamento, menores índices de sucateamento e desvios de produtos para qualidades inferiores, maior disponibilidade de equipamento, maior economia de combustíveis e insumos.

Dos diversos tipos de modelos empregados no processamento termomecânico, destacam-se o modelo de temperaturas, o modelo de forças de laminação, o modelo de evolução microestrutural da austenita, o modelo de transformação de fase e o modelo de propriedades mecânicas (PADILHA; SICILIANO, 2005). Sendo que os três últimos modelos citados são submodelos do modelo metalúrgico, e incluem numerosas relações metalúrgicas que esclarecem a evolução microestrutural e a relação estrutura-propriedades (KWON, 1992).

Sabe-se, no entanto, que uma das principais dificuldades encontradas no modelamento da laminação a quente é a escolha das equações que descrevem os fenômenos metalúrgicos envolvidos no processo, como a deformação crítica, o tempo para 50% de recristalização, o tamanho de grão austenítico recristalizado, o início da precipitação e o crescimento de grão, dada a probabilidade de se obter diferenças significativas, uma vez que estas equações foram desenvolvidas de maneira empírica ou semi-empírica. Na laminação de aços baixo carbono existe certo consenso entre os diversos pesquisadores quanto às equações a serem utilizadas. De qualquer maneira, sabe-se também que uma simples mudança de composição química pode levar ao insucesso do modelo (PADILHA; SILICIANO, 2005).

Com isto, o presente trabalho, através do estudo das equações e modelos existentes, propõe um modelo matemático apropriado para o processamento termomecânico de um aço C-Mn no laminador de barras e perfis leves da ArcelorMittal Cariacica. Ao final desta pesquisa, espera-se obter uma ferramenta de simulação e predição *offline*, que permitirá otimizar parâmetros de processo e ensaios mecânicos.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Desenvolver um modelo matemático capaz de realizar a previsão das propriedades mecânicas, em termos de limite de escoamento e limite de resistência, das barras redondas mecânicas de aço ao carbono laminadas a quente, considerando dados industriais de processo e equações consagradas na literatura.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Desenvolver um modelo térmico capaz de estimar a temperatura de entrada em cada passe de laminação;

- Desenvolver um modelo de evolução do tamanho de grão austenítico durante a laminação a quente de barras redondas;

- Desenvolver um modelo de transformação de fase durante o resfriamento do material no leito;

3 REVISÃO DE LITERATURA

3.1 PROCESSO DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE BARRAS REDONDAS

A laminação é um processo de deformação plástica que ocorre através da passagem do metal entre dois cilindros girando em sentidos contrários. Este método de laminação é o mais frequentemente empregado e responde por cerca de 90% de toda a produção por meio de laminação. Além da mudança na forma, o metal passa por mudanças estruturais, que resultam em uma variação de propriedades físicas, tais como mudanças devido à heterogeneidade do tarugo e mudanças de estrutura e propriedades devido ao trabalho a quente ou a frio do metal (WUSATOWSKI, 1969).

De acordo com Lee (2004), basicamente, o processo de laminação a quente se inicia com o reaquecimento dos tarugos, usualmente de seção quadrada no forno. Após estarem com a temperatura adequada e homogênea, os tarugos são desenfornados e passam pelo descarepador para retirada da carepa formada no aquecimento. Em seguida, são deformados entre os cilindros do laminador desbastador. Ao sair do desbastador, ocorre uma queda da temperatura das extremidades inicial e final do material, que é prejudicial à laminação no trem intermediário, levando ao descarte da cabeça e da cauda da barra através de corte por tesoura rotativa. No laminador de barras redondas da Nippon Steel Corporation descrito por Lee (2004), existem mais duas tesouras rotativas localizadas após o trem intermediário e antes do laminador acabador para descarte das extremidades frias. Nem sempre esta é a realidade de todos os laminadores, especialmente dos mais antigos. Finalmente, após o último passe de laminação, o material encontra-se com as dimensões almejadas e é destinado ao resfriamento.

O processo de laminação a quente de barras redondas atualmente encontra-se bastante modernizado quando comparado aos primórdios em que o trem de laminação consistia de apenas quatro ou cinco cadeiras acionadas por um único motor, controlado manualmente por operários providos de tenazes, e com baixas velocidades e alto custo de produção (LEE, 2004). Os novos laminadores são projetados com cadeiras desbastadoras independentes e em linha proporcionando maior velocidade de laminação e produção, conforme ilustrado na Figura 2.

Figura 2 – Moderno Laminador de Barras de alta produtividade.

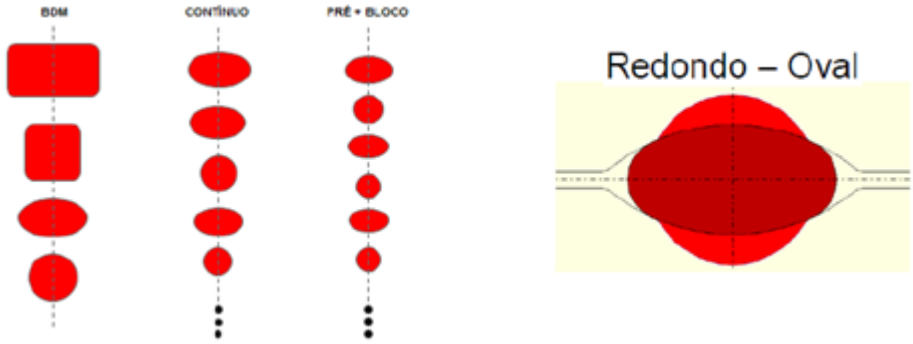
Fonte: Danieli Morgardshammar (Acesso em 08/10/2017).

Na laminação de barras e perfis, a seção transversal do metal é reduzida em duas direções. No entanto, assim como na laminação de chapas e tiras, a compressão ocorre em apenas uma direção, e para isto no passe seguinte, o metal ou a cadeira é girado a 90º para que ocorra a deformação na outra direção. Uma vez que o metal alarga muito mais na laminação a quente de barras do que na laminação a frio de tiras, uma importante atenção deve ser dada ao esquema de passes de barras e perfis para fornecer condições adequadas para o alargamento. Um método típico para reduzir um tarugo quadrado numa barra redonda é alternar passes através de canais ovais e redondos. Como os diferentes tipos de aços possuem alargamentos diferentes, nem sempre é possível utilizar o mesmo jogo de cilindros de laminação. Além disso, a maioria dos laminadores de barras redondas é equipada com guias para direcionar o material para dentro dos canais (DIETER, 1988).

Este conjunto de deformações intermediárias com o objetivo de distribuir a deformação total desejada no material é chamado de calibração. Para definir uma sequência de calibração ideal para cada tipo de produto devem ser considerados a produtividade, a qualidade, as solicitações e os esforços, as operações complementares como guiagem e manuseio, tipo de mecanização, além dos custos (CODA, 2005). A figura 3 ilustra uma sequência de passes típicos na laminação de barras e fio-máquinas.

Na laminação de barras redondas é levado em conta o grau de redução de área de no mínimo 6 vezes, com o objetivo de se obter maior homogeneidade na deformação da seção transversal (SILVÉRIO, 2008).

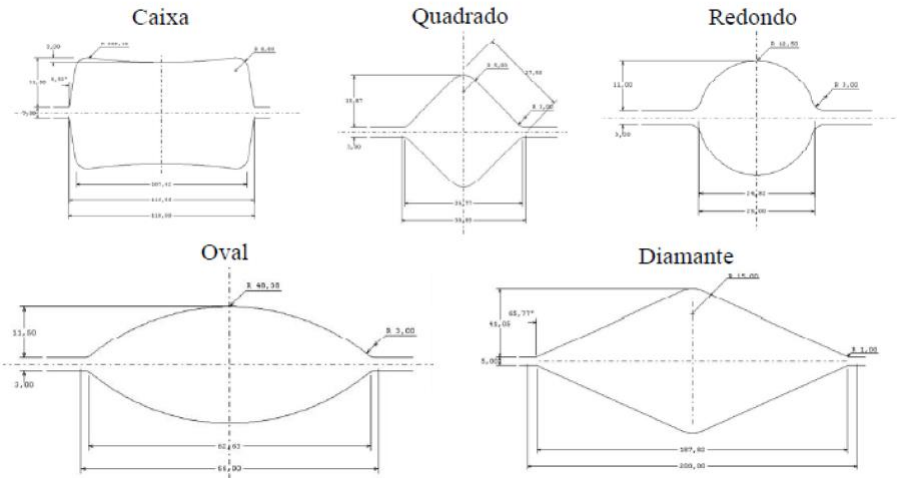
Figura 3 – Exemplo de sequência de passes típica na laminação de barras e fio-máquina.



Fonte: OLIVEIRA (2016).

Essas sequências de calibração correspondem aos diferentes conjuntos de passes de laminação, que possuem forma geométrica, potencial de deformação e características de aplicação específicas (BUENO, 2012). Nos passes de desbaste recomendam-se canais que trabalhem bem com grandes seções como chatos e diamantes, por serem objetivadas reduções de área médias. A principal função é reduzir a área da matéria-prima, refinando e compactando a estrutura bruta de fusão. Para passes intermediários são aconselhados sequências com grande capacidade de redução de área, tais como quadrado-oval-quadrado ou ovais suecos em seções maiores. Nestes passes, objetiva-se a preparação progressiva da forma e dimensões do material para obtenção do produto final. E finalmente, nos passes acabadores, onde são necessárias maior precisão dimensional e maior qualidade superficial, são indicados os passes redondo–oval-redondo, buscando-se reduções mais leves (CODA, 2005). A Figura 4 mostra alguns exemplos de canais utilizados nas sequências de calibração na laminação de aços longos.

Figura 4 – Exemplos de canais mais usados nos passes de desbaste, intermediário e acabador.

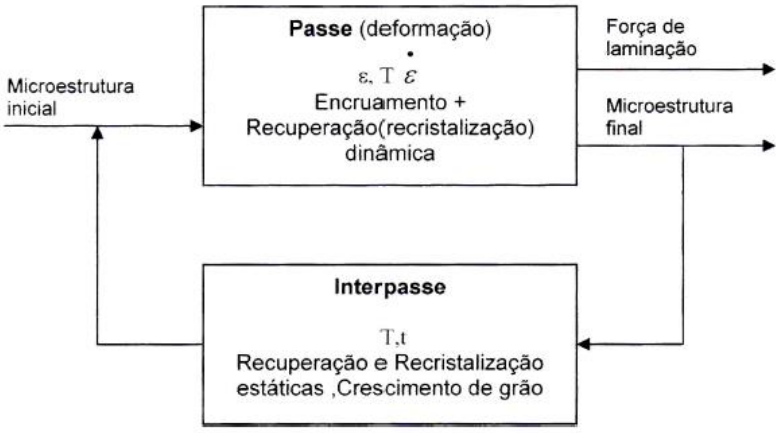


Fonte: BUENO (2012).

3.2 PRINCIPAIS PARÂMETROS DE PROCESSO DA LAMINAÇÃO NO MODELAMENTO MATEMÁTICO

Os principais parâmetros do processo de laminação de aços que devem ser considerados no modelamento matemático são mostrados na Figura 5. Observa-se a importância da microestrutura, deformação, temperatura, taxa de deformação e tempo entre passes na evolução microestrutural durante a laminação (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Figura 5 – Princípios e principais variáveis envolvidos no modelamento matemático da laminação a quente.



Fonte: PADILHA ; SICILIANO (2005).

3.2.1 Cálculo da temperatura de laminação

Para definir uma sequência de passes de laminação, devem-se determinar também as temperaturas de laminação, o que nem sempre é fácil de estabelecer corretamente. Na prática, a temperatura do material ao ser retirado do forno de reaquecimento é usualmente conhecida. Assim, sabendo-se o tempo que leva do forno até o primeiro passe de laminação, quando a temperatura do metal no primeiro passe pode ser determinada ou medida diretamente, a temperatura do esboço nos passes seguintes é prevista a partir da experiência, devido à falta de tempo e da posição das guias de laminação impedir uma medição precisa (WUSATOWSKI, 1969).

Os fatores que afetam o resfriamento do material durante a laminação incluem perdas térmicas por radiação, convecção e condução, além de perdas térmicas resultantes da formação de carepa e descarepação, e aumento de temperatura devido à conversão parcial da deformação plástica em calor. Se a maioria desses fatores é desprezada e somente a radiação é considerada, então a perda térmica pode ser calculada a partir da relação de Stefan-Boltzmann, conforme mostrado na equação 3.1 (WUSATOWSKI, 1969).

$$\Delta T_{radiação} = e_m . \varphi . \left[\left(\frac{T_i}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{am}}{100} \right)^4 \right] . t_i . A \quad (3.1)$$

Onde, e_m é a emissividade de diferentes produtos laminados ($e_m \cong 0,8$), φ é a constante de radiação de corpos negros ($\varphi = 4,96$ kcal/m²hK^4), T_i é a temperatura absoluta do material na entrada do passe (em Kelvin), T_{am} é a temperatura ambiente (em Kelvin), t_i é o tempo do passe, em horas, A é a área da seção transversal, em m².

Outra abordagem para se determinar a temperatura do metal em sucessivos passes e a queda de temperatura durante um ciclo de laminação foi desenvolvida por Tiagunov (1951 apud Wusatowski, 1969). A fórmula empírica de Tiagunov foi baseada na termodinâmica, e validada após análise e comparação dos resultados

experimentais coletados em usinas siderúrgicas soviéticas. A queda da temperatura da tira durante a laminação é devido à: perda por radiação na superfície da tira, perda de calor por convecção para o ar, e perda de calor por condução devido ao contato da tira com os cilindros, com a mesa de rolos ou com a água de resfriamento (WUSATOWSKI, 1969).

Apesar das perdas térmicas, há um ganho de calor durante a laminação devido ao calor gerado pela deformação do metal. Tiagunov, então, realizou ajustes na fórmula usada na termodinâmica, derivando uma fórmula apropriada e unificada envolvendo as trocas térmicas durante a laminação de tiras a quente. O valor resultante da perda de calor por radiação, convecção e condução menos o calor gerado durante a deformação do metal será a queda da temperatura da tira em um dado passe (WUSATOWSKI, 1969). A fórmula de Tiagunov para cálculo da queda de temperatura (ΔT) é dada na equação 3.2.

$$\Delta T_{Total} = \left(\frac{T_i - 400}{16}\right) . \left(\frac{t_{ep}}{h_i}\right) \qquad (3.2)$$

Onde, T_i é a temperatura da tira na entrada do passe, em ºC, t_{ep} é o tempo entre passes, em s, h_i é a altura do esboço na entrada do passe, em mm.

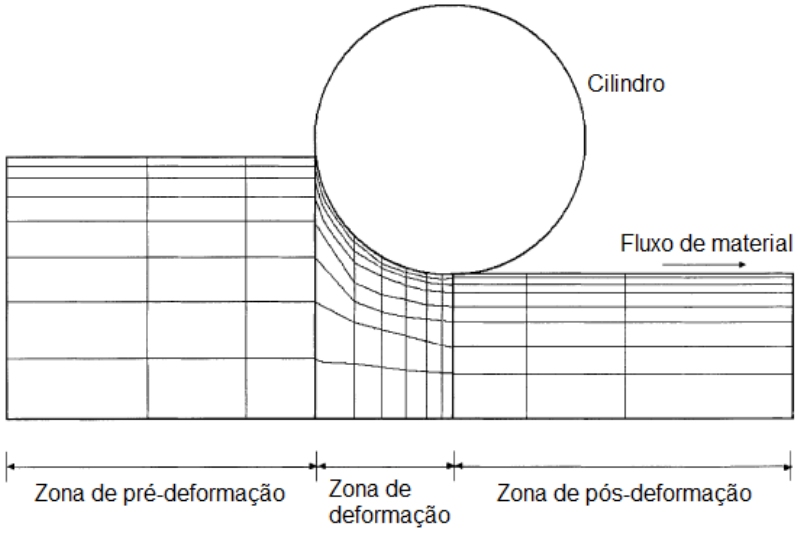
Essa expressão é válida para uma faixa de temperatura de 1400-400ºC.

Pal e Linkens (2002) também propuseram um modelo térmico durante a laminação a quente, através do uso de elementos finitos. No intuito de facilitar o modelamento da distribuição dos fenômenos térmicos citados anteriormente, todo o espaço na direção de laminação foi segmentado em três zonas de deformação, sendo: pré-deformação, deformação e pós-deformação. Cada zona foi subdividida em um número de elementos. A figura 6 apresenta as zonas e suas subdivisões. As seguintes considerações foram feitas para melhor acuracidade do modelo:

- O esboço quente, que é continuo, move-se através do espaço discretizado.
- A espessura do esboço também é discretizada.
- As discretizações foram realizadas usando um fator de redução progressivo.

- A área de maior interesse possui maior número de espaços reticulados.
- Não há gradiente de temperatura ao longo da largura da placa ou do esboço.
- A deformação foi considerada somente nas direções verticais e longitudinais, ou seja, nenhum alargamento foi considerado, e, portanto, considerou-se um estado plano de deformação.

Figura 6 – Zonas e subdivisões na laminação.



Fonte: PAL ; LINKENS (2002).

Além disso, conforme apresentado na figura 7 foram admitidos três modos de transferência de calor, que são: por deformação, ou seja, pelo transporte de massa de um espaço reticulado para outro no sentido da laminação; por condução para os cilindros de laminação; e, por convecção para o ar. As equações 3.3, 3.4 e 3.5 demonstram matematicamente o cálculo para se obter o gradiente de temperatura de cada modo, respectivamente (PAL; LINKENS, 2002).

$$\Delta T_{deformação} = \dot{m}.c_p.T \qquad (3.3)$$

Onde, $\dot{m}$ é o fluxo de massa, c_p é o calor específico e T é a temperatura absoluta do material ou do espaço reticulado.

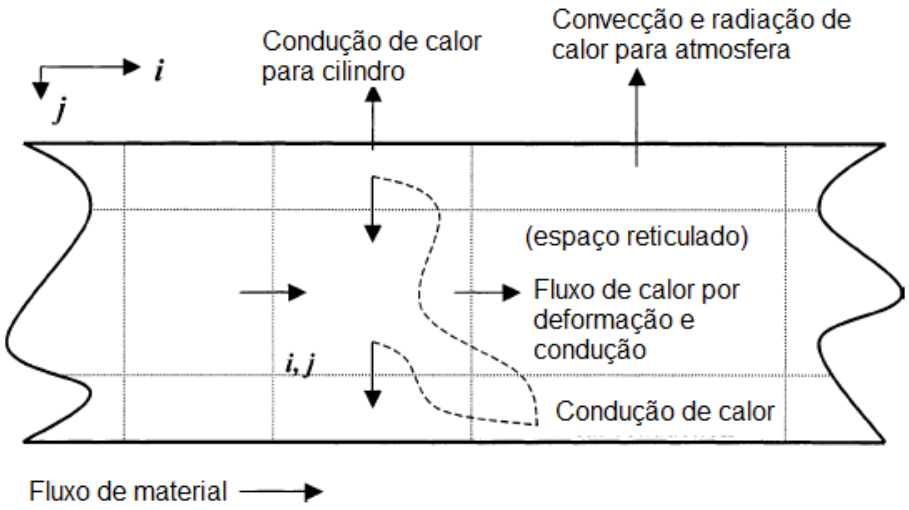
$$\Delta T_{condução} = H_r.(T_s - T_r) \qquad (3.4)$$

Onde, H_r é o coeficiente de transferência de calor por condução do esboço para o cilindro (27 kW/m K), T_s é a temperatura absoluta da superfície da placa (isto é, dos espaços reticulados) e T_r é a temperatura absoluta do cilindro.

$$\Delta T_{radiação+convecção} = e_m.\varphi.(T_s^4 - T_{am}^4) + H_c(T_s - T_{am})^a \quad (3.5)$$

Onde, H_C é o coeficiente de transferência de calor por convecção do esboço para o ar (10 kW/m K), a é uma constante.

Figura 7 – Modos de transferência de calor na laminação.



Fonte: PAL ; LINKENS (2002).

Porém, este tipo de técnica é mais utilizado em experiências de laboratório, sendo pouco utilizada na produção em escala nas unidades industriais.

3.2.2 Cálculo da deformação

Existem algumas maneiras de se referir à deformação que ocorre durante o processo de laminação (BARBOSA, 1987). Supondo-se uma laminação com redução da espessura de h_1 para h_2 (para planos) e de área de A_1 para A_2 (para longos e planos), tem-se as equações 3.6 a 3.13 usadas para descrever

matematicamente a deformação. A figura 8 ilustra os parâmetros na zona de deformação em uma laminação.

Redução absoluta: $\Delta h = h_1 - h_2$ (3.6)

Redução relativa: $\Delta r = \frac{h_1 - h_2}{h_1}$ (3.7)

Redução percentual: $\Delta RA = \left(\frac{h_1 - h_2}{h_1}\right) \times 100$ (3.8)

Redução de área: $\Delta A = A_1 - A_2$ (3.9)

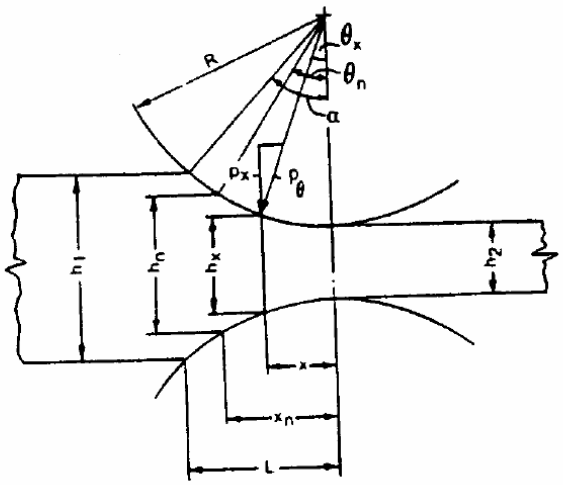
Redução relativa de área: $\Delta Ar = \frac{A_1 - A_2}{A_1}$ (3.10)

Redução percentual de área: $\Delta AR = \left(\frac{A_1 - A_2}{A_1}\right) \times 100$ (3.11)

Deformação real (altura): $\varepsilon = \ln\left(\frac{h_1}{h_2}\right)$ (3.12)

Deformação real (área): $\varepsilon = \ln\left(\frac{A_1}{A_2}\right)$ (3.13)

Figura 8 – Parâmetros da zona de deformação.



