

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,
MATERIAIS E DE MINAS

Dissertação de Mestrado

Aplicação a produtos longos de modelo matemático elaborado para laminação a quente
de produtos planos

Aluna: Tássia Ribeiro Salles Moura

Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa, Dr.

M929a	<p>Moura, Tássia Ribeiro Salles. Aplicação a produtos longos de modelo matemático elaborado para laminação a quente de produtos planos [manuscrito] / Tássia Ribeiro Salles Moura. - 2016. x, 89 f., enc. : il.</p> <p>Orientador: Ronaldo A. M. Barbosa.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 84-89.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Metais - Propriedades mecânicas - Teses. 4. Nióbio - Metalurgia - Teses. 5. Laminação (Metalurgia) - Teses. 6. Modelos matemáticos - Teses. I. Barbosa, Ronaldo A.N.M. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
-------	---

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,
MATERIAIS E DE MINAS

Tássia Ribeiro Salles Moura

Aplicação a produtos longos de modelo matemático elaborado para laminação a quente
de produtos planos

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa
de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,
Materiais e de Minas da Universidade Federal de
Minas Gerais.

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Ronaldo A. M. Barbosa

Belo Horizonte – Minas Gerais
Escola de Engenharia da UFMG

2017

Agradecimentos

Gostaria de agradecer primeiramente aos meus pais, meus exemplos, pois sem eles não teria chegado até aqui, e aos meus irmãos que, muitas vezes, mesmo longe se fizeram presentes. Eu amo vocês!

Agradeço à CBMM, representada por Eduardo Ribeiro, Marcos Stuart e Tadeu Carneiro por ter acreditado em mim e por ter me dado a oportunidade e todo o suporte para me tornar uma profissional mais completa.

Agradeço aos amigos da CBMM, em especial ao Meira, Régis, Alexandre, Mariana Perez, Mariana Silva e Marcelo por estarem sempre dispostos a ajudar e por todo suporte, especialmente principalmente durante a fase final.

Ao professor Ronaldo pela orientação, disponibilidade e paciência de me trazer para a metalurgia e me ensinar desde o primeiro grão.

Aos amigos do mestrado Roney, Felipe Bastos e Felipe Oliveira pelas discussões, auxílios e informação. Vocês foram essenciais!

À minha querida família que desculpou as minhas ausências, em especial aos meus avós que perdoam o pouco tempo dedicado e se fazem presentes sempre que preciso. Ao meu padrinho, que sempre faz eu me sentir uma pessoa muito especial, e à minha madrinha que, dentre tantas viagens, nunca se esquece de mim.

Aos amigos que, assim como minha família, me dão todo apoio que preciso.

Agradeço também à minha pequena afilhada que recarrega minhas energias.

À UFMG e ao PPGEM por todo o suporte oferecido.

À CAPES-PROEX, à FAPEMIG e ao CNPQ pelo apoio ao pesquisador.

Sumário

LISTA DE FIGURAS	iii
LISTA DE TABELAS	vi
LISTA DE NOTAÇÕES	vii
RESUMO	ix
ABSTRACT	x
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
2.1 Objetivos específicos	3
2.2 Estratégia a ser adotada na consecução dos objetivos	3
3 JUSTIFICATIVA	5
4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
4.1 Descrição do processo de laminação a quente de longos	6
4.2 Descrição de modelos matemáticos para laminação de longos disponíveis na literatura	12
5 METODOLOGIA	22
6 FUNDAMENTOS DO MODELO MATEMÁTICO E DA CORRIDA EXPERIMENTAL 24	
6.1 Modelagem matemática da laminação a quente de aços microligados	24
6.2 Descrição processo de laminação de longos escolhido para se aplicar o modelo	44
7 RESULTADOS	51
7.1 Aplicação de um modelo de produtos planos, o MicroSim, a processo de laminação de produtos longos	51
8 DISCUSSÃO	67
9 CONCLUSÃO	82
10 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	83
11 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	84

LISTA DE FIGURAS

Figura 4-1 - Diagrama mostrando linhas básicas para um modelamento matemático da evolução da microestrutura ao longo dos passes durante a laminação a quente, descritas por Sellars, C. M. (1990).	18
Figura 6-1 - Representação esquemática de distribuição de tamanhos de grãos de austenita . 27	
Figura 6-2 - Diagrama que representa os descritores das populações de grãos ao início e ao final de cada passe	29
Figura 6-3 - Representação esquemática da evolução da microestrutura das várias populações de grãos durante o tempo entre passes. (a) população com tamanho de grão médio de 50 μm (b) população com tamanho de grão médio de 400 μm e (c) populações com tamanhos de grão	30
Figura 6-4 - Representação esquemática de como uma população de grãos ao final de um passe se transforma em duas distribuições: uma distribuição de grãos recristalizados e outra de grãos encruado.....	31
Figura 6-5 - Diagrama de fluxo em que se indica o esquema geral seguido pelo programa para estudar a evolução microestrutural , Uranga (2002).	36
Figura 6-6 - Exemplo de tela de entrada de dados do programa MicroSim	40
Figura 6-7 - Exemplo de tela de saída de dados do programa MicroSim	42
Figura 6-8 - Tela de saída apresentando gráficos para análise da tensão de fluxo média, TFM, ou em Inglês, MFS, e de estratégia de redução utilizam na sequência de passes.	43
Figura 6-9 - Exemplo de tela de saída de dados do programa MicroSim® fornecendo a distribuição do tamanho de grão austenítico após cada passe de laminação e a fração recristalizada, ou encruada devido a arraste de soluto ou encruada devido a precipitação de cada população de grãos	44
Figura 6-10 - Representação da geometria das secções transversais ao longo dos passes de laminação: a) sequência de passes completa e b) representação em detalhe de um passe redondo-oval. (Oliveira, 2016).	45
Figura 6-11 - Fluxo de processo do Laminador #1 de fio-máquina da ArcelorMittal Monlevade (AMM) (Oliveira,2016).	47
Figura 6-12 - Curva de temperatura versus número do passe de laminação.	49
Figura 7-1 - Exemplo da última parte da tela de entrada onde são inseridos os parâmetros termomecânicos de processo. Os passes destacados em amarelos correspondem àqueles onde foram retiradas amostras	53

- Figura 7-2** - Gráficos de saída de dados apresentando a) fração recristalizada a cada passe de laminação b) tamanhos de grão médio (Average) e crítico, ou decentil superior, (**Dc(0.1)**) calculados e c) a deformação acumulada a cada passe de deformação 57
- Figura 7-3** - Distribuições de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 1: distribuição prevista pelo Microsim® apresentada em forma de barras e a distribuição construída a partir de uma função log-normal apresentada em forma de curva. 59
- Figura 7-4** - Distribuição de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 11 plotada a partir de valores de tamanhos de grão médio e máximo obtidos da simulação utilizando o programa Microsim® aplicadas a uma curva de distribuição do tipo log-normal.60
- Figura 7-5** - Distribuição de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 19 plotada a partir de valores de tamanhos de grão médio e máximo obtidos da simulação utilizando o programa Microsim® aplicadas a uma curva de distribuição do tipo log-normal 60
- Figura 7-6** - Distribuição de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 29 plotada a partir de valores de tamanhos de grão médio e máximo obtidos da simulação utilizando o programa Microsim® aplicadas a uma curva de distribuição do tipo log-normal.61
- Figura 7-7** - Micrografias óticas dos grãos austeníticos de ponto central de uma amostra retirada após o passe 11, de diâmetro nominal de 40,5mm, e resfriada à água, apresentada em duas escalas: (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x. Os grãos mais grosseiros são apontados por setas e os grãos mais refinados, abaixo do tamanho de grão crítico previsto, estão demarcados por círculos. 62
- Figura 7-8** - Micrografias óticas dos grãos austeníticos feitas a um quarto de raio em uma amostra retirada após o passe 11, de diâmetro nominal de 40,5mm, e resfriada à água, apresentada em duas escalas: (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x. Os grãos mais grosseiros são apontados por setas e os grãos mais refinados, abaixo do tamanho de grão crítico previsto, estão demarcados por círculos. 64
- Figura 7-9** - Micrografias óticas dos grãos austeníticos feitas em um ponto próximo à borda uma amostra retirada após o passe 11, de diâmetro nominal de 40,5mm, e resfriada à água, apresentada em duas escalas: (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x. Os grãos mais grosseiros são apontados por setas e os grãos mais refinados, abaixo do tamanho de grão crítico previsto, estão demarcados por círculos. 65
- Figura 8-1** - Comparação entre o resultado de distribuição de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o passe 11 e os resultados de distribuição previstos pelo Microsim®. 67
- Figura 8-2** - Comparação entre o resultado de distribuição de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o passe 19 e os resultados de distribuição previstos pelo Microsim®. 69