Fonte: MACHADO (2005).

De acordo com Machado (2005), na laminação de tiras a quente, a deformação real, também conhecida como efetiva ou verdadeira, do material (ε) deve ser multiplicada pelo critério de Von Mises ($2/\sqrt{3}$), conforme mostrado na equação 3.14.

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{h_1}{h_2}\right) \quad (3.14)$$

Já na laminação de seções não retangulares como barras, fio máquina, perfis, trilhos, etc., é introduzido um termo adicional, que é o de espessura ou altura média (h_m), calculada pela divisão da área da seção transversal (A) pela largura máxima (L) da seção deformada em um passe. O conceito da altura média foi introduzido para manter o princípio do volume constante na laminação (WUSATOWSKI, 1969). Conforme estudado por Lee (1999), Kawai adotando o estado plano de deformação, expressou o cálculo da deformação na laminação de fio máquina, conforme equação 3.15.

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{h_{m1}}{h_{m2}}\right) \tag{3.15}$$

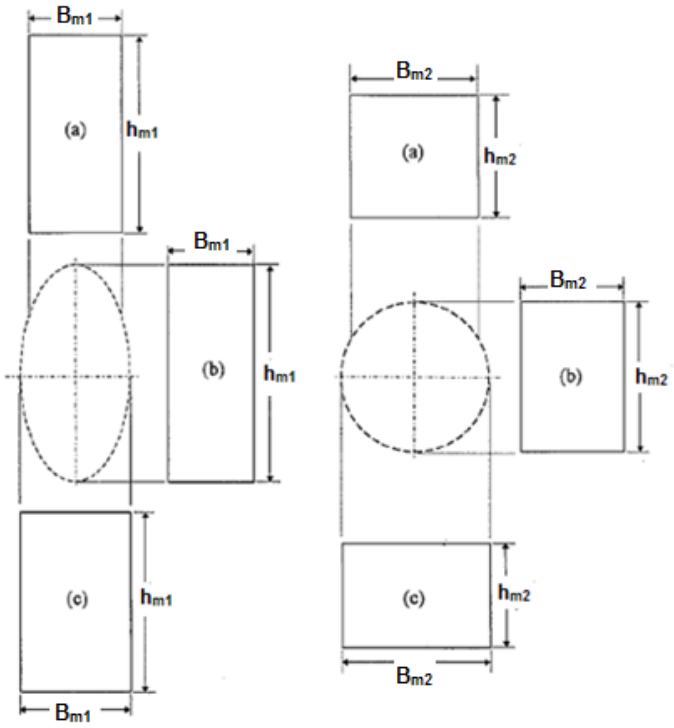
Onde, h_{m1} e h_{m2} são as alturas médias de entrada e saída no passe, respectivamente.

No entanto, de acordo com Lee (1999), este cálculo poderia ser aprimorado do ponto de vista do embasamento matemático da equação. E por isso, propôs um modelo tridimensional. Lee considerou que a deformação em um passe na laminação de barra redonda, é definida como a máxima deformação plástica efetiva no passe, uma vez que a seção transversal do esboço deformado é não retangular. Devido à geometria não retangular, existe uma dificuldade em se formular uma equação para o cálculo da deformação considerando coordenadas cartesianas, e no intuito de superar esta barreira, Lee empregou o método de aproximação pelo retângulo equivalente, que transforma a seção transversal não retangular em uma retangular.

Existem três maneiras possíveis de alcançar este objetivo, enquanto a área da seção transversal líquida é mantida, ou seja, existem três métodos de estabelecer seções retangulares equivalentes: o método da altura máxima, o método da largura máxima e o método da relação largura-altura (LEE, 1999). No caso do método da relação largura-altura, a definição de largura e altura pode ser arbitrária. Por isso, este método foi descartado. O método da altura máxima pode não ser aceitável do ponto de vista da mudança de alargamento do esboço durante a laminação. Quando

as seções transversais são aproximadas em retângulos, o método da altura máxima indiretamente reflete no aumento (ou redução) de largura do esboço na saída, dependendo da mudança de tamanho do esboço na entrada. Enquanto que, o método da largura máxima pode diretamente refletir isso. Portanto, em seu estudo, Lee (1999) utilizou o método da largura máxima para aproximar as seções transversais em retângulos. A figura 9 apresenta esquematicamente os três métodos para se obter seções retangulares equivalentes.

Figura 9 – Métodos para determinação das seções retangulares equivalentes em passes ovais e redondos. (a) Método da relação largura-altura (b) Método da altura máxima (c) Método da largura máxima.

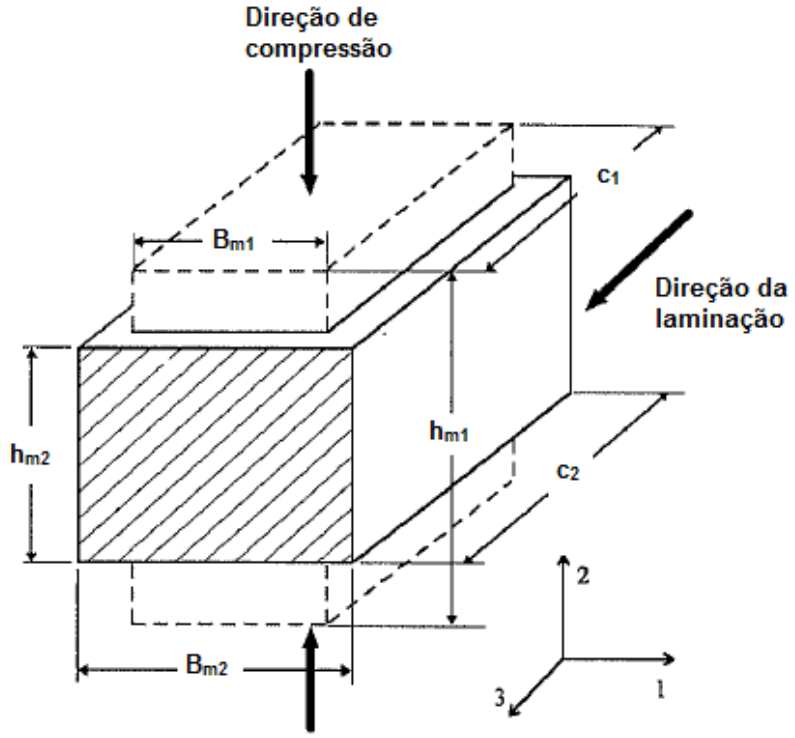


Fonte: LEE (1999).

O próximo passo é calcular a deformação efetiva a partir das seções retangulares transformadas. Segundo Lee (1999), o cálculo deve incluir as mudanças não lineares de redução de altura, alargamento e alongamento do material que é deformado. A hipótese da deformação de seção retangular é assumida para superar este problema. De acordo com esta hipótese, um prisma retangular de metal submetido à mudança de cargas, mantem seus ângulos e lados ortogonais como antes da deformação. Esta simplificação é feita para facilitar a solução de certos

problemas que sem isso seriam difíceis de resolver. O erro resultante desta suposição depende da quantidade de deformação uma vez que a distorção efetiva de lados e ângulos aumenta com a deformação. Deve ser notado que o interesse é focado na deformação global, não na deformação local. A figura 10 representa esquematicamente a deformação nas seções retangulares equivalentes antes e após o passe de laminação.

Figura 10 – Representação esquemática da deformação considerando as seções retangulares equivalentes antes e após o passe.



Fonte: LEE (1999).

Desprezando-se as componentes da deformação elástica e de cisalhamento, a deformação plástica incremental em cada eixo principal pode ser assumida como proporcional, conforme equação 3.16 (LEE; CHOI; HODGSON, 2002).

$$d\varepsilon_1 : d\varepsilon_2 : d\varepsilon_3 = \varepsilon_1 : \varepsilon_2 : \varepsilon_3 \qquad (3.16)$$

Pelo princípio de volume constante,

$$\varepsilon_3 = -\varepsilon_1 - \varepsilon_2 \tag{3.17}$$

Então, a deformação efetiva no passe é expressa por,

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\,\varepsilon_2\left[1+\left(\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}\right)^2+\left(\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}\right)\right]^{\frac{1}{2}} \tag{3.18}$$

onde,

$$\varepsilon_1 = \ln\left(\frac{B_{m1}}{B_{m2}}\right) \tag{3.19}$$

$$\varepsilon_2 = \ln\left(\frac{h_{m1}}{h_{m2}}\right) \tag{3.20}$$

Substituindo as equações 3.19 e 3.20 em 3.21, tem-se que:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\left\{\left[\ln\left(\frac{B_{m1}}{B_{m2}}\right)\right]^2+\left[\ln\left(\frac{h_{m1}}{h_{m2}}\right)\right]^2+\ln\left(\frac{B_{m1}}{B_{m2}}\right)\ln\left(\frac{h_{m1}}{h_{m2}}\right)\right\}^{1/2} \tag{3.21}$$

No entanto, Dong, Zhang e Song (2008), concluíram em seu trabalho que o modelo de Lee apresenta boas razões matemáticas, mas na prática, a aplicação deste modelo não é tão fácil, pois envolve imensos cálculos para definição das alturas e larguras médias de entrada e saída em cada passe.

Além disso, segundo Maccagno, Jonas e Hodgson (1996), as deformações em cada passe são significativamente maiores do que aquelas obtidas simplesmente pelo cálculo da área da seção transversal através das cadeiras de laminação. Isto porque existem dois tipos de deformação “redundante” que são desenvolvidas na laminação de barras e fio máquina. O primeiro tipo está associado às mudanças de geometria tais como quadrado-oval, oval-redondo, e redondo-oval, o que envolve tensões compressivas e de cisalhamento, mesmo quando não há alteração da área líquida da seção transversal. O segundo ocorre devido ao comprimento finito da zona de deformação plástica, que realiza trabalho mesmo na ausência de mudanças geométricas. Isto envolve cisalhamento ou “dobramento” de um elemento do metal quando o fluxo de metal converge na zona de deformação, seguido de cisalhamento ou “desdobramento” quando o metal sai da zona de deformação. O primeiro tipo não

ocorre na laminação de planos ou passes lisos, onde o esboço permanece retangular após a deformação, enquanto que o segundo está sempre presente desde que haja atrito e/ou a zona de deformação seja relativamente curta (MACCAGNO; JONAS; HODGSON, 1996). De acordo com estes pesquisadores, o modelo de cálculo de deformação durante a laminação na usina da BHP foi desenvolvido para calcular as deformações redundantes associadas a cada passe e sua geometria específica. Estas simulações indicaram que as deformações totais por passe (incluindo a deformação real, assim como os dois tipos de deformação redundante descritos anteriormente) são cerca de 1,5 a 2 vezes as deformações reais calculadas em relação a redução real de área nos passes de desbaste e cerca de 2 a 3 vezes nos passes subsequentes. No trabalho publicado por Maccagno, Jonas e Hodgson (1996), para cálculo das deformações nos passes, foi adotado um multiplicador constante de 1,7 vezes a redução real de área nos passes de desbaste e 2,5 vezes a redução real de área nos passes seguintes.

Vale ressaltar que na laminação de chapas e tiras, a equação para cálculo da deformação real é unânime entre os diversos autores que estudaram a evolução microestrutural durante o processo, ao passo que na laminação de barras, perfis e fio máquina, existem diferenças nas equações adotadas por diferentes pesquisadores, o que torna a escolha mais complexa, principalmente pelo menor número de estudos publicados nestes laminadores. De acordo com Gorni (2012) pequenas diferenças no grau de deformação podem ser suficientes para alterar significativamente os fenômenos previstos de restauração e toda a evolução microestrutural ocorrida ao longo do processo.

3.2.3 Cálculo da taxa de deformação

A taxa de deformação na laminação de barras e fio máquina varia ao longo da deformação, ou seja, possui um valor máximo na entrada da barra no canal e decresce ao longo da passagem pelo cilindro, finalmente chegando a zero na saída. Para simplificação dos cálculos, é necessário introduzir uma taxa de deformação média no passe, que é definida como a deformação real aplicada no intervalo de

tempo de contato da barra com o canal, conforme mostrado na equação 3.22 (LEE, 2004).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{t_c} \tag{3.22}$$

Onde, t_c é o intervalo de tempo que a barra mantém contato com o canal, em s.

Este intervalo de tempo de contato pode ser expresso como:

$$t_c = \frac{L}{v_t} \tag{3.23}$$

Onde, L é o comprimento do arco de contato, em m, e, v_t é a velocidade tangencial do cilindro, em m/s.

O comprimento do arco de contato (L) pode ser determinado através da equação 3.24, conforme publicado por Reis (2007).

$$L = \sqrt{\left(\frac{D_t}{2}.\Delta h_m\right)} = \sqrt{\frac{D_t}{2}.(h_{m1}-h_{m2})} \tag{3.24}$$

Sendo que:

$$D_t = D_n + s - h_{m2} \tag{3.25}$$

Onde, D_t é o diâmetro de trabalho do cilindro, em mm; D_n é o diâmetro nominal do cilindro, em mm; s é a luz entre cilindros superior e inferior, em mm; h_{m2} é a altura média de saída do passe, em mm.

O diâmetro de trabalho (D_t) é usado para representar o ponto em que a velocidade periférica do cilindro é igual à velocidade do material (OLIVEIRA, 2016).

A velocidade periférica ou velocidade tangencial (v_t) pode ser obtida através da equação 3.26.

$$v_t = \frac{2\,\pi\,R_t\,\omega}{60} \tag{3.26}$$

Onde, R_t é o raio de trabalho do cilindro, em mm, e ω é a rotação dos cilindros, em rotações por minuto (rpm).

3.3 MODELO DE EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DA AUSTENITA

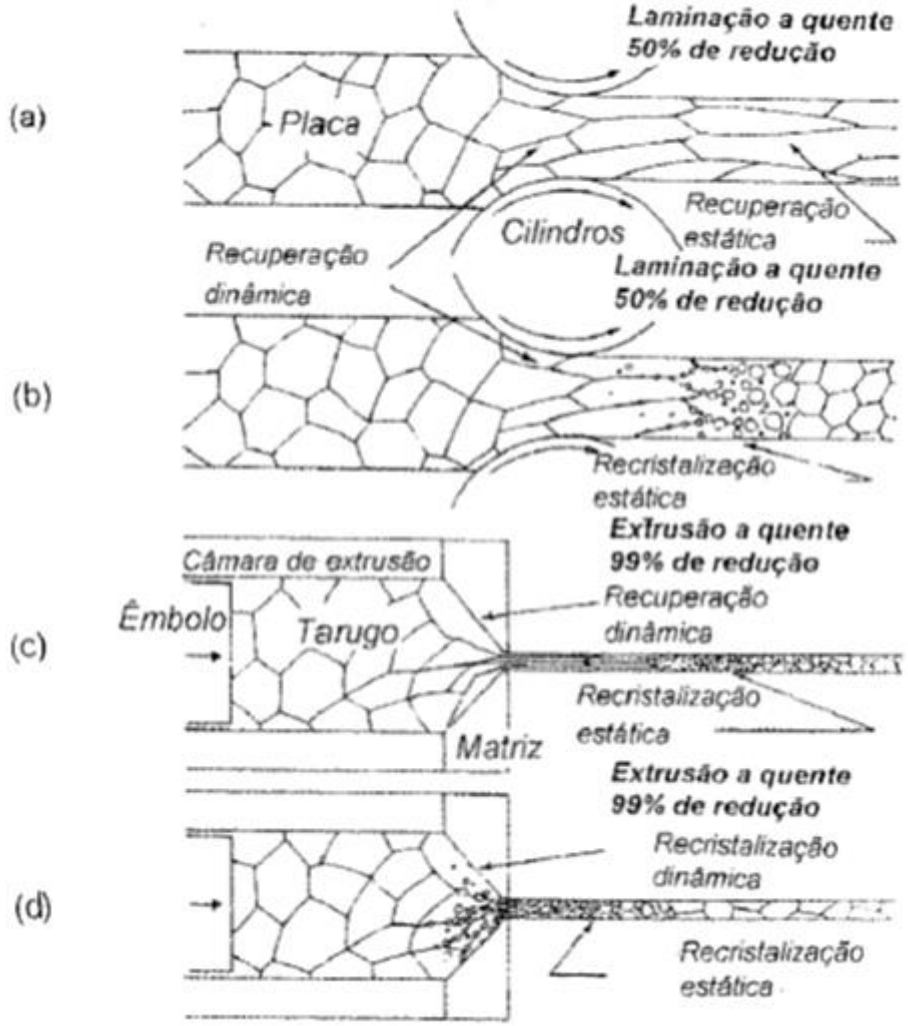
3.3.1 Recuperação e Recristalização Dinâmica (RD)

Pesquisas consideráveis nos últimos anos propiciaram maior entendimento dos mecanismos envolvidos na conformação a quente. O primeiro passo importante é distinguir os processos que ocorrem durante a deformação, chamados de processos dinâmicos, daqueles que acontecem entre intervalos de deformação ou após a aplicação da deformação, chamados de processos estáticos (SICILIANO, 1999).

Os dois processos dinâmicos envolvidos na conformação a quente são a recuperação e a recristalização dinâmica. Esses processos são difíceis de serem observados na microestrutura simultaneamente com a deformação. Dessa forma, a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica podem ser “observadas” indiretamente por curvas tensão-deformação obtidas em ensaios mecânicos a quente como tração, compressão ou torção. Essa técnica de “observação” é chamada de “metalografia mecânica” (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Os fenômenos dinâmicos ocorrem simultaneamente à aplicação da deformação, isto é, quando o material está sob um campo de tensões e geralmente em alta temperatura. A figura 11 mostra esquematicamente os mecanismos de recuperação e recristalização que ocorrem durante e imediatamente após a deformação (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Figura 11 - Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) e (b) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE e de baixa EDE, respectivamente. (c) e (d) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e de baixa EDE, respectivamente.



Fonte: PADILHA ; SICILIANO (2005).

A ocorrência da recristalização dinâmica está relacionada com a energia de defeito de empilhamento (EDE) do metal considerado. Metais com alta EDE apresentam cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e consequentemente, o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, metais com baixa EDE apresentam cinética de recuperação lenta e a quantidade de defeitos cristalinos é mantida sempre alta com a evolução da deformação. Dessa forma, a ocorrência de recristalização dinâmica é mais provável, pois existe potencial termodinâmico suficiente (PADILHA; SICILIANO, 2005).

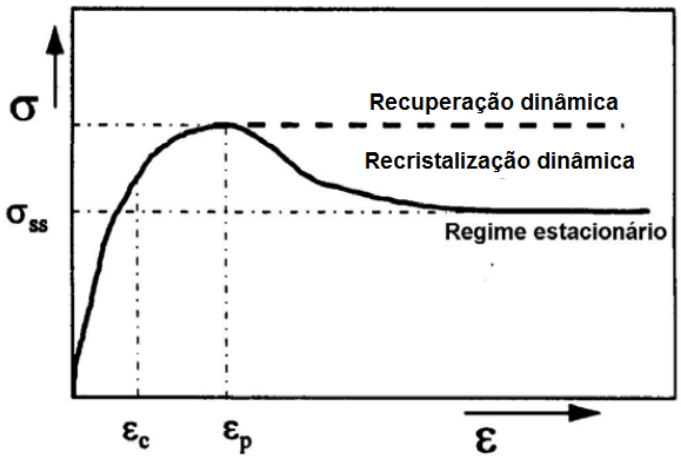
A recuperação dinâmica é o mecanismo básico que leva a aniquilação de pares de discordâncias durante o endurecimento. A temperatura de trabalho na laminação a quente favorece a baixa densidade de discordâncias associadas com a deformação, devido à maior facilidade de escorregamento, empilhamento e deslocamento das discordâncias. Estes mecanismos de deformação resultam em uma microestrutura que consiste de grãos alongados, onde uma estrutura de subgrãos é bem desenvolvida. Embora os grãos sejam alongados e achatados, os subcontornos dentro deles estão sendo continuamente desfeitos e refeitos durante a deformação (DIETER, 1988). Não há movimento de contorno de grão, e por isto, eles mantêm o formato equiaxial. Recuperação dinâmica ocorre em metais de alta EDE, tais como alumínio, ferrita, e na maioria dos metais CCC (DIETER, 1988).

Na recristalização dinâmica, a aniquilação das discordâncias somente ocorre quando a densidade de discordâncias atinge níveis críticos. Como consequência, a taxa de endurecimento por deformação é alta até a recristalização começar. A maior densidade das discordâncias e da tensão de escoamento na recristalização dinâmica favorece o surgimento de trincas internas e formação de cavidades (vazios) durante a deformação. No entanto, uma vez iniciada a recristalização dinâmica, o processo de migração de contorno de grão tende a isolar as cavidades formadas dos contornos de grão estáticos anteriores, evitando, então, que elas vão se unindo até causar uma falha catastrófica. Recristalização dinâmica é o mecanismo de amaciamento predominante na conformação a quente para todos os metais CFC, exceto alumínio (DIETER, 1988). Considerando que a austenita é um metal de baixa ou média EDE, os processos de recuperação (tanto estático quanto dinâmico) podem ser desprezados, ou seja, assume-se que a fração amaciada e a fração recristalizada são numericamente iguais (SICILIANO, 1999).

O surgimento de novos grãos livres de deformação durante a recristalização dinâmica produz uma queda na curva tensão-deformação. A figura 12 mostra comparativamente a ocorrência de recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. O pico de tensão, σ_p, define a deformação de pico, ε_p, e corresponde ao valor máximo que a tensão de escoamento atinge durante a deformação a quente (PADILHA; SICILIANO, 2005). O regime estacionário (“*steady state*”) é definido pela

geração e eliminação simultânea de discordâncias, de modo que o material possa continuar a ser deformado sem que ocorra qualquer aumento ou diminuição na tensão de escoamento, e é representado pela tensão de escoamento no regime estacionário (σ_{ss}) (MACHADO, 2005).

Figura 12 - Representação esquemática de uma curva tensão-deformação, mostrando a ocorrência de recuperação e recristalização dinâmica.

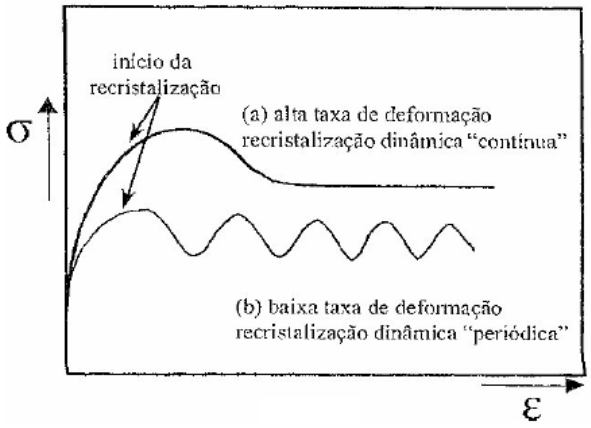


Fonte: MACHADO (2005).

A figura 12 também mostra a deformação mínima para o início de recristalização dinâmica na laminação a quente, que é definida como deformação crítica, ε_c. Para aços ao carbono deformados a quente, o valor da deformação crítica é próximo de 0,80 ε_p. Para aços ao nióbio, a relação ε_c / ε_p é menor, podendo assumir valores de entre 0,67 a 0,86 (SICILIANO; JONAS, 2000).

A velocidade de deformação é um fator importante a ser considerado. Para altas taxas de deformação, a curva tensão-deformação apresenta um pico de tensão correspondente à deformação ε_p, seguido de uma estabilização da tensão à medida que o material se deforma. Para baixas velocidades de deformação, a restauração se dá em ciclos de deformação-recristalização dinâmica com vários picos de tensão que aparecem com certa periodicidade, conforme mostra a figura 13.

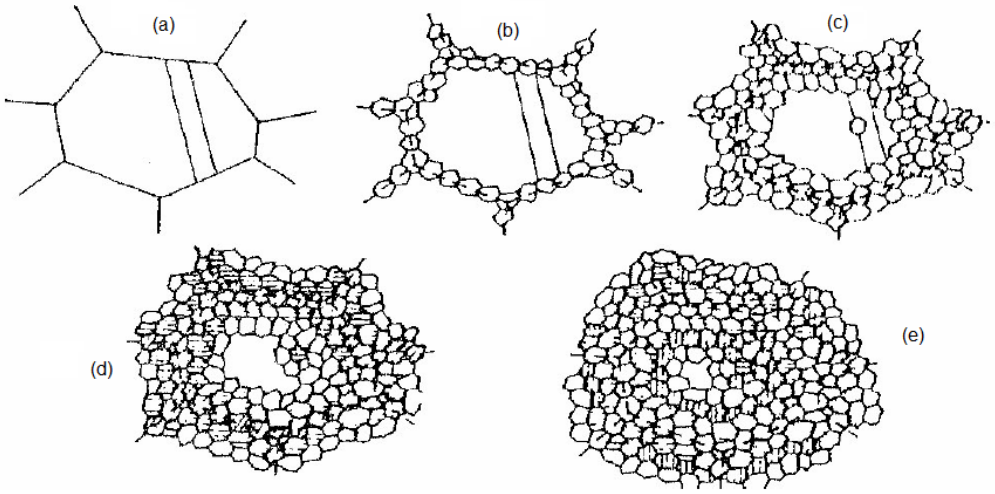
Figura 13 - Recristalização dinâmica durante a deformação a quente para alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação.



Fonte: PADILHA ; SICILIANO (2005).

A nucleação da recristalização dinâmica, na grande maioria dos casos, ocorre preferencialmente nos contornos de grão, através da formação de colares sucessivos, que consiste em nucleação dos novos grãos em etapas, que avançam sequencialmente para o interior do grão original. A figura 14 mostra o mecanismo esquematicamente (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Figura 14 – Mecanismo de nucleação por formação de colares sucessivos. (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação crítica é superada; (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) terceira etapa, idem a segunda; (e) quarta etapa corresponde ao estado estacionário (*steady state*).



Fonte: PADILHA ; SICILIANO (2005).

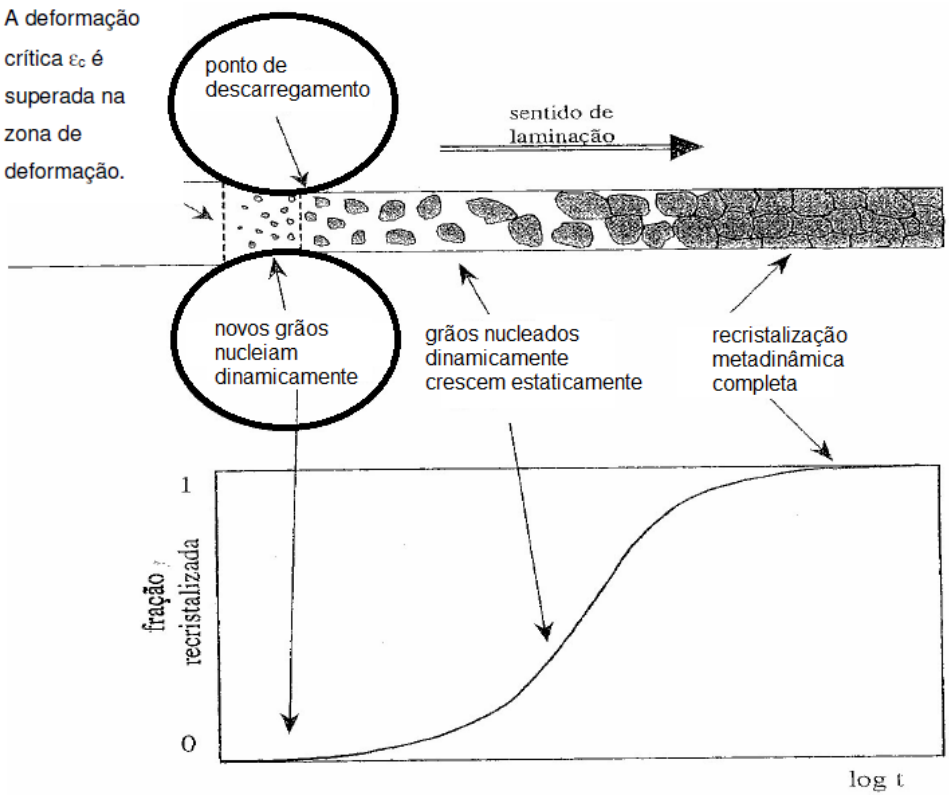
A ocorrência deste mecanismo acarreta intenso refino de grão a altas taxas de deformação, pois quando um “colar” é formado, o mesmo para de crescer devido à deformação constante do material. O colar seguinte, por sua vez, passa pelo mesmo processo, e os grãos permanecem pequenos. Por outro lado, em condições de baixas taxas de deformação, os grãos param de crescer somente quando encontram seus vizinhos que também estão em crescimento. Portanto, os grãos recristalizados dinamicamente podem ser tanto menores (refino) quanto maiores (engrossamento) que os grãos iniciais (PADILHA; SICILIANO, 2005).

3.3.2 Recristalização Metadinâmica (RMD)

A recristalização metadinâmica, ou pós-dinâmica, consiste no crescimento dos grãos gerados durante a deformação que crescem após o descarregamento do material. É um tipo de recristalização que inicia dinamicamente e cresce estaticamente durante o tempo entre passes (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Exerce um papel muito importante, pois na grande maioria dos casos industriais, a deformação do estado estacionário não é atingida para as reduções usuais que o material é submetido. Quando a deformação crítica é atingida, os núcleos formados dinamicamente crescem livres de tensão aplicada. Por exemplo, na laminação a quente de aços, as reduções atingidas em cada passe podem ultrapassar a deformação crítica e não atingir a deformação do estado estacionário devido aos curtos tempos entre passes (geralmente entre 10 e 0,5 s). A recristalização metadinâmica tem cinética muito rápida e difere dos outros mecanismos de recristalização por não apresentar período de incubação, uma vez que os núcleos foram formados dinamicamente (PADILHA; SICILIANO, 2005). A figura 15 apresenta esquematicamente a ocorrência de recristalização metadinâmica acontecendo durante o processo de laminação a quente.

Figura 15 – Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente.



Fonte: PADILHA ; SICILIANO (2005).

3.3.3 Recuperação e Recristalização Estática (RE)

Com relação aos processos de amaciamento estáticos, tem-se que a recuperação e a recristalização estáticas ocorrem entre intervalos de aplicação da deformação levando à redução da densidade de discordâncias, porém em uma redução relativamente pequena da tensão de escoamento. A recuperação estática é responsável pela formação do núcleo de recristalização, que é um precursor do amaciamento pela recristalização. Pode ocorrer recristalização estática às mais altas temperaturas em tempos de 0,1 a 0,01 s. À medida que a temperatura de deformação é reduzida, o tempo para recristalização vai aumentando gradualmente até centenas de segundos. Portanto, é frequentemente possível de resfriar rápido o suficiente a partir da temperatura de trabalho para evitar recristalização estática e reter os benefícios do endurecimento da estrutura deformada (DIETER, 1988).

Na laminação a quente de aços, a recristalização estática pode iniciar espontaneamente. O núcleo de recristalização ocorre preferencialmente nos contornos de grãos alongados e nas bandas de deformação (MACHADO, 2005). Este processo envolve migração de contornos de alto ângulo, que aniquila as discordâncias e reduz a energia interna do material. Dessa maneira, a força motriz é a energia armazenada após a deformação na forma de discordâncias, que depende da taxa de deformação e da deformação aplicada no passe (SICILIANO, 1999).

3.3.4 Determinação do tipo de recristalização no passe

Os fenômenos metalúrgicos de recristalização estática, dinâmica e metadinâmica mencionados são fundamentais no modelamento matemático e exercem influência direta no tamanho de grão final do produto laminado, e consequentemente nas suas propriedades mecânicas (MACHADO, 2005).

A extensão de recristalização e crescimento de grão entre os passes de laminação e após o término da laminação dependente do projeto de calibração, e suas principais variáveis são: a deformação, temperatura, taxa de deformação em cada passe, além do tempo entre passes, das condições de resfriamento e do ciclo térmico durante o reaquecimento (SILVÉRIO, 2008).

De acordo com Maccagno, Jonas e Hodgson (1996), a condição que deve ser verificada para a determinação do tipo de recristalização ocorrendo no passe é se a deformação crítica, ε_c, é maior ou menor que a deformação acumulada no passe, ε_a. A deformação crítica pode ser calculada, para aços ao carbono, através do tamanho de grão na entrada do passe (d_0) e do parâmetro de Zener-Hollomon (Z), conforme mostrado na equação 3.27.

$$\varepsilon_c = 5{,}6 \times 10^{-4}\, d_0^{0,3}\, Z^{0,17} \qquad (3.27)$$

O parâmetro de Zener-Hollomon (Z) é a taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) corrigida pela temperatura absoluta da deformação, T, e é dado na equação 3.28.

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.28)$$

Onde Q é a energia de ativação para deformação, 300.000 J/mol para aços ao carbono, e R é a constante universal dos gases, 8,31 J/mol.K (MACHADO, 2005).

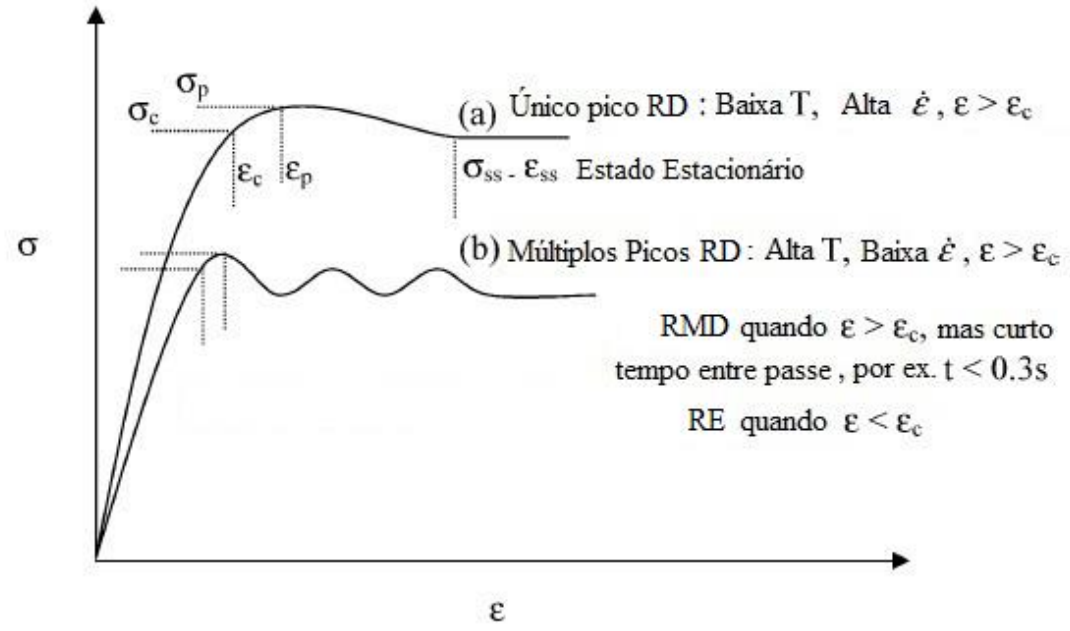
Observando-se as altas taxas de deformação aplicadas em alguns processos industriais, nota-se que para altos valores de Z, a deformação crítica, ε_c, se aproxima da deformação de pico, ε_p. Este é apenas um dos motivos que muitas vezes limitam a simulação de processos industriais com ensaios mecânicos usuais. Portanto, a extrapolação de ensaios de laboratório para condições industriais deve ser feita com cautela (PADILHA; SICILIANO, 2005).

A figura 16 ilustra as combinações particulares dos parâmetros de processo que levam aos diferentes fenômenos de amaciamento (recristalização dinâmica, metadinâmica e estática), através da representação esquemática das curvas σ x ε a altas temperaturas. É possível notar pela figura 16 que a tensão σ aumenta com o aumento de ε na parte inicial das curvas até atingir a deformação crítica, ε_c. Ao ultrapassar ε_c, a recristalização dinâmica é iniciada. O material endurece com o aumento da deformação, mas a uma taxa reduzida, devido à recuperação dinâmica e ao próprio início da recristalização dinâmica, até que a deformação atinge a deformação de pico, ε_p. Neste ponto, a tensão cai com o aumento da deformação além de ε_p, pois a taxa de endurecimento é compensada pela taxa de amaciamento devido à recristalização dinâmica. Com a continuação da deformação, o material alcança o estado estacionário ("*steady state*"), denominado por σ_{ss}-ε_{ss}. A recristalização dinâmica pode não se completar durante a deformação no passe e o crescimento dos núcleos recristalizados dinamicamente continuariam durante o tempo entre passes levando à condição de recristalização metadinâmica. Quando a deformação acumulada no passe é menor que a deformação crítica, ε_c, recristalização estática pode ser iniciada durante o tempo entre passes (MANOHAR, et al., 2003).

Para fins de simplificação, Maccagno, Jonas e Hodgson (1996) recomendam que a ocorrência de pequena quantidade de recristalização dinâmica durante a

deformação é suficiente para que toda a estrutura seja recristalizada metadinamicamente. De acordo com estes autores, a cinética de recristalização é virtualmente independente da deformação para deformações além da deformação de pico, ε_p, e possivelmente até mesmo para deformações relativamente maiores que ε_c, o que justifica a simplificação.

Figura 16 - Curvas esquemáticas tensão-deformação mostrando os fenômenos de recristalização a altas temperaturas nos aços como função das variáveis de processo.



Fonte: SELLARS (1986).

3.3.5 Cinética da recristalização

Existem modelos matemáticos que descrevem a cinética dos vários processos de recristalização. Os diferentes mecanismos de amaciamento (RD, RMD e RE) resultam em diferentes microestruturas a altas temperaturas nos aços e por isso, é fundamental determinar o tempo para 50% de recristalização e as frações recristalizadas no passe (MACHADO, 2005).

A recristalização é um processo de nucleação e crescimento, e como tal, a fração recristalizada após um determinado passe de laminação pode ser expressa utilizando-se uma equação do tipo Avrami modificada (SELLARS, 1990), que

incorpora uma constante empírica de tempo necessária para 50% de recristalização ($t_{0,5}$), conforme mostrado na equação 3.29 (HODGSON; GIBBS, 1992).

$$X = 1- \exp\left[-0{,}693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{k}\right] \tag{3.29}$$

Onde X é a fração recristalizada, k é o expoente de Avrami que apresenta valores reportados na literatura, em função da liga e do tipo de mecanismo atuante (estático, dinâmico ou metadinâmico).

As equações utilizadas para cálculo do tempo para 50% de recristalização ($t_{0,5}$) dependem do tipo de recristalização que ocorre no passe. Na recristalização estática, $t_{0,5}$ pode ser expresso em função da temperatura, da deformação, da taxa de deformação, do tamanho de grão inicial e da energia de ativação para a recristalização, conforme equação 3.30 (HODGSON; GIBBS, 1992).

$$t_{0,5} = F\ \varepsilon^{-p}\ d_0^{q}\ Z^{u} \exp\left(\frac{Q_{RE}}{RT}\right) \tag{3.30}$$

Onde F, p, q e u são constantes que dependem do material, d_0 é o tamanho de grão na entrada do passe, ε é a deformação acumulada no passe, Z é o parâmetro Zener-Hollomon e Q_{RE} é a energia de ativação para recristalização estática.

Diversas pesquisas mostraram que uma vez que ocorre a recristalização dinâmica, haverá recristalização metadinâmica, que irá remover a microestrutura recristalizada dinamicamente. Isto sugere que a cinética de recristalização metadinâmica é extremamente dependente de alta taxa de deformação e praticamente não é influenciada pela composição química, pelo tamanho de grão, pela temperatura e pela deformação. Adições de elementos de liga como molibdênio, nióbio e titânio possuem pequeno efeito na recristalização metadinâmica, principalmente devido à formação de carbonetos que inibem o início da recristalização (MACHADO, 2005).

No entanto, de acordo com Siciliano (1999) não foram reportadas na literatura uma razão física clara do motivo pelo qual a recristalização metadinâmica possui uma

forte dependência da taxa de deformação e pouca dependência dos demais parâmetros de processo.

Segundo Hodgson e Gibbs (1992), o tempo para 50% de recristalização metadinâmica, após completa recristalização dinâmica, pode ser expresso de acordo com a equação 3.31.

$$t_{0,5} = g\, Z^{b} \exp\left(\frac{Q_{RMD}}{RT}\right) \qquad (3.31)$$

Onde g e b são constantes e Q_{RMD} é a energia de ativação para recristalização metadinâmica.

As tabelas 1 e 2 mostram as equações publicadas por diversos autores para cálculo da fração recristalizada e do tempo para 50% de recristalização, considerando recristalização estática e metadinâmica, respectivamente.

Tabela 1 - Equações que descrevem a cinética de recristalização estática (RE) dos aços ao carbono.

Autores	Equações	
Beynon e Sellars	$X = 1 - \exp\left[-0{,}693\ \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{2}\right]$	(3.32)
	$t_{0,5} = 2{,}5 \times 10^{-19}\ \varepsilon^{-4}\ d_0^{2} \exp\left(\frac{300000}{RT}\right)$	(3.33)
Maccagno, Jonas e Hodgson	$X = 1 - \exp\left[-0{,}693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)\right]$	(3.34)
	$t_{0,5} = 2{,}3 \times 10^{-15}\ \varepsilon^{-2,5}\ d_0^{2} \exp\left(\frac{230000}{RT}\right)$	(3.35)

Fonte: BEYNON ; SELLARS (1992). MACCAGNO ; JONAS ; HODGSON (1996).

Tabela 2 - Equações que descrevem a cinética de recristalização metadinâmica (RMD) dos aços ao carbono.

Autor(es)	Equações	
Sellars	$X = 1 - \exp\left[-0{,}693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^2\right]$	(3.36)
	$t_{0,5} = 1{,}06\, Z^{-0,6} \exp\left(\frac{300000}{RT}\right)$	(3.37)
Maccagno, Jonas e Hodgson	$X = 1 - \exp\left[-0{,}693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{1,5}\right]$	(3.38)
	$t_{0,5} = 1{,}1\, Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230000}{RT}\right)$	(3.39)

Fonte: SELLARS (1990). MACCAGNO ; JONAS ; HODGSON (1996).

3.3.6 Tamanho de grão austenítico recristalizado

O tamanho médio dos grãos recristalizados após completa recristalização estática ou dinâmica, seguida de metadinâmica pode ser calculado de acordo com algumas equações publicadas na literatura (REIS, 2007).