Figura 8-3 - Comparação entre o resultado de distribuição de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o passe 29 e os resultados de distribuição previstos pelo Microsim®.	70
Figura 8-4 - Distribuição de tamanho de grão ferrítico de fio-máquina de 5,5 mm de diâmetro nominal. a) distribuição de tamanho de grão ferrítico em termos de fração de área do produto final medido por Oliveira (2016) e tamanho de grão ferrítico calculado, b) micrografia de um quarto de raio do fio-máquina apresentado por Oliveira (2016)	71
Figura 8-5 - Micrografia da amostra de fio-máquina de diâmetro de 5,5mm após formador de espiras e refriamento na esteira.	73
Figura 8-6 - Perfis de temperatura simulados para verificação do comportamento dos tamanhos de grão em função da variação das temperaturas de processo. A curva de temperatura original, utilizada nas simulações anteriores, foi adicionada a título de comparação.....	74
Figura 8-7 - a) Fração recristalizada a cada passe quando utilizado o perfil de temperatura da simulação 1 e b) Valores de tamanhos de grãos médios (Average) e críticos (Dc0.1) calculados a cada passe.	75
Figura 8-8 - a) Fração recristalizada a cada passe quando utilizado o perfil de temperatura da simulação 2 e b) Valores de tamanhos de grãos médios e críticos calculados a cada passe.	77

LISTA DE TABELAS

Tabela 4-1 - Caracterização dos processos de laminação a quente de produtos longos de acordo com referências encontradas na literatura. (*) ocorre elevação de temperatura.....	11
Tabela 4-2 - Evolução de modelos matemáticos aplicados a longos com suas principais contribuições	
Tabela 4-2 - Evolução de modelos matemáticos aplicados a longos com suas principais contribuições	
contribuições	19
Tabela 5-1 - Composição química das ligas laminadas em corrida industrial	22
Tabela 6-1 - Resumo de tamanhos de grão, frações de constituintes presentes e propriedades mecânicas obtidas por Oliveira (2016) a partir de ensaios realizados nas amostras retiradas durante corrida experimental na AMM.	48
Tabela 6-2 - Parâmetros de laminação utilizados na corrida experimental.	50
Tabela 7-1 - Tabela de saída de dados que mostra o resultado da simulação com os dados do aço 16Nb	55
Tabela 8-1 - Comparação dos resultados obtidos por ensaios realizados nas amostras apresentados por Oliveira (2016) com os resultados obtidos através de simulações com o programa Microsim® ou através dos cálculos descritos acima.	81