Após recristalização estática completa, o tamanho de grão recristalizado (d_{RE}) será função da deformação aplicada no material (ε) e do tamanho de grão inicial (d_0), conforme descrito na equação 3.40 (SICILIANO, 1999).

$$d_{RE} = D\, d_0^v\, \varepsilon^{-z} \qquad (3.40)$$

Onde, D, v e z são constantes. Observa-se que o tamanho de grão final aumenta com o tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação aplicada. Um pequeno tamanho de grão inicial leva a uma maior densidade de discordâncias, e consequentemente a taxa de nucleação é aumentada resultando em tamanhos de grãos recristalizados mais finos (SICILIANO, 1999).

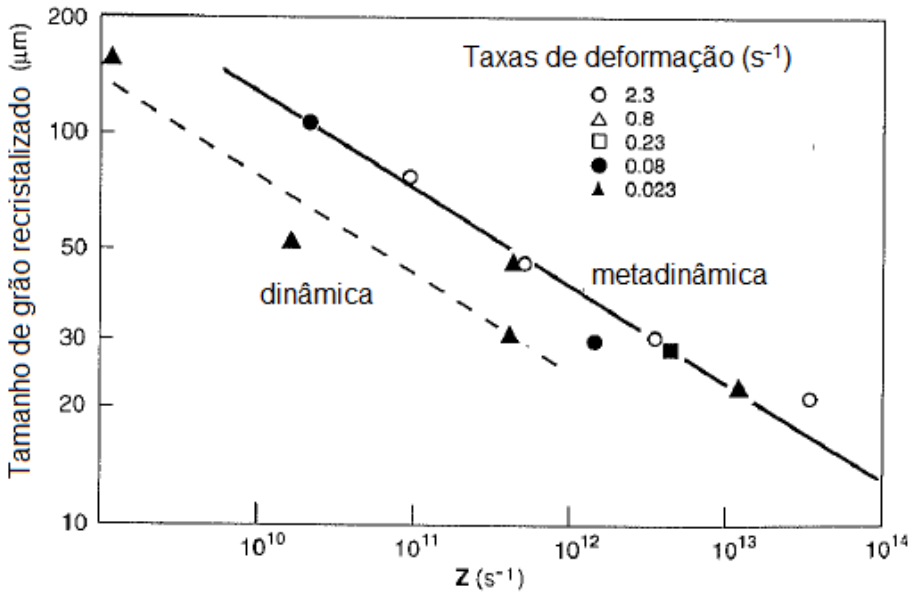
Uma vez que a recristalização metadinâmica só depende da taxa de deformação e da temperatura do passe, o tamanho de grão recristalizado metadinamicamente (d_{RMD}) para os aços C-Mn também segue a mesma lei, conforme mostrado na equação 3.41 (SICILIANO, 1999).

$$d_{RMD} = E\, Z^{-j} \qquad (3.41)$$

Onde, E e j são constantes da equação.

Os tamanhos de grãos produzidos por recristalização metadinâmica são maiores que aqueles associados à recristalização dinâmica após o material ser deformado a mesma taxa de deformação. A figura 17 ilustra os tamanhos de grãos recristalizados dinamicamente e metadinamicamente como função do parâmetro de Zener-Hollomon (HODGSON; GIBBS, 1992).

Figura 17 – Comparação entre tamanhos de grãos recristalizados dinamicamente e metadinamicamente como função de Z.



Fonte: HODGSON ; GIBBS (1992).

A tabela 3 apresenta algumas equações disponíveis na literatura para cálculo do tamanho de grão austenítico após completa recristalização estática ou metadinâmica.

Tabela 3 – Equações disponíveis na literatura para cálculo de tamanhos de grãos austeníticos recristalizados estaticamente ou metadinamicamente.

Autores	Equações	
Sellars	$d_{RE} = 0,5\ d_0^{0,67}\ \varepsilon^{-1}$	(3.42)
	$d_{RMD} = 1,8\ 10^3\ Z^{0,15}$	(3.43)
Maccagno, Jonas e Hodgson	$d_{RE} = 343\ d_0^{0,4}\ \varepsilon^{-0,5} \exp\left(\frac{-45000}{RT}\right)$	(3.44)
	$d_{RMD} = 2,6\ 10^4\ Z^{-0,23}$	(3.45)
Hodgson e Gibbs	$d_{RE} = d_0^{0,4}\ \varepsilon^{-0,5}\ \exp\left(\frac{45000}{RT}\right)$	(3.46)
	$d_{RMD} = 2,6\ 10^4\ Z^{-0,23}$	(3.47)

Fonte: SELLARS (1990). MACCAGNO ; JONAS ; HODGSON (1996). HODGSON ; GIBBS (1992).

Vale destacar que estas equações foram desenvolvidas originalmente para descrever o comportamento do material sob condições isotérmicas, ao passo que na laminação a quente a temperatura é constantemente modificada. Portanto, para serem consideradas deve ser levada em consideração a aproximação de “temperatura-compensada pelo tempo” adotada por Sellars (temperatura média entre passes) ou a “regra de aditividade” de Scheil (MACCAGNO; JONAS; HODGONS, 1996).

3.3.7 Crescimento de grão

Quando a recristalização se completa antes do próximo passe, ocorre o crescimento de grão. O crescimento de grão é um processo termicamente ativado, e, portanto as altas temperaturas envolvidas na laminação a quente favorecem a rápida difusão através dos contornos de grão (REIS, 2007). O mecanismo de crescimento de grão reduz a área de contornos de grão, resultando em tamanhos de grãos maiores (SICILIANO, 1999).

A equação 3.48 é usualmente utilizada para descrever o tamanho de grão após crescimento, em todos os tipos de aços (HODGSON; GIBBS, 1992).

$$d^m = d_{REC}^m + k_s\, t_{cg} \exp\left(\frac{Q_{cg}}{RT}\right) \quad (3.48)$$

Onde, d é o tamanho de grão final de um determinado passe, caso haja recristalização completa, d_{REC} é o tamanho de grão totalmente recristalizado (após recristalização estática ou dinâmica), t_{cg} é o tempo após completa recristalização e para que haja crescimento de grão, Q_{cg} é a energia de ativação para crescimento de grão, k_s e m são constantes dependentes do material e do processo.

Alguns modelos para crescimento de grão consideram que haverá crescimento após a ocorrência de pelo menos 95% de recristalização. Esta condição é empregada, pois na prática, o crescimento só ocorre em regiões totalmente recristalizadas. O tempo entre passes influencia significativamente no crescimento de grão. Geralmente, para tempos menores que 1 s, a taxa de crescimento é parabólica (m = 2), e para tempos maiores que 1 s, o crescimento é elevado a 7ª potência (m = 7). Este efeito é especialmente crítico para aços C-Mn onde a cinética de crescimento de grão é rápida (SICILIANO, 1999). A tabela 4 apresenta as equações propostas por Maccagno, Jonas e Hodgson (1996) para descrever o tamanho de grão final do passe após crescimento de grão.

Tabela 4 – Equações que descrevem o tamanho de grão final da austenita após crescimento de grão para aços C-Mn, em função do tempo entre passes (t_{ep}) e tipo de recristalização.

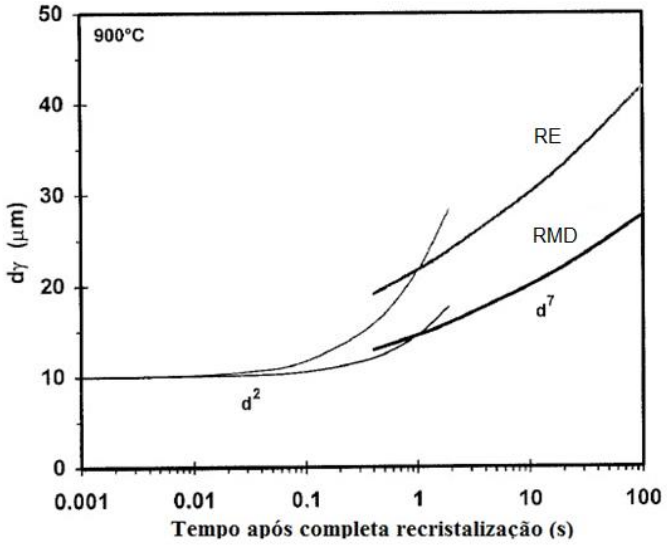
Tipo de recristalização	Tempo	Equações	
RE	t < 1 s	$d^2 = d_{RE}^2 + 4{,}0x10^7 (t_{ep} - 4{,}32t_{0,5}) \exp\left(\frac{-113000}{RT}\right)$	(3.49)
	t > 1 s	$d^7 = d_{RE}^7 + 1{,}5x10^{27} (t_{ep} - 4{,}32t_{0,5}) \exp\left(\frac{-400000}{RT}\right)$	(3.50)
RMD	t < 1 s	$d^2 = d_{RMD}^2 + 1{,}2x10^7 (t_{ep} - 2{,}65t_{0,5}) \exp\left(\frac{-113000}{RT}\right)$	(3.51)
	t > 1 s	$d^7 = d_{RMD}^7 + 8{,}2x10^{25} (t_{ep} - 2{,}65t_{0,5}) \exp\left(\frac{-400000}{RT}\right)$	(3.52)

Fonte: MACCAGNO ; JONAS ; HODGSON (1996).

Cabe destacar que o tempo a ser considerado para escolha das equações é o tempo disponível para crescimento de grão entre um passe e outro, ou seja, é o tempo entre passes menos o tempo para 95% de recristalização. Observa-se que o tempo para 95% de recristalização estática, $t_{0,95}$, é igual a 4,32 x $t_{0,5}$, e o tempo para 95% de recristalização dinâmica é igual a 2,65 x $t_{0,5}$ (HODGSON; GIBBS, 1992).

As equações apresentadas na tabela 4 sugerem que as taxas para crescimento de grão são diferentes para os dois mecanismos de recristalização que podem ocorrer. Como a recristalização estática requer nucleação, significa que os novos grãos formados são pequenos e apresentam alta taxa de crescimento. Já na recristalização metadinâmica, que não requer nucleação, pois os grãos recristalizados iniciam a partir de um tamanho gerado durante a aplicação da deformação, implica na formação de grãos mais finos ainda e completamente formados imediatamente após o arco de contato. Essa diferença entre a cinética de amaciamento, assim como entre o tamanho de grão recristalizado, para a recristalização estática e metadinâmica justificam as diferenças encontradas nas equações (SICILIANO, 1999). A figura 18 ilustra a diferença de comportamento para o crescimento de grão austenítico após recristalização completa estática ou metadinâmica.

Figura 18 – Comportamento do crescimento de grão austenítico após recristalização completa estática (RE) ou metadinâmica (RMD). A transição de segunda ordem para sétima ordem ocorre em 1s.



Fonte: MACCAGNO ; JONAS ; HODGSON (1996).

3.3.8 Recristalização parcial

Caso ocorra somente recristalização parcial entre os passes, ou seja, caso a fração recristalizada seja menor que 95%, então o tamanho de grão médio na entrada da próxima cadeira de laminação pode ser calculado através da “lei das misturas”, que leva em conta os grãos recristalizados no passe e os grãos não recristalizados herdados do passe anterior, conforme mostrado na equação 3.53 (MACCAGNO; JONAS; HODGSON, 1996).

$$d_i = X_i^{4/3}.d_{RECi} + \left(1-X_i\right)^2.d_{i-1} \quad (3.53)$$

onde, d_i é o tamanho de grão final do passe, e que será o tamanho de grão inicial do passe seguinte, d_{RECi} é o tamanho de grão recristalizado no passe (estaticamente ou metadinamicamente), X_i é a fração recristalizada no passe e d_{i-1} é o tamanho de grão na entrada do passe.

Se o valor de X for pequeno, haverá uma pequena modificação no tamanho de grão antes do próximo passe, que corresponde a apenas uma mudança no formato do grão (MACCAGNO; JONAS; HODGSON, 1996).

A recristalização parcial leva a alguma deformação retida para o próximo passe, que acumula com a deformação aplicada no passe seguinte, e é conhecida como deformação acumulada, ε_a. A equação 3.54 descreve o cálculo de ε_a (MACCAGNO; JONAS; HODGSON, 1996).

$$\varepsilon_{ai} = \varepsilon_i + \left(1-X_{i-1}\right)\varepsilon_{ai-1} \quad (3.54)$$

3.4 MODELO DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE

Após a laminação, o aço vai resfriando continuamente até se transformar de austenita para ferrita e perlita. O modelo proposto por Hodgson e Gibbs (1992) considera somente transformação de austenita para ferrita e perlita em microestruturas predominantemente ferríticas ($C_{eq} < 0,45$, onde $C_{eq} = C + Mn/6$). O

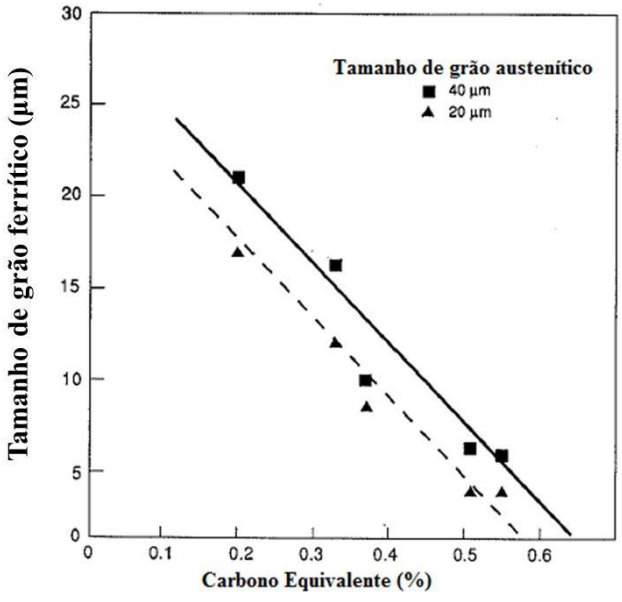
principal parâmetro de interesse é o tamanho de grão ferrítico, pois a fração volumétrica de perlita e o espaçamento interlamelar não contribuem significativamente no aumento de resistência para estas composições (HODGSON; GIBBS, 1992). Entretanto, no caso de aços que contiverem frações significativas de perlita, o volume e a morfologia da mesma deverão ser considerados no cálculo das propriedades mecânicas finais (REIS, 2007).

Os parâmetros que afetam diretamente o tamanho de grão ferrítico são: o tamanho de grão austenítico final após saída do último passe e a deformação residual, que estão relacionados ao histórico de deformação, a composição química e a taxa de resfriamento, que são influências externas (HODGSON; GIBBS, 1992).

O tamanho de grão austenítico final é o último tamanho de grão completamente recristalizado, e a deformação retida se refere àquela deformação não removida pela recristalização antes da transformação (HODGSON; GIBBS, 1992).

De acordo com Hodgson e Gibbs (1992), em aços C-Mn, C-Mn-V e C-Mn-Ti há uma influência significativa da composição química no tamanho de grão ferrítico, conforme pode ser visto na figura 19.

Figura 19 – Variação do tamanho de grão ferrítico com o Ceq para aços C-Mn com diferentes tamanhos de grãos austeníticos finais.



Fonte: HODGSON ; GIBBS (1992).

O modelo para cálculo do tamanho de grão ferrítico nestes aços é uma extensão da equação proposta por Sellars e Beynon (1985 apud Hodgson e Gibbs, 1992) modificada para incorporar os efeitos dos elementos carbono e manganês. O tamanho de grão ferrítico após a transformação de fase da austenita completamente recristalizada, $d_{\alpha 0}$, é dado pela equação 3.55 (HODGSON; GIBBS, 1992).

$$d_{\alpha 0} = (\beta_0 + \beta_1 C_{eq}) + (\beta_2 + \beta_3 C_{eq}).\dot{T}^{-0,5} + \beta_4 [1 - \exp(\beta_5 d)] \quad (3.55)$$

Onde, C_{eq} é o carbono equivalente, dado por C + Mn/6; $\dot{T}$ é a taxa de resfriamento (em ºC/s); d é o tamanho de grão final da austenita recristalizada após último passe, e β_0 a β_5 são constantes que dependem da composição química do material.

A tabela 5 apresenta as equações com os coeficientes β_0 a β_5 para diferentes composições químicas.

Tabela 5 – Equações para cálculo do tamanho de grão ferrítico após transformação de fase para aços C-Mn.

Ceq máx.0,45%	Equações	
Ceq ≤ 0,35%	$d_{\alpha 0} = (-0,4+6,37C_{eq}) + (24,2 - 59C_{eq})\dot{T}^{-0,5} + 22[1 - \exp(-0,015d)]$	(3.56)
Ceq > 0,35%	$d_{\alpha 0} = (22,6 - 57C_{eq}) + 3\,\dot{T}^{-0,5} + 22\,[1 - \exp(-0,015d)]$	(3.57)

Fonte: HODGSON ; GIBBS (1992).

Mais uma vez, a composição química afeta o tamanho de grão ferrítico inicial e a contribuição da taxa de resfriamento, pois apesar do Ceq ultrapassar 0,35%, a relação entre composição e taxa de resfriamento desaparece, ou seja, $\beta_3 = 0$. E, portanto, a equação é dividida para duas composições químicas diferentes com diferentes constantes (HODGSON; GIBBS, 1992).

Se houver alguma deformação retida (ou acumulada, ε_a) na austenita no momento da transformação, ou seja, se a fração recristalizada após ultimo passe for menor que 95%, o tamanho de grão da ferrita será refinado, pois uma vez que a ferrita nucleia preferencialmente nos contornos de grão da austenita, a microestrutura pode ser refinada reduzindo o tamanho de grão da austenita ou impedindo a

recristalização completa antes da transformação. A equação 3.58 mostra o cálculo do tamanho de grão ferrítico final, d_α, caso haja deformação retida após o último passe de laminação (HODGSON; GIBBS, 1992).

$$d_\alpha = d_{\alpha 0} \left(1\text{-}0{,}45\sqrt{\varepsilon_r}\right) \quad (3.58)$$

Onde, $d_{\alpha 0}$ é o tamanho de grão ferrítico calculado através das equações 3.56 ou 3.57, ε_r é a deformação retida ou acumulada após o último passe ($\varepsilon_r = \varepsilon_a$).

Vários fatores conhecidos influenciam a taxa de nucleação da ferrita na austenita. Um deles é o aumento da área específica de contorno de grão devido aos grãos alongados da austenita, que levam a um aumento da densidade de sítios de nucleação. O mesmo efeito pode ser obtido também pela presença de defeitos, tais como, as discordâncias e bandas de deformação, que podem surgir durante a deformação, e atuam como sítios adicionais para nucleação da ferrita. Alguns autores definem como contorno de grão efetivo para considerar todos estes efeitos atuando concomitantemente (BENGOCHEA; LÓPEZ; GUTIERREZ, 1999).

3.5 MODELO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS

O modelo matemático desenvolvido por Hodgson e Gibbs (1992) para previsão das propriedades mecânicas se aplica aos aços cuja fração volumétrica de perlita não influencia na resistência, isto é, aços com Ceq < 0,45%, conforme abordado no tópico anterior. As equações 3.59 e 3.60 foram obtidas, a partir de regressão linear para os diferentes aços estudados pelos pesquisadores, para o cálculo do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR), em MPa (HODGSON; GIBBS, 1992).

$$LE = 62{,}6 + 26{,}1Mn + 60{,}2Si + 759P + 212{,}9Cu + 3286N + \sigma_P + 19{,}7d_\alpha^{-0{,}5} \quad (3.59)$$

$$LR = 164{,}9 + 634{,}7C + 53{,}6Mn + 99{,}7Si + 651{,}9P + 472{,}6Ni + 3339{,}4N + \sigma_P + 11d_\alpha^{-0{,}5} \quad (3.60)$$

Onde, d_α é o tamanho de grão ferrítico final, em mm, calculado conforme equações 3.56, 3.57 ou 3.58. Os elementos C, Mn, Si, P, Cu, Ni são dados em percentagem

do peso (%). O elemento N é dado em percentagem em peso de N livre. σ_p é a contribuição da precipitação no endurecimento, em MPa.

No caso dos aços microligados ao vanádio, σ_p é dada pela equação 3.61.

$$\sigma_P = 19 + 57 \log(\dot{T}) + 700V + 7800N \quad (3.61)$$

Onde, os elementos V e N são dados em percentagem do peso (%).

E, para os aços microligados ao nióbio, os modelos utilizam um fator para a taxa de resfriamento independente, e consideram a contribuição σ_p igual a 2500 MPa por %Nb disponível em solução sólida na temperatura de transformação (HODGSON; GIBBS, 1992).

Como o aço utilizado neste estudo não leva adição de elementos microligantes, a inclusão na equação do efeito da precipitação não será considerada no cálculo de LE e LR.

Existem outras equações na literatura para cálculo do Limite de Escoamento e Resistência em aços ao carbono, conforme apresentado por Zhang et. al. (2009) e Majta et. al. (1996). No entanto, as equações 3.59 e 3.60, desenvolvidas por Hodgson e Gibbs (1992), foram aplicadas mais recentemente nos trabalhos desenvolvidos por Reis (2007) e Oliveira (2016) com resultados bastante satisfatórios na laminação a quente de aços longos, e por esta razão foram escolhidas para o desenvolvimento deste trabalho.

4 METODOLOGIA

O presente estudo foi desenvolvido na unidade produtora de barras e perfis da ArcelorMittal, localizada em Cariacica, no estado do Espírito Santo. Todas as etapas que compreendem desde o processo de fabricação do aço na Aciaria, passando pela laminação das barras redondas na Linha Leve, até a etapa final com a realização de ensaios mecânicos e metalográficos ocorreram dentro da empresa.

Para a obtenção do modelo matemático proposto neste estudo, foram realizadas as seguintes etapas:

- Produção do aço SAE 1020 na Aciaria com retirada de amostras dos tarugos para realização de medições de tamanho de grão austenítico real;
- Obtenção das variáveis de processo na laminação (plano de passe do material, diâmetro dos cilindros, velocidade de laminação, tempo entre passes, etc.);
- Cálculo dos parâmetros de deformação e taxa de deformação, comparando os resultados obtidos para as diferentes equações publicadas;
- Elaboração de modelo de evolução de temperatura, em planilha eletrônica e validação através de medição durante a laminação;
- Elaboração de modelo matemático para previsão das propriedades mecânicas, em planilha eletrônica, considerando as equações apresentadas na revisão bibliográfica deste trabalho;
- Ensaios de tração e análises metalográficas nas amostras coletadas para comparação entre os resultados calculados pelo modelo e os obtidos pelos ensaios;

4.1 PROCESSO DE PRODUÇÃO

4.1.1 Aciaria

O processo de fabricação dos tarugos do aço SAE 1020, utilizados neste estudo, foi realizado na Aciaria da unidade da ArcelorMittal em Cariacica.

A principal matéria-prima utilizada é a sucata, que é selecionada de acordo com o tipo de aço (especial ou comum), considerando as tolerâncias máximas admissíveis pelas normas ou cliente final para os elementos residuais.

A sucata, junto com o ferro gusa e a cal, é carregada no forno elétrico para sua fusão através da descarga de energia elétrica pelos eletrodos. Após completa fusão e refino primário, o aço bruto é vazado em uma panela que é transportada para o Forno Panela, onde são feitos os ajustes de composição química, através da adição de ferro-ligas, ajustes de temperatura e homogeneização do aço.

Em seguida, a panela é enviada à Máquina de Lingotamento Contínuo para solidificação do aço em forma de tarugos de seção quadrada de 130 mm. A figura 20 ilustra o fluxograma do processo de produção na Aciaria.

Figura 20 – Fluxo esquemático do processo na Aciaria da ArcelorMittal Cariacica.

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

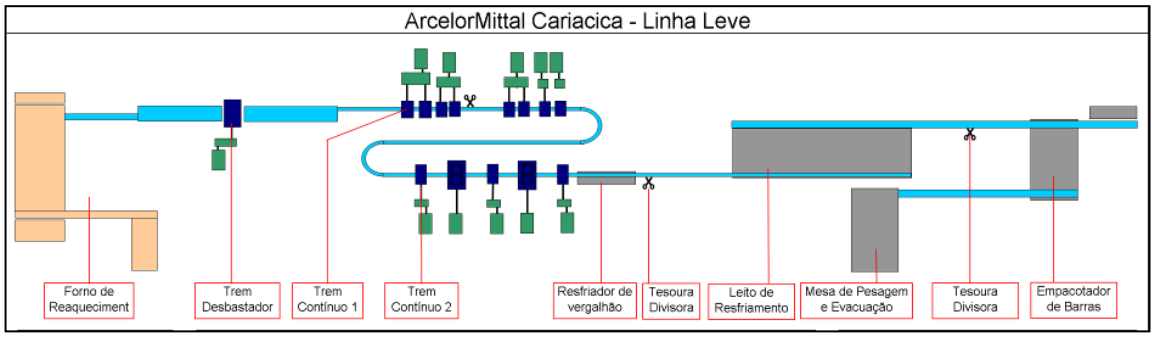
4.1.2 Laminação Linha Leve

Os tarugos provenientes do lingotamento contínuo são enfornados no forno de reaquecimento a gás, do tipo empurrador, a fim de elevar a temperatura até alcançar

cerca de 1100ºC. Após equalização da temperatura, os tarugos são desenfornados e passam pelo descarepador para remoção da carepa gerada durante o aquecimento.

Em seguida, os tarugos seguem para o laminador por meio de mesa rolos, passando por cinco passes sucessivos na cadeira 1 (cadeira trio de desbaste), e posteriormente passando pelas cadeiras 2 a 9 no trem contínuo 1, calhas curvas e reta e finalmente pelas cadeiras 10 a 14 no trem contínuo 2. Após a passagem pelo laminador, a barra é cortada por uma tesoura rotativa e transportada pela mesa de rolos para o leito de resfriamento. Após o resfriamento no leito, as barras são cortadas no comprimento final especificado pelos clientes e destinadas à embalagem. Durante esta etapa de corte final (tesoura 3), também são retiradas amostras para ensaios mecânicos e metalográficos no laboratório, conforme exigência de cada material. A figura 21 mostra o layout da laminação na Linha Leve da ArcelorMittal Cariacica, conforme a sequência descrita.

Figura 21 – Fluxo da laminação na Linha Leve da ArcelorMittal Cariacica.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

4.2 MATERIAIS

O material utilizado para o desenvolvimento do modelo matemático foi um aço baixo carbono da classe SAE 1020, laminado em barra redonda de 3/4” (19,05 mm) de diâmetro. A Tabela 6 apresenta a composição química das corridas laminadas, bem como os limites mínimo e máximo especificados pela norma SAE J403.

Tabela 6 - Composição química das corridas utilizadas no estudo e tolerâncias especificadas para aço SAE 1020 (% massa).

	C	Mn	Si	P	Cu	Ni	N	Ceq
A	0,21	0,57	0,16	0,020	0,21	0,04	0,0071	0,31
B	0,19	0,57	0,14	0,021	0,24	0,05	0,0081	0,29
C	0,20	0,56	0,13	0,022	0,21	0,05	0,0073	0,29
D	0,21	0,57	0,14	0,019	0,20	0,05	0,0072	0,31
Mín. J403	0,18	0,30	-	-	-	-	-	-
Máx. J403	0,23	0,60	-	0,030	-	-	-	-

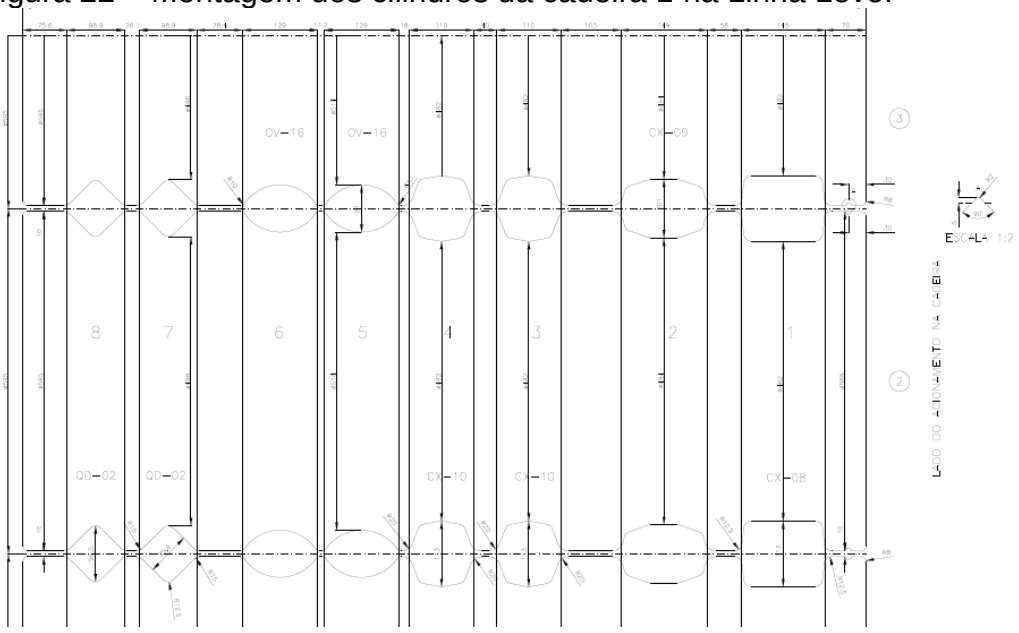
Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

4.3 MÉTODOS

4.3.1 Sequência de passes na laminação da barra redonda

Na laminação da barra redonda de aproximadamente 19 mm de diâmetro são realizados 5 passes em um laminador de desbaste trio. A figura 22 ilustra os canais por onde a sequência de passes de desbaste é realizada, sendo que o primeiro passe inicia à direita com canal tipo caixa e o último passe é um quadrado de aproximadamente 75 mm de lado. Ou seja, o tarugo de seção quadrada de 130 mm é reduzido para um quadrado de 75 mm ao final do desbaste.

Figura 22 – Montagem dos cilindros da cadeira 1 na Linha Leve.

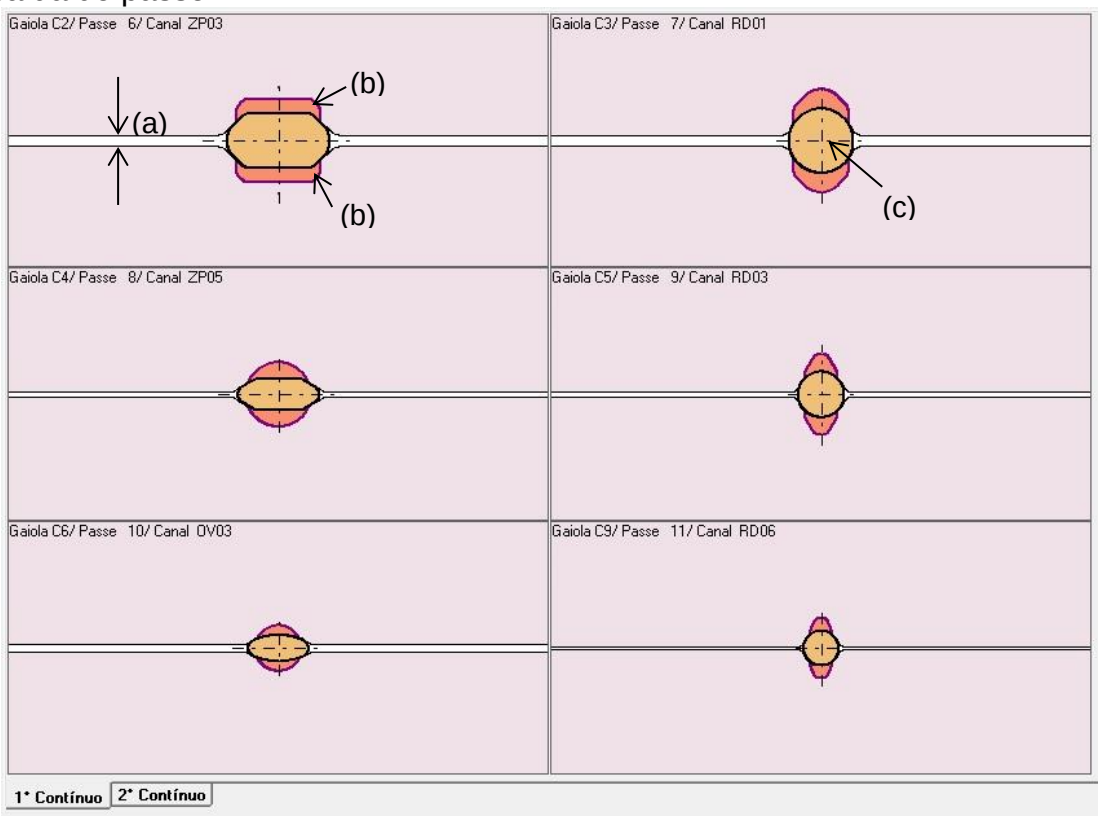


Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Após o desbaste, a barra passa pelas sequências de passes intermediários e acabadores de 6 a 15 nos dois trens contínuos compostos por cadeiras duos.

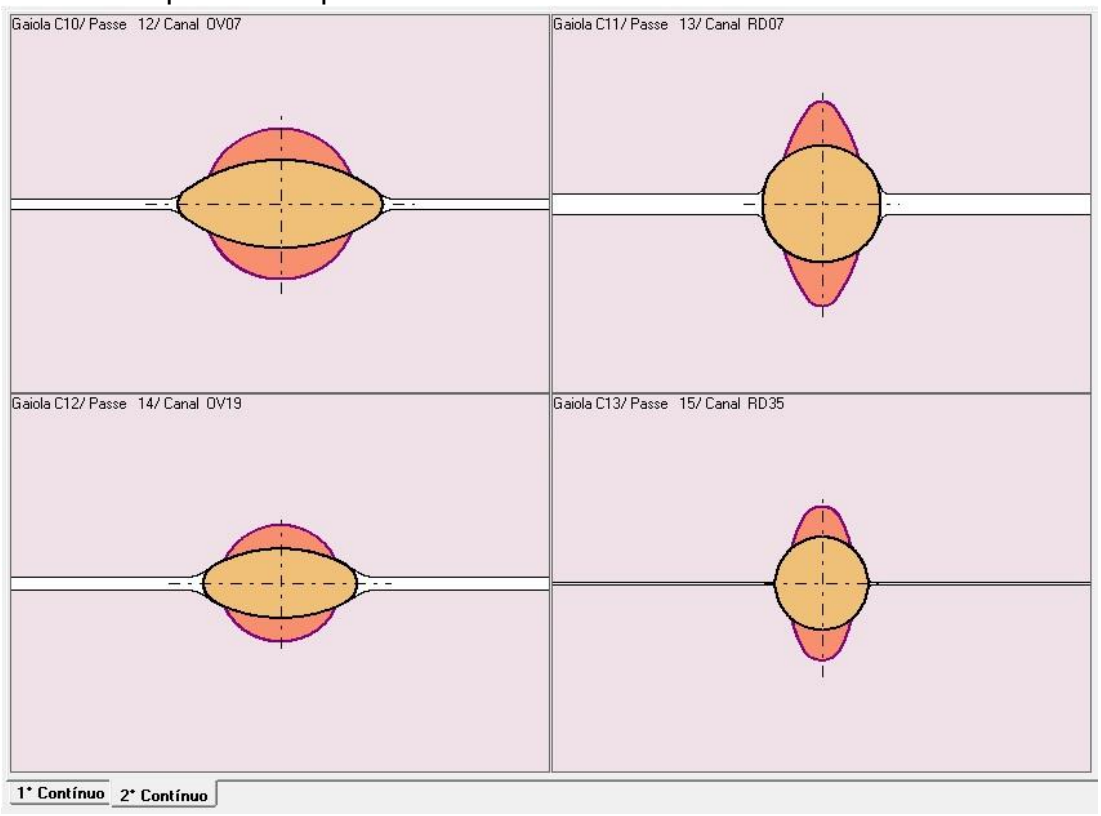
As figuras 23 e 24 apresentam as sequências de passes no trem contínuo 1 e no trem contínuo 2, respectivamente, geradas por meio do *software* HRS (*Hot Rolling Simulator*).

Figura 23 – Sequência de passes intermediários no 1º continuo. (a) Luz ou *gap* (distância entre os cilindros de laminação). (b) Barra na entrada do passe. (c) Barra na saída do passe.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Figura 24 – Sequência de passes acabadores no 2º contínuo



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

4.3.2 Coleta de dados e parâmetros do processo

A Tabela 7 apresenta os dados do processo na sequência dos 15 passes de laminação, que são necessários para os cálculos de deformação e taxa de deformação. São mostrados os passes, tipos de canais, diâmetros dos cilindros, luzes, altura das barras na saída de cada passe, diâmetro de trabalho dos cilindros, a velocidade tangencial dos cilindros e a área da seção transversal da barra na saída de cada passe.

Tabela 7 – Dados dos passes

Cadeira	Passe	Tipo de Canal	Diâmetro cilindro (mm)	Luz (mm)	Altura saída do passe (mm)	Diâmetro de trabalho cilindros (mm)	Velocidade tangencial dos cilindros (m/s)	Área de saída do passe (mm^2)
1	P1	CX-08	567	7,0	105,60	468,40	3,13	14831,59
1	P2	CX-09	567	6,0	99,70	473,30	3,16	12442,01
1	P3	CX-10	567	7,0	110,60	463,40	3,10	11082,26
1	P4	OV-16	567	6,0	80,00	493,00	3,30	7483,26
1	P5	QD-02	567	7,0	74,90	499,10	3,34	5442,18
2	P6	ZP-03	440	11,0	49,40	401,60	0,63	4038,58
3	P7	RD-01	425	9,5	57,30	377,20	0,92	2679,53
4	P8	ZP-05	340	6,0	30,60	315,40	1,42	1802,10
5	P9	RD-03	330	5,0	41,50	293,50	1,70	1363,65
6	P10	OV-03	318	7,0	24,00	301,00	2,40	1021,73
9	P11	RD-06	380	4,0	31,50	352,50	3,16	789,21
10	P12	OV-07	392	2,2	18,00	376,20	4,41	577,18
11	P13	RD-07	350	4,0	24,00	330,00	5,34	475,63
12	P14	OV-19	315	2,7	14,00	303,70	7,17	359,30
13	P15	RD-35	372	1,3	19,00	354,30	8,60	292,12

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

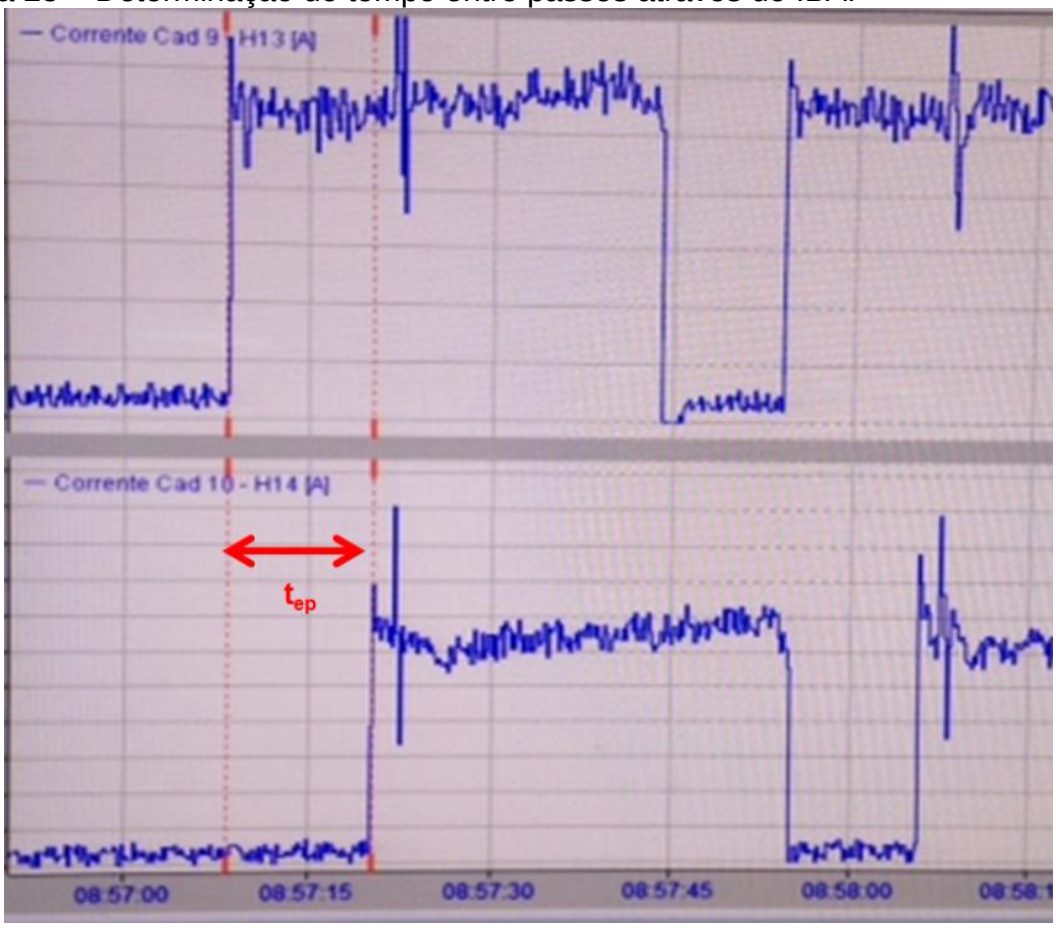
As cadeiras de laminação 7, 8 e 14 não são utilizadas no plano de passes da barra redonda mecânica de ¾".

O cálculo das deformações nos passes foi realizado conforme as equações 3.12 a 3.15 e 3.21 apresentadas no capítulo 3 deste trabalho, com o objetivo de avaliar a influência dos diferentes métodos de cálculo no resultado final do modelo. Os valores utilizados no modelo referem-se à deformação real obtida considerando as alturas de saída de cada passe, através de aproximação das diferentes geometrias dos passes em retângulos equivalentes. O mesmo raciocínio foi utilizado no cálculo das taxas de deformação.

Para a determinação do tempo entre passes foi feita uma análise do sistema IBA, que registra a corrente dos motores. Foi identificado o momento inicial onde a barra

é mordida pelo cilindro (agarre) em um determinado passe provocando um aumento da corrente do motor, e o momento em que a barra é mordida no passe seguinte, conforme mostrado na figura 25.

Figura 25 – Determinação do tempo entre passes através do IBA.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

A temperatura dos passes foi calculada através da equação proposta por Tiagunov (equação 3.2), conforme apresentado na tabela 8. A validação do modelo térmico foi feito através da medição de temperatura dos passes de laminação nos locais permitidos a menor distância possível (a menos de 1 m de distância da barra) com o uso de câmera termográfica FLIR 650, emissividade de 0,85.