LISTA DE NOTAÇÕES

- A_{r3} : Temperatura de início de transformação de fase austenita-ferrita;
 B_s : Temperatura de início de transformação de fase bainítica;
 CR : Taxa média de resfriamento ($^{\circ}C/s$);
 d_0 : Tamanho de grão austenítico inicial (μm);
 $d_{0_{pop}}$: Tamanho médio de uma população de grãos (μm);
 D_{γ} : Tamanho de grão austenítico médio (μm);
 $D_c(0.1)$: Tamanho de grão crítico (decentíl superior) (μm);
 D_{max} : Tamanho de grão austenítico máximo (μm);
 d_{MDRX} : Tamanho de grão recristalizado metadinamicamente (μm);
 D_{mean} : Tamanho de grão austenítico médio (μm);
 d_r : Tamanho médio de uma população de grãos recristalizados (μm);
 d_{REX} : Tamanho de grão recristalizado (μm);
 d_{SRX} : Tamanho de grão recristalizado estaticamente (μm);
 d_u : Tamanho médio de uma população de grãos não recristalizados (μm);
 ε : Deformação no passe;
 $\dot{\varepsilon}$: Taxa de deformação (s^{-1});
 ε_c : Deformação crítica;
 ε_p : Deformação de pico;
 ε_{pop} : Deformação de uma população de grãos;
 ε_T : Deformação de transição;
 $\Delta\varepsilon$: Deformação acumulada;
 h_0 : Espessura de entrada (mm);
 h_f : Espessura de saída (mm);
 k_s : Fator de super saturação;
 M_s : Temperatura de início de transformação de fase martensítica;
 $[M]$: Porcentagem em peso de elemento microligante;
 $[Nb]_{eq}$: Nióbio equivalente;
 Q_{def} : Energia de ativação;

- R : Constante universal dos gases ($\frac{kJ}{mol \cdot K}$);
- RLT : Temperatura limite de recristalização (K);
- RST : Temperatura de final de recristalização (K);
- S : Estrutura do grão;
- S' : Estrutura da matriz;
- S'_0 : Estrutura inicial da matriz;
- S'_i : Estrutura da matriz após o passe i ;
- S_0 : Estrutura inicial do grão;
- S_0 : Estrutura do grão após o passe i ;
- $t_{0,5MDRX}$: Tempo necessário para ocorrência de recristalização metadinâmica (s);
- $t_{0,5p}$: Tempo necessário para ocorrência de precipitação (s);
- $T_{\alpha i}$: Temperatura de início de transformação ferrítica;
- $T_{\alpha f}$: Temperatura de final de transformação ferrítica;
- T_{bi} : Temperatura de início de transformação bainítica;
- T_{bf} : Temperatura de final de transformação bainítica;
- T : Temperatura absoluta (K);
- T_{nr} : Temperatura de não recristalização;
- t_{ip} ou t_{ep} : Tempo entre passes (s);
- T_s : Temperatura de solubilização dos carbonetos, nitretos e carbonitretos dos elementos de liga;
- $[X]$: Porcentagem em peso de carbono e/ou nitrogênio;
- X_{MDRX} : Fração recristalizada metadinamicamente;
- X_{pop} : Fração recristalizada de uma população de grãos;
- X_{SRX} : Fração recristalizada estaticamente;
- Z : Variável de Zener-Hollomon;
- μ : média;
- σ : coeficiente de dispersão;

RESUMO

O uso de elementos microligantes em conjunto com uma laminação termo mecanicamente controlada com auxílio de ferramentas de modelagem matemática vem sendo tradicionalmente utilizadas na produção de produtos planos com melhores propriedades mecânicas. Entretanto, esse conceito não vem sendo aplicado na produção de produtos longos.

O objetivo deste trabalho foi aplicar a uma linha de laminação de produtos longos um modelo matemático elaborado para produtos planos. Dados de uma corrida industrial experimental, de laminação de fio máquina de aço microligado ao Nb, foram utilizados neste trabalho para modelagem matemática de evolução do tamanho de grão austenítico neste processo. Fez-se uso de um modelo matemático, o Microsim®, para cálculo da evolução dos tamanhos de grão ao longo do processo de laminação. Este modelo, foi originalmente desenvolvido para laminação de planos sendo este o primeiro relato em que este modelo foi aplicado a uma laminação de longos. O Microsim® é também é um modelo matemático que considera uma distribuição de grãos austeníticos a cada passe ao invés de um tamanho de grão médio ao simular o processo de laminação.