Tabela 8 – Cálculo da temperatura dos passes

Cadeira	Passe	Temperatura passe - modelo Tiagunov (ºC)	Altura saída no passe (mm)	Tempo entre passes (s)	Perda de temperatura no passe (ºC)
Forno 70 t/h		1095,00	130,00	25,00	34,00
1	P1	1061,00	105,60	5,50	2,15
1	P2	1058,85	99,70	4,60	1,90
1	P3	1056,95	110,60	2,00	0,74
1	P4	1056,21	80,00	5,20	2,67
1	P5	1053,54	74,90	10,00	5,45
2	P6	1048,09	49,40	3,33	2,73
3	P7	1045,36	57,30	2,01	1,42
4	P8	1043,94	30,60	1,05	1,38
5	P9	1042,55	41,50	3,81	3,69
6	P10	1038,87	24,00	0,69	1,15
9	P11	1030,62	31,50	12,09	15,12
10	P12	1015,50	18,00	0,93	1,99
11	P13	1013,51	24,00	0,81	1,30
12	P14	1012,21	14,00	0,58	1,58
13	P15	1010,62	19,00	0,50	1,00

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

A taxa de resfriamento foi obtida através da medição de temperatura da barra na entrada do leito até a saída do leito e registrando-se o tempo total gasto entre entrada e saída.

4.3.3 Coleta de amostras na linha de laminação

O material escolhido para o estudo possui inúmeras aplicações no mercado, e para algumas aplicações, os clientes exigem os valores das propriedades mecânicas das barras. No entanto, como não há exigência pela norma em se atender valores mínimos de propriedades mecânicas, como no caso dos aços estruturais, não são realizados ensaios de tração de rotina.

Por este motivo, a coleta de amostras levou em consideração a maior amostragem possível, sem comprometer as metas de rendimento e utilização do laminador. Foram retiradas 01 amostra a cada 15 toneladas laminadas do produto final para ensaios de tração e determinação do tamanho de grão ferrítico. Considerando que a corrida produzida na usina de Cariacica é de 75 t, tem-se 05 amostras por corrida, e um total de 20 amostras para caracterização do produto e validação do modelo matemático.

A coleta de amostras dos passes de laminação foi realizada onde foi possível, isto é nos pontos do laminador onde existem tesouras *snaps* para corte de amostras para verificação do dimensional da barra e na tesoura de desponte de cabeça e cauda (Tesoura 1). As amostras retiradas nestes locais, foram imediatamente resfriadas em tonel com água para “congelar” a microestrutura austenítica do passe. Estas amostras foram coletadas após o laminador estar ajustado e em ritmo de produção.

Foram coletadas 04 amostras de tarugo antes do aquecimento no forno da laminação, sendo 01 de cada corrida, de onde foram retirados dois corpos de prova (um próximo à superfície e outro próximo ao centro do tarugo) para determinação do tamanho de grão austenítico inicial.

4.3.4 Ensaios metalográficos

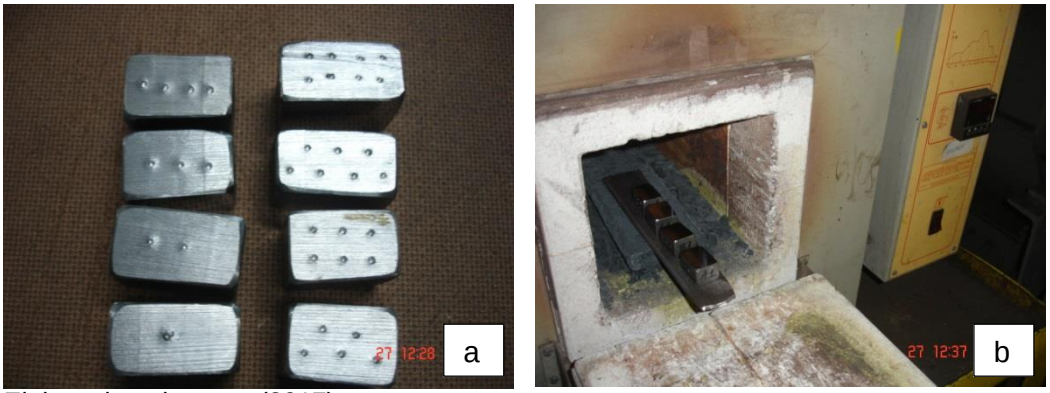
As amostras para metalografia foram cortadas em uma máquina de corte COR40, sob refrigeração constante para evitar aquecimento e possível alteração microestrutural, conforme apresentado na figura 26. Todas as amostras foram lixadas, polidas e atacadas de acordo com os procedimentos de preparação de amostras para análises metalográficas.

Figura 26 – Máquina de corte de amostras – COR 40.

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

As amostras de tarugo foram cortadas, lixadas e identificadas. Depois foram levadas ao forno mufla do Laboratório físico e metalográfico da usina de Cariacica e aquecidas a 1095ºC, simulando a condição de aquecimento e encharque dos tarugos no forno de reaquecimento da laminação. Dessa forma, foi estabelecida uma rampa de aquecimento a 925ºC por 1 hora e 30 minutos, e aumentada a temperatura do forno para 1095ºC por um tempo de equalização de 30 minutos. As amostras foram retiradas do forno e resfriadas imediatamente em tanque com água corrente a temperatura ambiente. Em seguida, foram polidas em pasta de diamante e atacadas com reagente Teepol para revelação dos contornos de grãos austeníticos. A figura 27 mostra as amostras e o forno mufla utilizado no experimento.

Figura 27 – a) Amostras de tarugo preparadas e identificadas. b) Aquecimento das amostras em forno mufla.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

As amostras dos esboços retiradas durante a laminação foram submetidas também a ataque com reagente Teepol para revelação dos contornos de grãos austeníticos. A figura 28 apresenta as amostras retiradas na linha de laminação.

Figura 28 – Amostras dos passes da laminação da BRM ¾”.

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

A determinação do tamanho médio de grãos austeníticos tanto das amostras de tarugo como dos esboços da laminação foi realizada no analisador de imagem Leica conforme norma ASTM E 112 – método dos interceptos.

As amostras da barra laminada foram atacadas com reagente Nital 3% durante aproximadamente 10 s para revelação da microestrutura (ferrita e perlita). A determinação do tamanho médio de grãos ferríticos foi realizada no analisador de imagem Leica, obedecendo à norma ASTM E 112 – método dos interceptos, onde também foi possível determinar a fração volumétrica das fases presentes.

4.3.5 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaio, de capacidade de 100 toneladas, da marca Tinius Olsen, com sistema de garra manual, e extensômetro adaptável, localizada no Laboratório Físico da usina.

O procedimento para execução do ensaio segue às determinações da norma ABNT NBR ISO 6892 – Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente. Os corpos de prova foram preparados conforme anexo C da referida norma.

A figura 29 mostra uma visão geral do equipamento utilizado para execução dos ensaios de tração.

Figura 29 – Ensaio de tração nas amostras de barra redonda mecânica.

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

A Tabela 9 resume as amostragens e ensaios realizados neste estudo.

Tabela 9 – Amostragens e ensaios realizados

Local amostragem	Quantidade de amostras	Quantidade de Ensaios	
		Ensaio Metalográfico	Ensaio de Tração
Tarugo	4	8	-
Esboços	6	6	-
Barra Laminada	20	20	20
Total	30	34	20

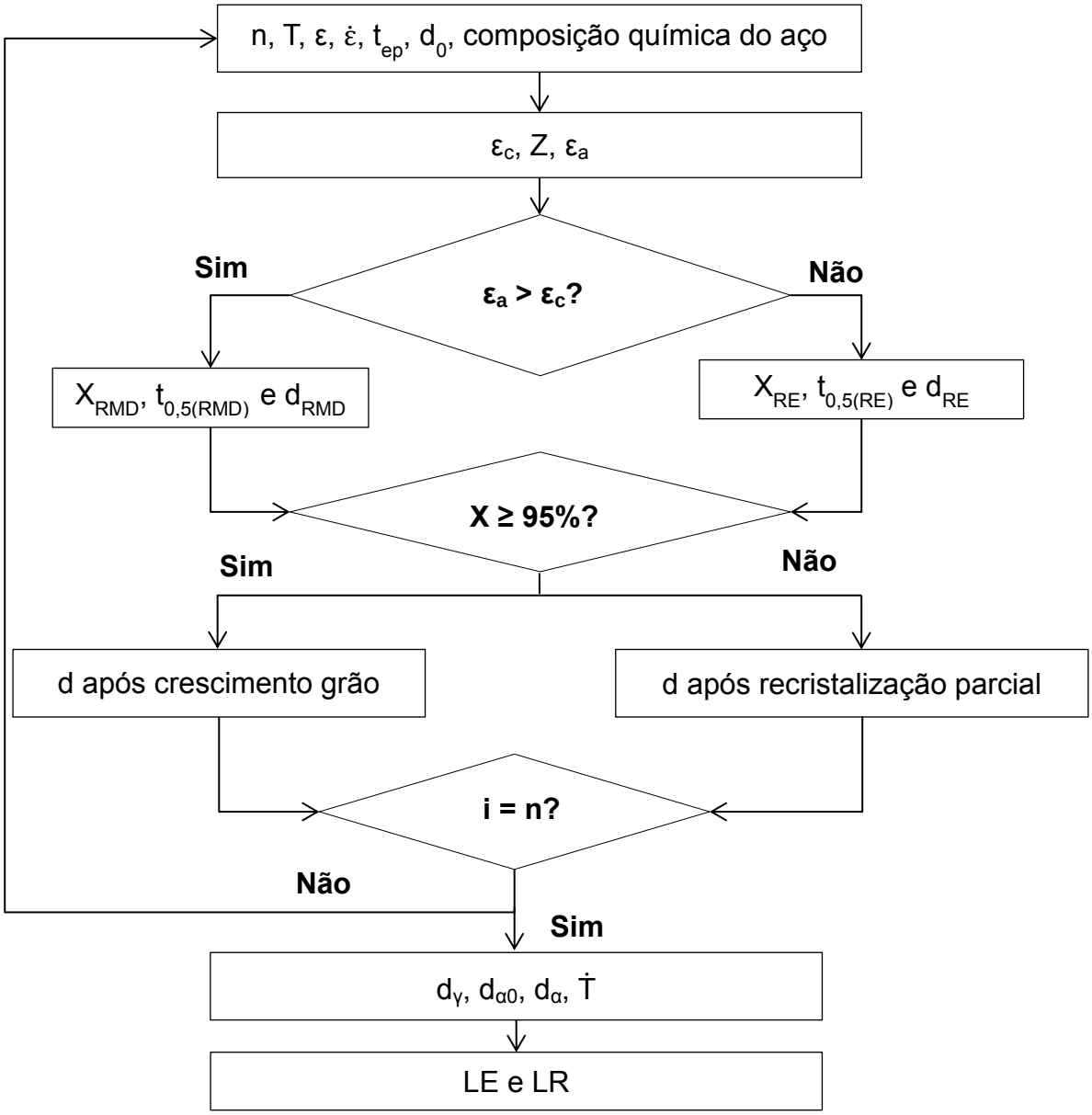
Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

4.4 FLUXOGRAMA DA ROTINA DE CÁLCULO

Um modelo matemático para a previsão das propriedades mecânicas do produto final foi desenvolvido com base nas informações apresentadas no capítulo 3 desta dissertação. Os cálculos das propriedades mecânicas em termos de Limite de Escoamento e Limite de Resistência foram realizados em planilha eletrônica, conforme fluxograma da rotina de cálculo, mostrado na figura 30.

Os cálculos objetivaram a obtenção do tamanho de grão austenítico ao final de cada passe de laminação, até a determinação do tamanho de grão ferrítico ao final da transformação de fase. Para efeito destes cálculos, considerou-se que se $X \geq 95\%$, a recristalização foi completa. Também foi considerada a ocorrência de deformação acumulada ao passe seguinte, caso $X < 95\%$. Todas as fórmulas utilizadas para se obter os tamanhos de grãos austeníticos e ferríticos, bem como dos parâmetros de processo estão disponíveis na revisão de literatura, no capítulo 3.

Figura 30 – Fluxograma do modelo matemático.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os parâmetros de processo que são utilizados como dados de entrada do modelo foram compilados em uma planilha eletrônica, conforme mostrado na tabela 10.

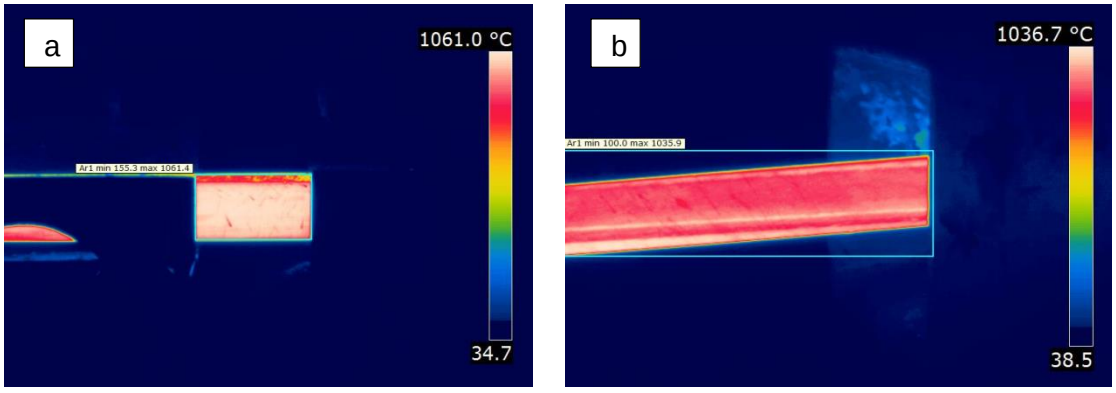
Tabela 10 – Parâmetros de processo (temperatura – T, taxa de deformação - $\dot{\varepsilon}$, deformação - ε e tempo entre passes – tep) na laminação a quente de BRM ¾" SAE 1020.

Passe	T (ºC)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	ε	tep (s)
1	1061	9,48	0,21	5,5
2	1059	11,16	0,28	4,6
3	1057	9,27	0,21	2,0
4	1056	13,18	0,32	5,2
5	1054	15,65	0,46	10,0
6	1048	3,50	0,42	3,3
7	1045	5,02	0,46	2,0
8	1044	13,22	0,63	1,1
9	1043	13,22	0,55	3,8
10	1039	24,92	0,55	2,5
11	1031	25,72	0,52	12,1
12	1015	47,98	0,56	0,9
13	1014	53,24	0,56	0,8
14	1012	97,38	0,54	0,6
15	1011	91,94	0,53	30,5
Entrada leito	949	-	-	-
Saída leito	379	-	-	-

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

A figura 31 mostra as temperaturas medidas nos passes 1 e 7 através da câmera termográfica. Nota-se que para o passe 1, o valor medido coincide com o valor calculado, e para o passe 7, a diferença encontrada entre o valor calculado e medido foi de apenas 8,3ºC.

Figura 31 – a) Temperatura medida no passe 1. b) Temperatura medida no passe 7. Câmera termográfica FLIR 650, emissividade de 0,85.

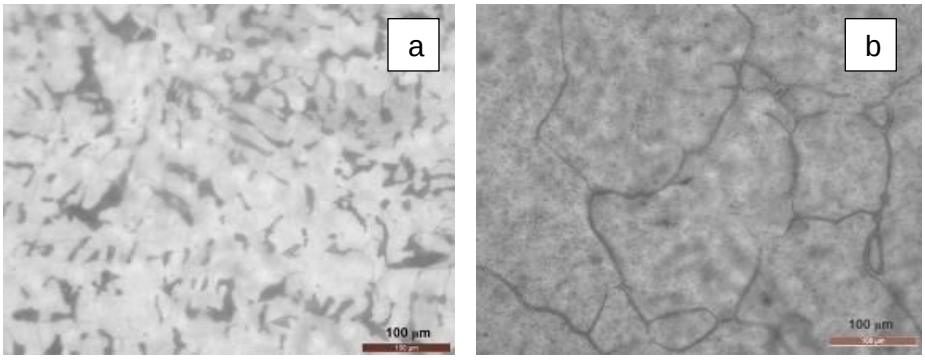


Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

O tamanho de grão austenítico médio encontrado nas amostras de tarugo através dos ensaios de Laboratório foi de 87,5 ± 22 μm, que é próximo ao valor de 100 μm adotado nos trabalhos de Maccagno, Jonas e Hodgson (1996) e Siciliano e Jonas (2000) no modelamento de aços C-Mn. Este valor foi utilizado no modelo como tamanho de grão austenítico inicial, ou seja, na entrada do 1º passe, conforme apresentado na tabela 11.

A figura 32 apresenta uma comparação na estrutura interna do tarugo antes e após o reaquecimento no forno a temperatura de 1095ºC, onde é possível observar os contornos de grão formados através da nucleação e crescimento.

Figura 32 – a) Micrografia da amostra de tarugo antes do reaquecimento, mostrando a estrutura bruta de solidificação. Ataque Nital 3%. b) Grãos da amostra de tarugo após reaquecimento a 1095ºC e têmpera em água. Ataque Teepol.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

As equações mostradas no capítulo 3 foram aplicadas na sequência de 15 passes de laminação de tarugos com seção quadrada de 130 x 130 mm até a bitola de barra redonda de ¾" (19,05 mm) de diâmetro para acompanhar a evolução do tamanho de grão austenítico. A tabela 11 mostra os resultados dos cálculos em cada passe.

Tabela 11 – Evolução do tamanho de grão austenítico na laminação de Barra Redonda Mecânica de 3/4" SAE 1020.

Passe	d_0 (μm)	T (ºC)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	tep (s)	ε	ε_a	ε_c	RE ou RMD?	$t_{0,5}$ (s)	X	d_γ (μm)
1	87,5	1061	9,48	5,5	0,21	0,21	0,31	RE	0,92	1,00	78,0
2	78,0	1059	11,16	4,6	0,28	0,28	0,31	RE	0,35	1,00	65,1
3	64,8	1057	9,27	2,0	0,21	0,21	0,29	RE	0,54	0,92	61,7
4	61,7	1056	13,18	5,2	0,32	0,34	0,30	RMD	0,06	1,00	36,8

5	36,8	1054	15,65	10,0	0,46	0,46	0,27	RMD	0,05	1,00	39,5
6	39,5	1048	3,50	3,3	0,42	0,42	0,22	RMD	0,16	1,00	38,2
7	38,2	1045	5,02	2,0	0,46	0,46	0,23	RMD	0,12	1,00	34,8
8	34,8	1044	13,22	1,1	0,63	0,63	0,27	RMD	0,06	1,00	29,3
9	29,3	1043	13,22	3,8	0,55	0,55	0,25	RMD	0,06	1,00	33,45
10	33,5	1039	24,92	2,5	0,55	0,55	0,30	RMD	0,03	1,00	30,7
11	30,7	1031	25,72	12,1	0,52	0,52	0,30	RMD	0,03	1,00	36,9
12	36,9	1015	47,98	0,9	0,56	0,56	0,37	RMD	0,02	1,00	23,7
13	23,7	1014	53,24	0,8	0,56	0,56	0,34	RMD	0,02	1,00	22,5
14	22,5	1012	97,38	0,6	0,54	0,54	0,37	RMD	0,01	1,00	19,2
15	19,2	1011	91,94	30,5	0,53	0,53	0,35	RMD	0,01	1,00	38,7

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Observa-se na tabela 11 que as deformações nos passes iniciais 1, 2 e 3, não foram suficientes para iniciar a recristalização dinâmica, pois a deformação crítica foi maior que a deformação acumulada, e, portanto, o mecanismo de amaciamento que se deu nos três primeiros passes foi estático. Nos passes 1 e 2, de acordo com os cálculos da cinética, houve tempo suficiente para completa recristalização estática (X=1) seguida de crescimento de grão. Já no passe 3, como a recristalização foi parcial (X=0,93), não houve crescimento de grão. Com isso, parte da deformação acumulada do passe 3 somada ao aumento da taxa de deformação, levou à recristalização dinâmica no passe 4. Nota-se também um intenso refino do grão austenítico do passe 4 oriundo da recristalização dinâmica.

A partir do passe 4, todo o mecanismo de amaciamento que ocorreu foi de recristalização dinâmica, seguido de metadinâmica e de crescimento de grão, uma vez que houve recristalização completa em todos os passes subsequentes. Vale destacar que o tamanho de grão recristalizado metadinamicamente depende somente da taxa de deformação e da temperatura no passe, e por este motivo, o tamanho de grão ao final do passe é independente do tamanho de grão no início do passe.

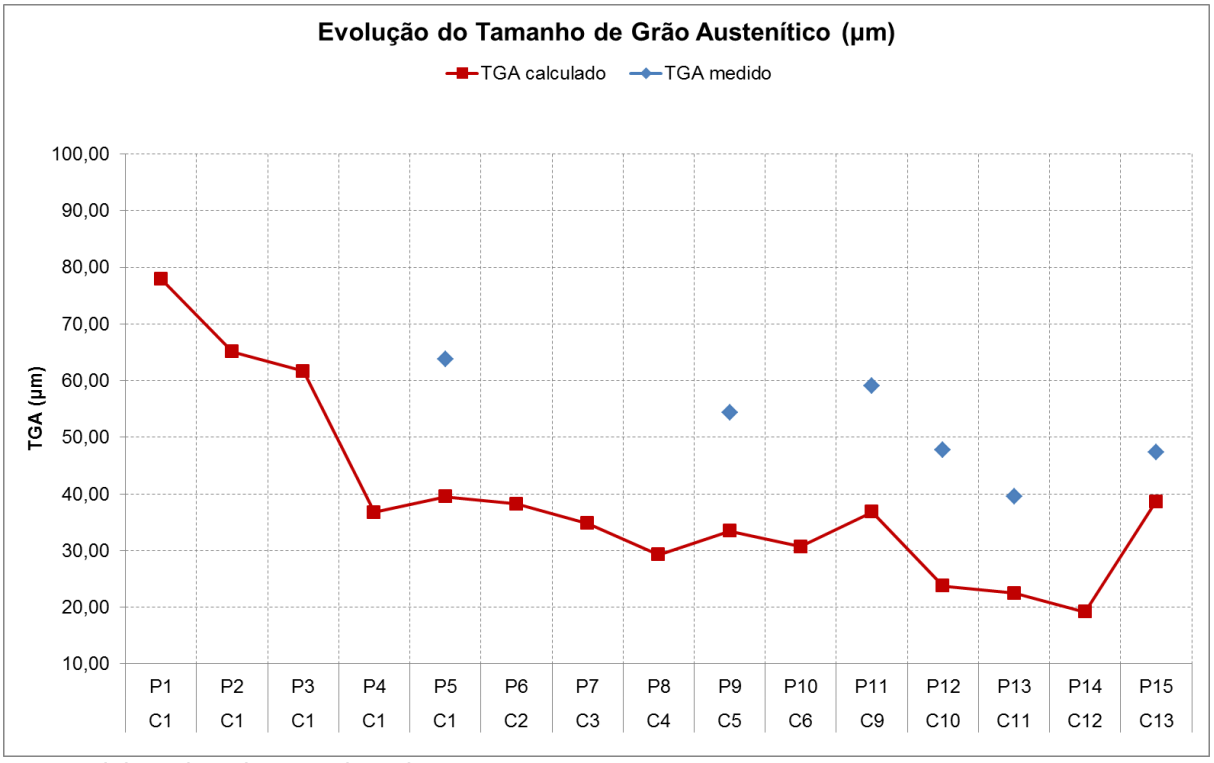
O crescimento de grão obtido após o passe 5 pode ser explicado pelo longo tempo até o passe 6. O mesmo fenômeno também foi observado entre os passes 11 e 12 e após o passe 15 até o leito de resfriamento, sendo neste último caso devido à

distância entre a última cadeira de laminação e o leito de resfriamento. De modo geral, nota-se que para tempos entre passes acima de 10 s houve um crescimento significativo dos grãos austeníticos.

Além disso, a análise do resultado final do modelo de evolução da austenita apresentado na tabela 11 permite verificar a ocorrência do refino de grão austenítico de 87,5 µm para 38,7µm.

Os resultados do tamanho de grão austenítico em cada passe previstos pelo modelo foram comparados aos resultados reais obtidos nas amostras retiradas na linha de laminação. A figura 33 mostra os resultados médios encontrados de tamanhos de grãos austeníticos na saída dos passes 5, 9, 11, 12, 13 e 15.

Figura 33 – Comparação entre tamanho de grão austenítico calculado pelo modelo e medido nas amostras.

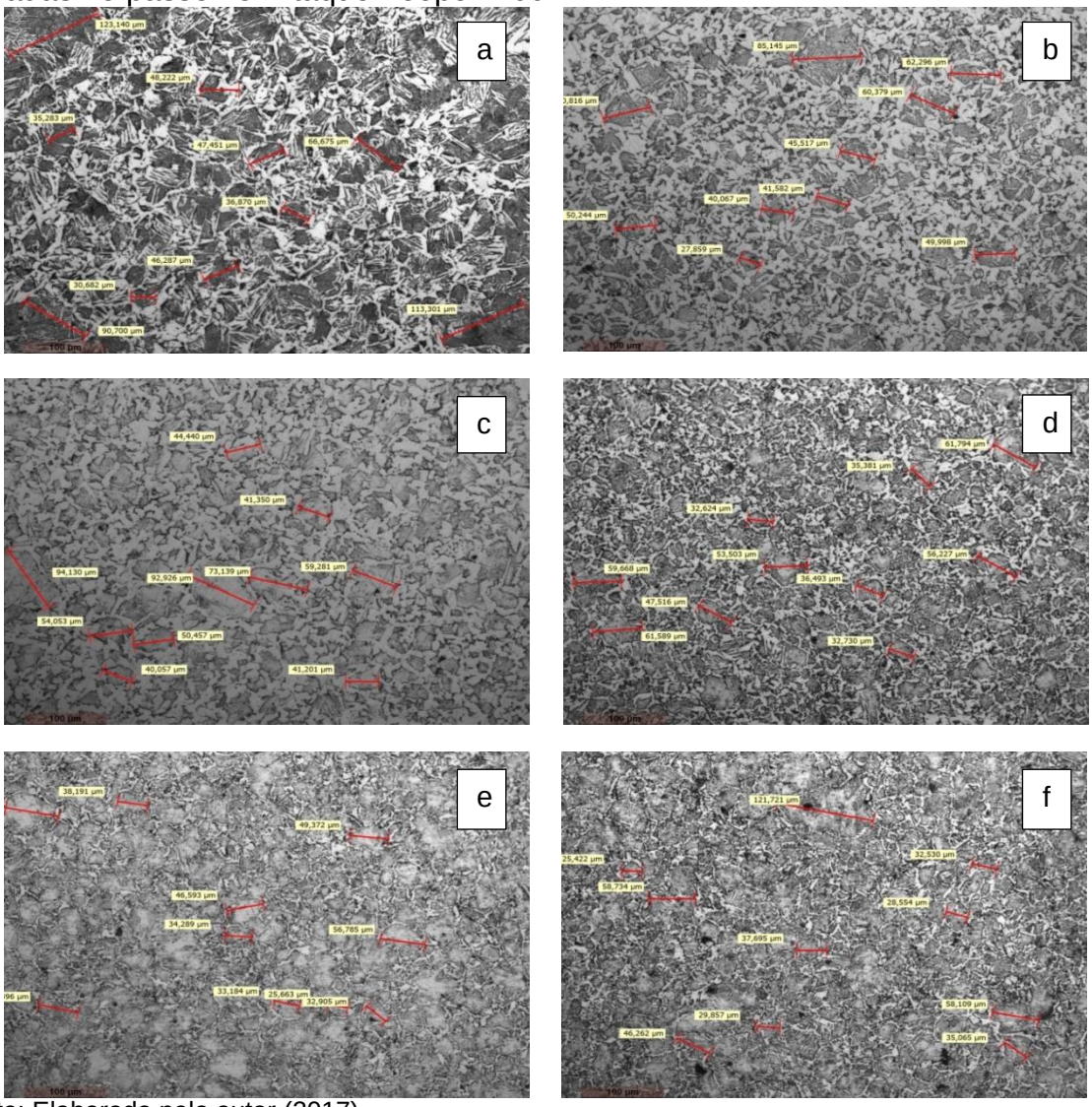


Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Pode-se observar que os resultados de tamanhos de grãos austeníticos medidos nas amostras foram maiores do que os previstos pelo modelo, o que pode ser explicado pelo tempo gasto, em torno de 1 minuto, entre a retirada da amostra e a têmpera em água, levando ao crescimento de grão. Cabe destacar que existe uma

grande dificuldade operacional para a retirada das amostras e resfriamento em tonel com água, principalmente na saída do passe 5, onde a massa do material é grande e a temperatura é muito elevada. Além disso, não foi possível obter fonte de água corrente para troca da mesma dentro do tonel, o que gerou um aquecimento da água, dificultando a têmpera total, mas não o suficiente para afetar a têmpera da superfície, de onde as amostras para medição do tamanho de grão austenítico foram retiradas. Em virtude disso, mesmo com o crescimento de grão da amostra, observa-se que o perfil do gráfico dos valores medidos nas amostras acompanha o perfil dos valores calculados, mostrando a coerência do modelo.

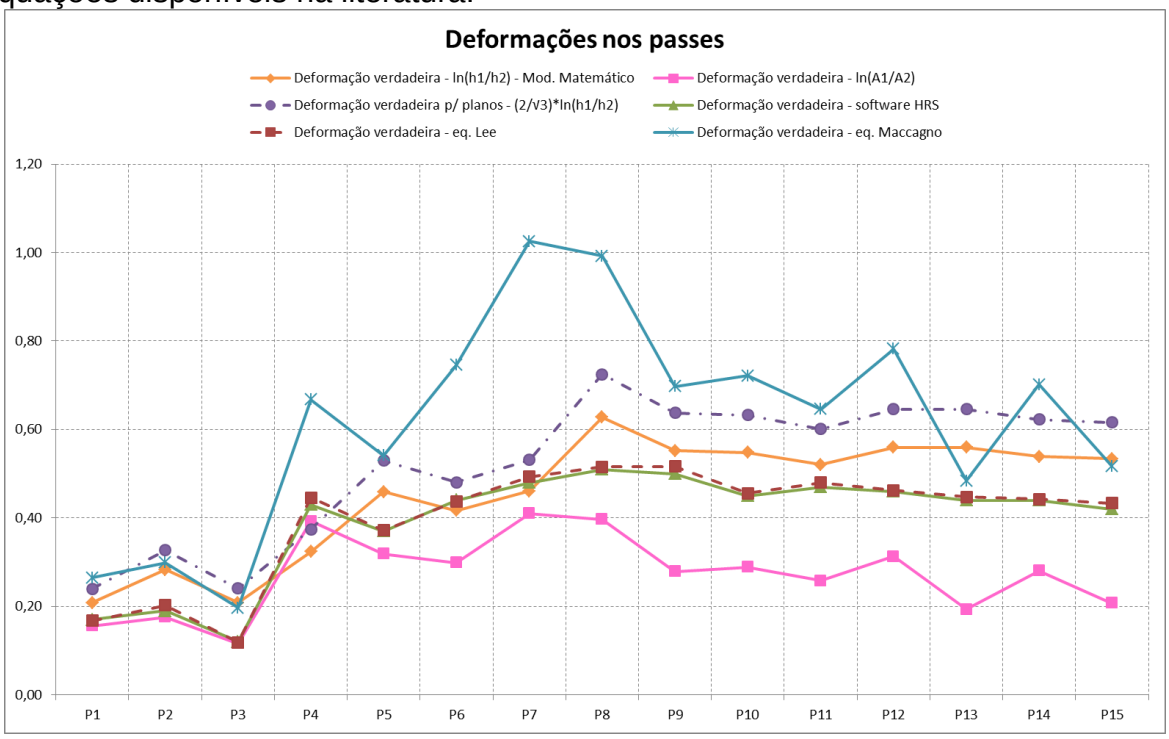
Figura 34 – a) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 5. b) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 9. c) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 11. d) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 12. e) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 13. f) Estrutura de grãos austeníticos das amostras retiradas no passe 15. Ataque Teepol. 200x.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

As deformações nos passes de laminação de barra redonda iniciaram-se médias nos passes de desbaste, e tornam-se mais pesadas ao longo dos passes, independentemente da equação utilizada para cálculo, conforme apresentado no Capítulo 3. Pode-se observar, na figura 35, que o cálculo da deformação verdadeira, adotado pelo modelo matemático, considerando a altura real de entrada e saída da barra no passe, se aproximou bastante do cálculo da deformação comparando-se com o método das alturas médias equivalentes, que é o método utilizado pelo *software HRS*, na simulação da calibração de barras redondas e chatas, validado na laminação destes materiais na usina de Cariacica, e comparando também com a equação desenvolvida por Lee para cálculo da deformação real no passe (equação 3.21). Por este motivo, para fins de simplificação, foram consideradas no modelo as alturas reais de entrada e saída de cada passe, para cálculo das deformações verdadeiras e taxas de deformação nos passes. Embora não seja possível afirmar com precisão o valor exato da deformação que ocorre em cada passe, todos estes métodos teóricos foram testados e validados em laboratórios e processos industriais, e, portanto, podem ser considerados para a estimativa da deformação e, consequentemente da taxa de deformação em cada passe.

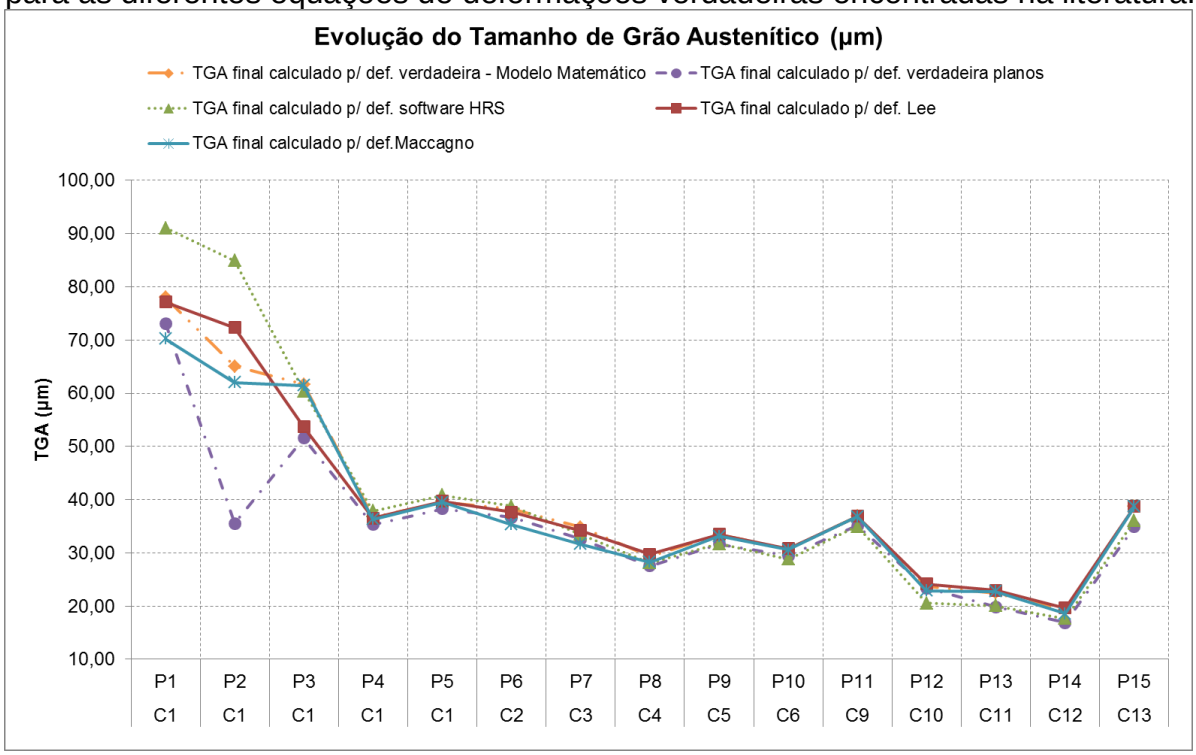
Figura 35 – Deformações verdadeiras nos passes calculadas através das diferentes equações disponíveis na literatura.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Apesar das diferenças observadas nas deformações, e consequentemente nas taxas de deformação, para as diferentes equações, foi verificado que a influência no tipo de amaciamento ocorrendo em cada passe não foi suficiente para alterar significativamente o resultado de tamanho de grão austenítico calculado em cada passe, conforme mostrado na figura 36.

Figura 36 – Comparação do tamanho de grão austenítico ao final de cada passe para as diferentes equações de deformações verdadeiras encontradas na literatura.



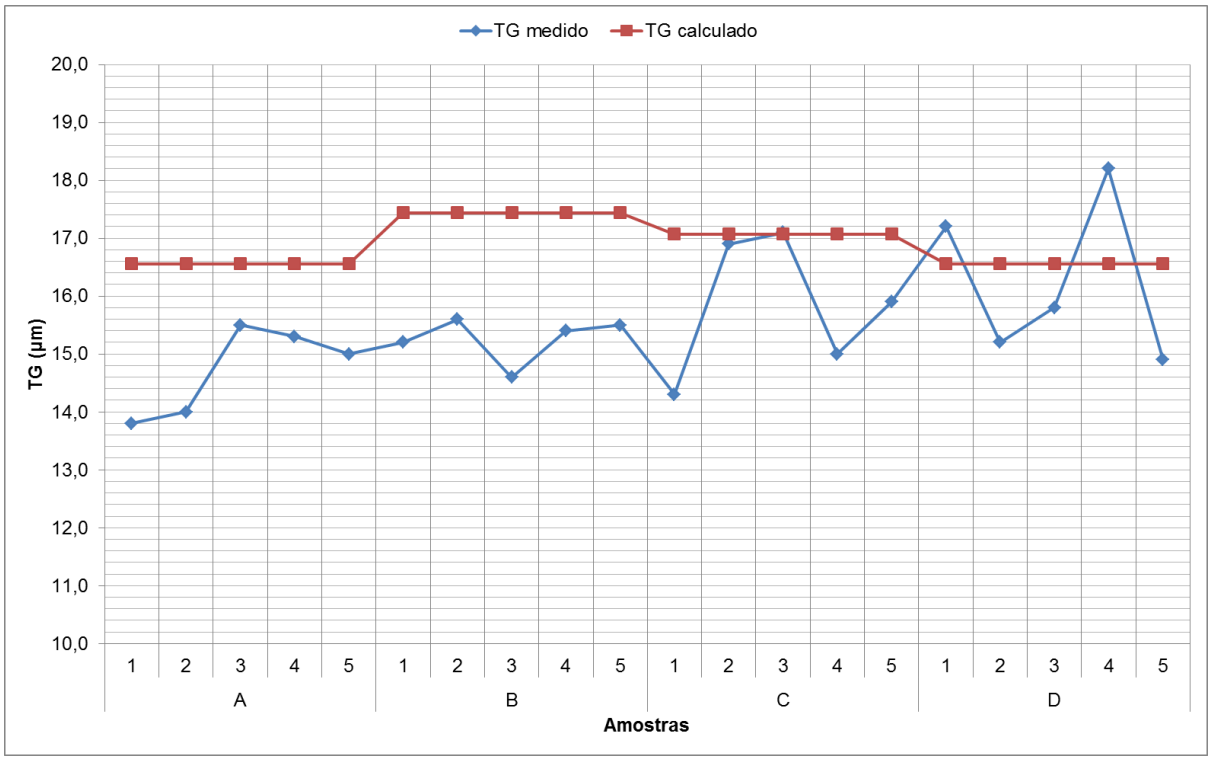
Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Ao atingir o leito de resfriamento, a barra apresentou temperatura média de 929ºC e após ser resfriada ao ar no leito de resfriamento por aproximadamente 420 s, a temperatura média da barra na saída do leito estava em torno de 379ºC. Portanto, a taxa média de resfriamento calculada foi de 1,36ºC/s.

Os grãos austeníticos de 38,7 µm calculados pelo modelo matemático deram origem após a transformação de fases a grãos ferríticos médios calculados de 16,9 µm. Para cada corrida do estudo foi calculado o tamanho de grão ferrítico e comparado com o resultado real encontrado nas amostras retiradas do produto final. A figura 37 apresenta a comparação entre os valores previstos pelo modelo matemático e medidos nas amostras. O valor médio do tamanho grão ferrítico final medido nas

amostras foi de 15,5 µm, ou seja, uma diferença percentual de 8,93% em relação ao valor médio de 16,9 µm calculado por este modelo matemático.

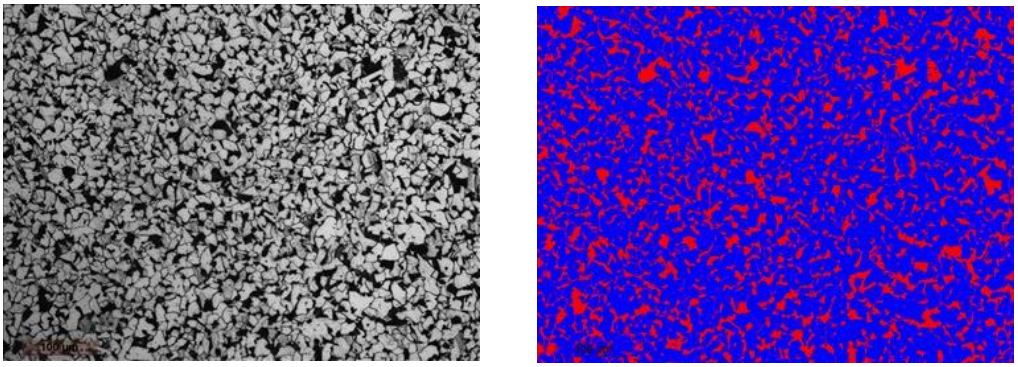
Figura 37 – Resultados de tamanho de grão ferrítico final calculados pelo modelo e medidos nas amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

A Figura 38 apresenta a microestrutura final do material laminado após resfriamento ao ar no leito. Os percentuais médios de ferrita e perlita medidos foram de 77% e 23%, respectivamente, demonstrando uma predominância da fase ferrítica.

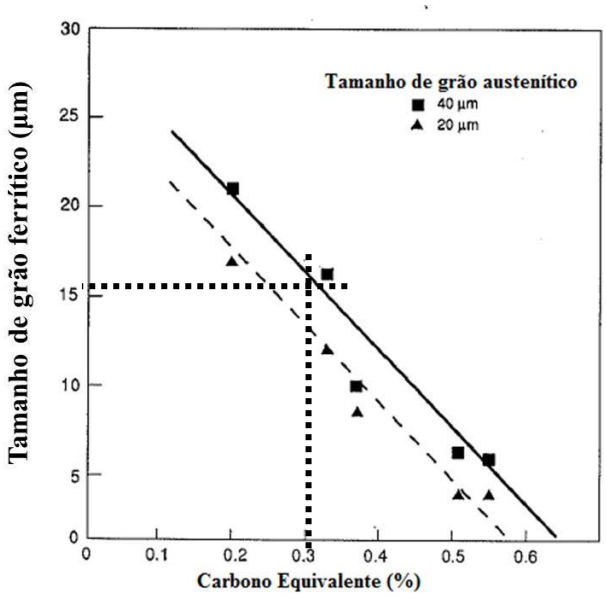
Figura 38 – Microestrutura da barra redonda ¾" aço SAE 1020. Ataque Nital 3%. Aumento 100x. Imagem original à esquerda e imagem processada pelo software Leica à direita.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

De acordo com Hodgson e Gibbs (1992), a figura 39 apresenta curvas onde se pode encontrar o tamanho de grão ferrítico em função do carbono equivalente para tamanhos de grãos austeníticos finais de 20 e 40 μm. Como o aço em estudo apresenta Ceq médio de 0,30% e o tamanho de grão austenítico final do modelo foi 38,7 μm, obtém-se da figura 39, o valor aproximado de 16 μm para o tamanho de grão ferrítico do material. Isto está de acordo com o calculado pelo modelo que foi de 16,9 μm, em média, conforme mostrado na figura 37, e, portanto com uma diferença percentual de 5% em relação ao estudo de Hodgson e Gibbs, demonstrando uma boa previsibilidade do modelo para a evolução do tamanho de grão durante a laminação e após o resfriamento.