A realização do experimento industrial permitiu a retirada de amostras em pontos do processo onde o tarugo sendo laminado para fio máquina tinha dimensões de 40, 16 e 5 mm. As amostras foram temperadas e os tamanhos de grão austeníticos medidos. Foi possível então verificar se o modelo sendo utilizado de fato fazia previsões consistentes. De um modo geral, as previsões realizadas se mostraram coerentes com os valores de tamanhos de grão austeníticos medidos no experimento industrial. Além disso, os resultados obtidos a partir da simulação também demonstram a importância de se utilizar um modelo matemático que considerasse uma distribuição de grãos. Pode-se observar que, barras de 40 mm apresentavam maior dispersão de tamanhos de grão em relação ao tamanho de grão médio que no caso de barras com 16,8 mm de diâmetro. Por outro lado, quando a bitola atingiu a de fio máquina, a deformação total aplicada era tão alta que o efeito foi o de homogeneizar a distribuição de tamanhos de grão em torno da média, produzindo um grão muito fino, em torno de 5 μm , e uma pequena dispersão.

Palavras-chave: Microsim®, fio-máquina, Nióbio, modelamento matemático, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The use of microalloying elements along with a thermomechanically controlled hot rolling with the aid of a mathematical modeling tool has been traditionally used in the production of flat products with improved mechanical properties. However, this concept has not yet been applied in the production of long products.

The goal of this study was to apply in an industrial line of hot rolling long products a mathematical model developed for flat products. Data from an experimental industrial trial, wire rod rolling machine microalloyed Nb steel, were used in this work for mathematical modeling of evolution of austenite grain size in this process. It was used a mathematical model, the Microsim®, to calculate the evolution of grain sizes along the rolling process. This model was originally developed for hot rolling of flat products being this the first report in which this is this model has been applied to a long product hot rolling process. The Microsim® is also a mathematical model that considers a distribution of austenitic grains at each pass rather than an average grain size to simulate the rolling process.

The embodiment of the industrial experiment allowed sampling of points where the process billet being rolled to wire rods had dimensions of 40, 16 and 5 mm. These samples were quenched and the austenitic grain sizes were measured. This then has an opportunity to check whether the model being used was in fact consistent forecasts. In general, the predictions carried out by making use of the model were consistent with the values shown by austenitic grain sizes measurements in the industrial experiment. Moreover, the results obtained from the simulation also demonstrate the importance of using a mathematical model to consider a distribution of grains. It can be seen that 40 mm bars had a greater dispersion of grain sizes around the median grain size than in the case of bars of 16 mm diameter. On the other hand, when the gauge has reached the wire rod diameter, the total strain applied was far greater than the one at rolling of flat products, that the effect was to homogenize the distribution of grain sizes about the mean, producing a very fine grain in approximately 5 μm and a small dispersion.

Keywords: Microsim®, wire-rod, Niobium, mathematical modeling, mechanical properties.

1 INTRODUÇÃO

Existe no mercado atual uma perene demanda por aços capazes de atenderem, simultaneamente, requisitos de resistência elevada com ductilidade também elevada. Essa questão, isto é, a obtenção de aços com características de altas resistências e ductilidades, tem sido resolvida usando-se aços microligados. A laminação de aços microligados demanda conhecimento da metalurgia física aplicada ao processo de laminação. Os microligantes mais utilizados são o Titânio, o Nióbio e o Vanádio. Esses atuam em todas as etapas da laminação: no reaquecimento de placas, na laminação e no resfriamento. Cada um desses elementos tem funções específicas no processo de conformação (*Singh (2011)*). Os mecanismos metalúrgicos de maior importância durante o processo de laminação a quente são a recuperação, a recristalização, o crescimento de grão, a precipitação e a transformação de fases da austenita em ferrita, bainita e martensita no resfriamento após laminação (*Vervynckt et al (2011)*). Embora os conhecimentos técnicos desses mecanismos e de como eles atuam na laminação de produtos planos já estejam relativamente bem disseminados, o mesmo não se pode dizer do caso da linha de produtos longos, conforme discutido por *Chiang, L. K. (2009)*, *Emam (2009)* e *Ghosh et al. (2006)*. Além disso, o processo de laminação de produtos longos com múltiplos passes de deformação, com altas taxas de deformação e curtos tempos entre passes, não são facilmente modelados via testes mecânicos e, por isso, dependem de outros métodos para serem modelados, segundo *Manohar et al. (2003)*.