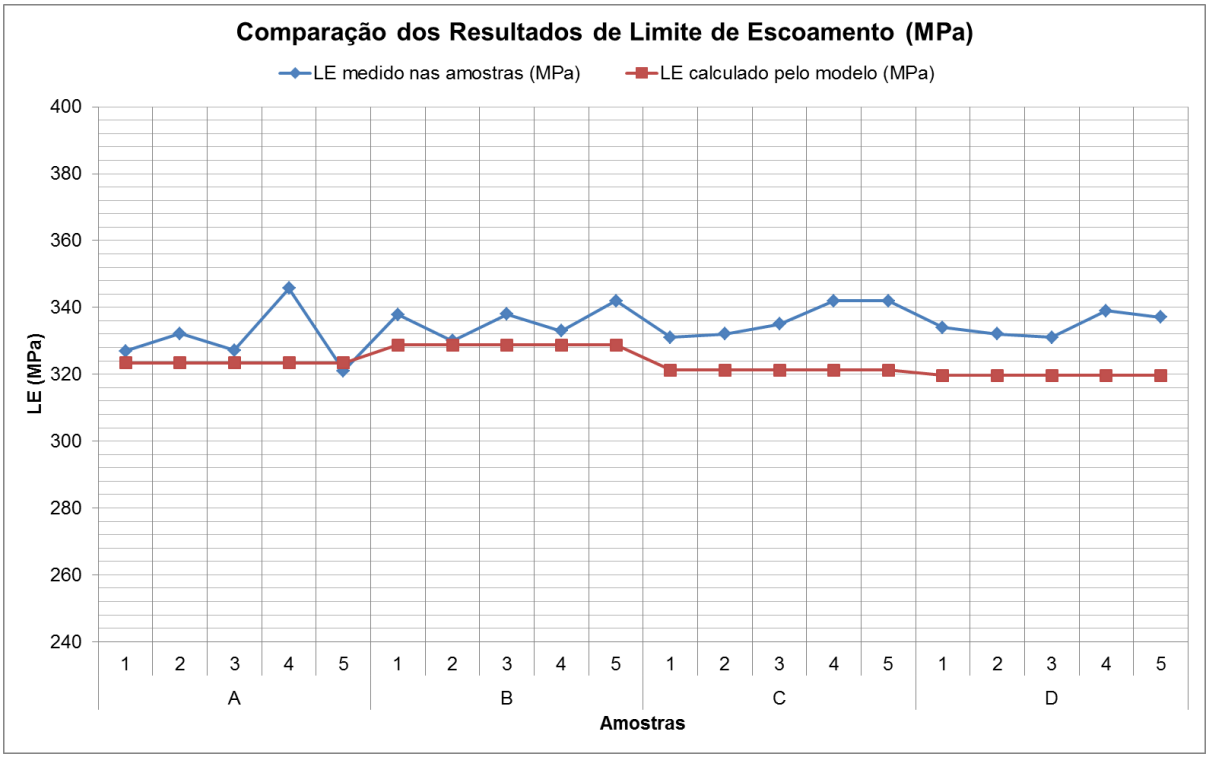
Figura 39 – Comparação do tamanho de grão ferrítico calculado pelo modelo matemático e o esperado na literatura.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017) adaptado de HODGSON ; GIBBS (1992).

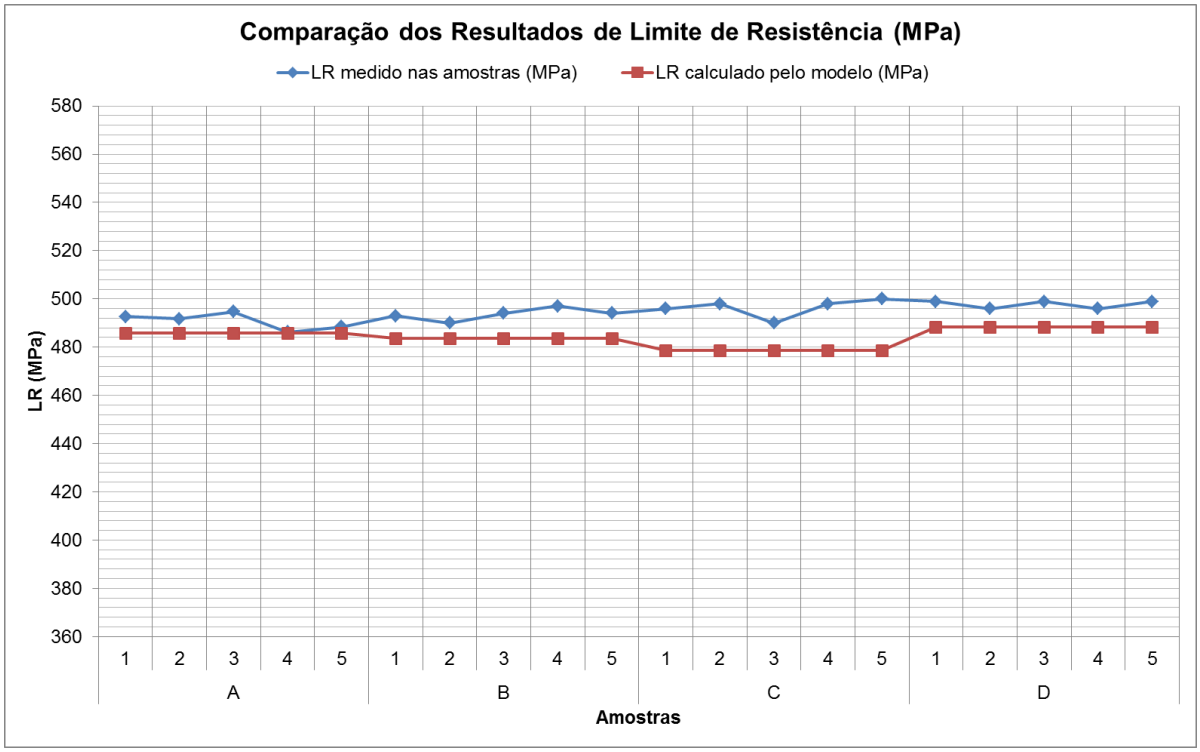
De posse da composição química e dos valores calculados do tamanho de grão ferrítico final de cada corrida foi possível realizar a previsão dos Limites de Escoamento (LE) e de Resistência (LR), respectivamente. As Figuras 40 e 41 apresentam uma comparação entre os resultados das propriedades mecânicas obtidos pelo modelo matemático e experimentalmente através do ensaio de tração das amostras.

Figura 40 – Resultados de Limite de Escoamento (LE) calculados pelo modelo e medidos nas amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Figura 41 - Resultados de Limite de Resistência (LR) calculados pelo modelo e medidos nas amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Os resultados médios de LE do modelo e do ensaio foram de 323 e 334 MPa, respectivamente, acarretando uma diferença percentual de 3,34%. E para o LR, os resultados médios do modelo e do ensaio foram de 484 e 495 MPa, respectivamente, levando a uma diferença percentual de 2,14%.

A tabela 12 apresenta uma lista com as equações utilizadas neste trabalho.

Tabela 12 – Resumo das equações utilizadas neste trabalho.

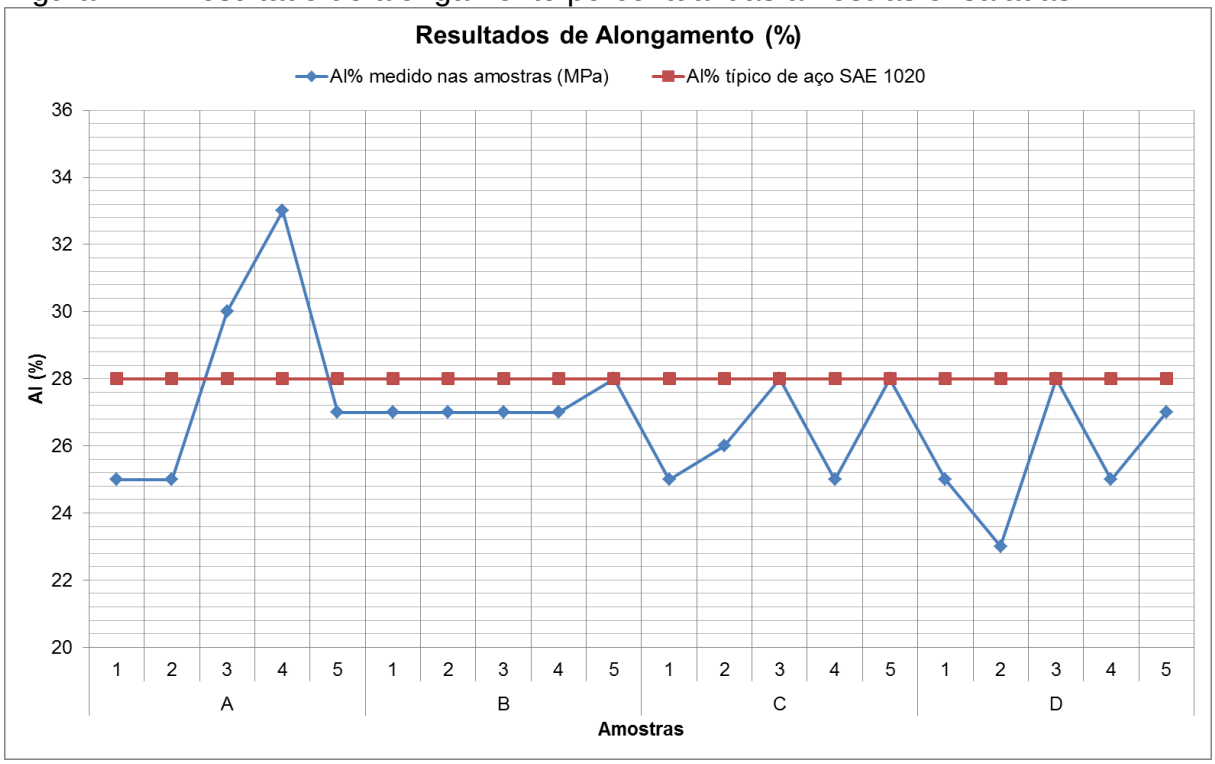
Equações	
$\varepsilon_c = 5{,}6 \times 10^{-4}\, d_0^{0,3}\, Z^{0,17}$	(3.27)
$X = 1 - \exp\left[-0{,}693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)\right]$	(3.34)
$t_{0,5} = 2{,}3 \times 10^{-15}\, \varepsilon^{-2,5}\, d_0^2 \exp\left(\frac{230000}{R.T}\right)$	(3.35)
$d_{RE} = 343\, d_0^{0,4}\, \varepsilon^{-0,5} \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$	(3.44)
$X = 1 - \exp\left[-0{,}693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{1,5}\right]$	(3.38)
$t_{0,5} = 1{,}1\, Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230000}{R.T}\right)$	(3.39)
$d_{RMD} = 2{,}6\, 10^4\, Z^{-0,23}$	(3.45)
$d^2 = d_{RE}^2 + 4{,}0x10^7 (t_{ep} - 4{,}32t_{0,5}) \exp\left(\frac{-113000}{8{,}31.T}\right)$	(3.49)
$d^7 = d_{SRX}^7 + 1{,}5x10^{27} (t_{ep} - 4{,}32t_{0,5}) \exp\left(\frac{-400000}{8{,}31.T}\right)$	(3.50)
$d^2 = d_{RMD}^2 + 1{,}2x10^7 (t_{ep} - 2{,}65t_{0,5}) \exp\left(\frac{-113000}{8{,}31.T}\right)$	(3.51)
$d^7 = d_{RMD}^7 + 8{,}2x10^{25} (t_{ep} - 2{,}65t_{0,5}) \exp\left(\frac{-400000}{8{,}31.T}\right)$	(3.52)
$d = X_i^{4/3}.d_{RECi} + (1-X_i)^2.d_{0i}$	(3.53)
$d_{\alpha 0} = (-0{,}4+6{,}37C_{eq}) + (24{,}2 - 59C_{eq})\dot{T}^{-0,5} + 22[1 - \exp(-0{,}015d_\gamma)]$	(3.56)
$LE = 62{,}6 + 26{,}1Mn + 60{,}2Si + 759P + 212{,}9Cu + 3286N + \sigma_P + 19{,}7d_\alpha^{-0,5}$	(3.59)
$LR = 164{,}9 + 634{,}7C + 53{,}6Mn + 99{,}7Si + 651{,}9P + 472{,}6Ni + 3339{,}4N + \sigma_P + 11d_\alpha^{-0,5}$	(3.60)

Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

Não foi desenvolvida na literatura equação para prever o alongamento percentual, devido às diferenças encontradas nos resultados para os diferentes tipos de corpos de prova especificados. No entanto, sabe-se que este é um parâmetro relevante do ensaio de tração. A figura 42 apresenta os resultados de alongamento percentual medidos nas amostras e o valor típico de alongamento encontrado no aço SAE 1020, conforme mencionado na norma SAE J1397, que apresenta um guia das propriedades mecânicas típicas encontradas em barras de aço laminadas a quente.

O alongamento médio obtido nas amostras foi de 26,8% e o valor típico encontrado em barras redondas laminadas a quente do aço SAE 1020 é de 28%, portanto a diferença média percentual foi de apenas 4,5%.

Figura 42 – Resultado de alongamento percentual das amostras ensaiadas.



Fonte: Elaborado pelo autor (2017).

6 CONCLUSÃO

O modelo térmico apresentou valores de temperatura dos passes coerentes com os valores medidos por meio da câmera termográfica, mostrando ser uma ferramenta interessante a ser explorada na previsão de temperatura durante a laminação.

O modelo de evolução microestrutural apresentou boa previsibilidade do tamanho de grão austenítico, levando em consideração os mecanismos de amaciamento envolvidos no processo de laminação a quente de barras redondas. A diferença encontrada de 8,7 µm entre o tamanho de grão austenítico medido (47,4 µm) e calculado (38,7 µm), antes da transformação de fase, é considerada pequena para as condições industriais.

Não foi observada influência significativa das diferentes equações para cálculo das deformações e taxas de deformação na laminação a quente de barras redondas, nos cálculos de tamanho de grão austenítico.

O modelo de transformação de fase mostrou-se coerente com os valores encontrados na literatura e com os resultados medidos nas amostras, onde a diferença média percentual entre os valores medidos e os calculados pelo modelo foi de apenas 8,9%, demonstrando confiabilidade para a previsão do tamanho de grão ferrítico final após o resfriamento.

O modelo matemático desenvolvido mostrou ser capaz de prever com boa precisão os valores de limite de escoamento e limite de resistência da barra redonda mecânica de ¾” (19,05 mm) do aço SAE 1020, com diferença média percentual de entre os valores medidos e calculados pelo modelo de apenas 3,34% para limite de escoamento e 2,14% para limite de resistência.

Este modelo contribuiu significativamente para se conhecer a influência dos diferentes parâmetros de processo nas propriedades mecânicas finais do produto e mostrou ser uma ótima ferramenta para o atendimento da demanda dos clientes pelos resultados de propriedades mecânicas nos certificados de qualidade.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Aplicar o modelo térmico em outras bitolas na linha de laminação leve de barras redondas de aço ao carbono.

Aplicar o modelo de evolução microestrutural e de previsão de propriedades mecânicas em outros produtos laminados, principalmente em cantoneiras, barras chatas e perfis estruturais, onde as propriedades mecânicas são exigidas por normas.

Utilizar os modelos térmico, de evolução microestrutural, de transformação de fase e de propriedades mecânicas para otimizar a composição química das ligas e os parâmetros de processo, principalmente nas bitolas que ocorram dificuldades de se obter as propriedades mecânicas.

Aplicar o modelo matemático *online* no laminador, visando obter as propriedades mecânicas de todas as barras laminadas.

Realizar ensaios em simulador termomecânico (*Gleeble*) ou em máquina de torção e avaliar os mecanismos de recristalização que ocorrem em cada passe, comparando com os determinados por este modelo matemático.

REFERÊNCIAS

ARCELORMITTAL AÇOS LONGOS. Guia do Aço. Disponível em: <http://brasil.arcelormittal.com.br/pdf/quem-somos/guia-aco.pdf>. Acesso em 08 out. 2017.

BARBOSA, G. **Laminação e Calibração de Produtos Não-Planos de Aço**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1987.

BENGOCHEA, R.; LÓPEZ, B.; GUTIERREZ, I. Influence of the Prior Austenite Microstructure on the Transformation Products Obtained for C-Mn-Nb Steels after Continuous Cooling. **ISIJ International**, v.39, n.6, p. 583-591, 1999.

BEYNON, J.H.; SELLARS, C.M. Modelling Microstructure and Its Effects during Multipass Hot Rolling. **ISIJ International**, v.32, n.3, p. 359-367, 1992.

BUENO, E.W. **Desempenho Superficial de Barras Laminadas Redondas de Aço SAE 1043 frente às Variáveis de Condicionamento de Tarugos, Temperatura de Laminação e Uso do Descarepador**. 2012. 64f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

CODA, R.C. **Laminação e Calibração de Produtos Laminados Não Planos de Aço**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

DANIELI MORGÅRDSHAMMAR. Disponível em <https://www.danieli.com/en/_26_2.htm>. Acesso em 08 out.2017.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. Singapore: McGraw-Hill Book Company, 1988.

DONG, Y.; ZHANG, W.; SONG, J. An Analytical Model for the Prediction of Cross-section Profile and Mean Roll Radius in Alloy Bar Rolling. **Journal of University of Science and Technology Beijing**, v.15, n.3, p. 344-350, 2008.

GORNI, A.A. Modelamento Matemático da Laminação: De Ficção Científica a Ferramenta para a Capacitação Industrial. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS - ABM, 60., 2005, Belo Horizonte.

GORNI, A.A.; SILVA, M.R.S. Modelamento da Evolução Microestrutural durante a Laminação de Tiras a Quente de Aços Microligados ao Nióbio. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS - ABM, 49., 2012, Vila Velha.

HODGSON, P.D.; GIBBS, R.K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. **ISIJ International**, v.32, n.12, p. 1329-1338, 1992.

KWON, O. A Technology for the Prediction and Control of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Steel. **ISIJ International**, v.32, n.3, p. 350-358, 1992.

LEE, Y. Calculating Model of Mean Strain in Rod Rolling Process. **ISIJ International**, v.39, n.9, p. 961-964, 1999.

LEE, Y. **Rod and Bar Rolling - Theory and Applications**. New York: Marcel Dekker Inc., 2004.

LEE, Y.; CHOI, S.; HODGSON, P.D. Analytical Model of Pass-by-pass Strain in Rod (or bar) Rolling and its Application to Prediction of Austenite Grain Size. **Materials Science and Enginnering**, v. A336, p. 177-189, 2002.

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, 1996.

MACHADO, M.L.P. **Modelo Termomicroestrutural para Determinação de Variáveis Operacionais e Metalúrgicas para Utilização em Simulação e/ou Controle na Laminação a Quente de Aços Carbono e Microligados**. 2005. 381f. Tese (Doutorado em Engenharia Elétrica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2005.

MAJTA, J.; KUZIAK, R.; PIETRZYK, M.; KRZTON, H. Use of the Computer Simulation to Predict Mechanical Properties of C-Mn steel, after Thermomechanical Processing. **Journal of Materials Processing Technology**, v.60, p.581-588, 1996.

MANOHAR, P.A.; LIM, K.; ROLLETT, A.D.; LEE, Y. Computational Exploration of Microstructural Evolution in a Medium C-Mn Steel and Applications to Rod Mill. **ISIJ International**, v.43, n.9, p. 1421-1430, 2003.

OLIVEIRA, F.G. **Modelo Matemático de Evolução Microestrutural de Fio-máquina Microligado ao Nióbio Laminado a Quente**. 2016. 129f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

PADILHA, A.F.; SICILIANO, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

PAL, S.K.; LINKENS, D.A. Temperature Distribution in Steel during Hot Rolling: pseudo-bond graph view. **Simulation Modelling Practice and Theory**, v.10, p. 69-85, 2002.

REIS, E.G. **Modelo Matemático para Previsão de Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais**. 2007. 106f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

SELLARS, C.M. Modelling Microstructural Development during Hot Rolling. **Materials Science and Technology**, v.6, p. 1072-1081, 1990.

SELLARS, C.M. Modelling of Structural Evolution during Hot Working Processes. In: HANSEN, N; JENSEN, D.J.; LEFFERS, T; RALPH, B. (eds.). **Annealling Processes - Recovery, Recrystallization and Grain Growth**. RisØ National Laboratory, Roskilde, Denmark, p. 167-184, 1986.

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.31A, p. 511-530, 2000.

SICILIANO, F. **Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels**. 1999. 187f. PhD Thesis in Metallurgical Engineering - Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, 1999.

SILVÉRIO, V.A. **Estudo da Evolução do Tamanho de Grão na Laminação a Quente de Barras de Aço Médio Carbono Microligado ao Vanádio - 38MnSiV5**. 2008. 88f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

WUSATOWSKI, Z. **Fundamentals of Rolling**. Katowice: Pergamon Press, 1969.

ZHANG, Y.; ZHANG, H.; WANG, G.; HU, S. Application of Mathematical Model for Microstructure and Mechanical Property of Hot Rolled Wire Rods. **Applied Mathematical Modelling**, v.33, p. 1259-1269, 2009.