Uma segunda forma de modelamento é o matemático, que utiliza equações clássicas para simular o comportamento de um processo de laminação a quente. Um destes modelos matemáticos, descrito por *Uranga et al. (2004)*, considera uma distribuição de grãos austeníticos como dado de entrada a cada passe ao invés do tamanho de grão austenítico médio comumente utilizado em vários modelos. O modelo de Uranga foi posteriormente implementado em uma interface amigável ao usuário, o Microsim®, e validado para o processo de laminação de tiras a quente (*Uranga et al. (2015)*).

Este modelo será utilizado, neste trabalho, ao caso de uma laminação de fio-máquina. Uma corrida industrial experimental será produzida onde amostras de bitolas intermediárias, nominalmente, de 40, 16 e de 5 mm, serão retiradas da linha de laminação,

temperadas e os tamanhos de grão austeníticos serão medidos de tal modo que previsões do modelo matemático possam ser comparados com valores reais. Espera-se poder verificar se a simulação será capaz de fornecer previsões coerentes com a realidade e se as informações sobre a homogeneidade da microestrutura para produtos longos poderão ser inferidas. Essa informação é muito importante para se garantir as propriedades mecânicas do produto final, principalmente quando houver requisitos de tenacidade.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos específicos

- 1) Descrever em termos de variáveis termomecânicas uma linha industrial de laminação de longos produzindo aços microligados a partir de relatos encontrados na literatura;
- 2) Aplicar a esta linha técnica de modelagem matemática conhecidas e já usadas em laminados planos, também descritas na literatura;
- 3) Discutir criticamente o resultado obtido dessa modelagem, propor novas ideias e tentar responder as seguintes questões:
 - a) O produto obtido da linha de laminação é adequado do ponto de vista da qualidade do mesmo, por isso entendendo microestrutura e propriedades mecânicas?
 - b) Seria possível introduzir alterações ao processo que pudessem ser melhor exploradas no processo revisado?

2.2 Estratégia a ser adotada na consecução dos objetivos

O trabalho será realizado com os seguintes focos:

- 1) Obter dados de processo de laminação de longos a ser examinado e estudado. As fontes deverão ser públicas visto a quase impossibilidade de acesso a dados restritos de processos industriais de um modo geral. Reconhecem-se desde já as dificuldades e possíveis limitações que se encontrarão. Entretanto, a intenção é a de se realizar um estudo com os melhores dados disponíveis na literatura;
- 2) Usar modelagem matemática como ferramenta de análise crítica de processo, do ponto de vista técnico-científico; e
- 3) Realizar estudo comparando custo/benefício de produtos longos microligados versus alternativas com aços comuns.

Assim a estratégia a ser desenvolvida será também articulada abordando esses focos, isto é:

- 1) Realizar a revisão bibliográfica concentrando em dois pontos:
 - a. Descrição de processos industriais longos disponíveis na literatura. Concluir escolhendo um processo em particular para estudos justificando essa escolha;
 - b. Descrição de modelos matemáticos disponíveis na literatura. Concluir escolhendo um modelo a ser usado neste trabalho justificando a escolha.
- 2) Descrever processo industrial em detalhes, em termos das variáveis termomecânicas relevantes;
- 3) Discutir processo industrial do ponto de vista técnico-científico explorando aspectos tais como temperaturas críticas, ocorrência de precipitação induzida por deformação, acúmulo de deformações nos passes de acabamento, possibilidade de ocorrência de recristalização dinâmica durante acabamento dentre outros aspectos;
- 4) Descrever processo industrial via modelagem matemática revisitando os pontos apresentados no item anterior, agora, porém, de um ponto de vista mais quantitativo;

3 JUSTIFICATIVA

A aplicação de aços microligados no ambiente da indústria de longos tem o potencial de reduzir a quantidade de aço utilizado em projetos diminuindo custos de um modo geral na construção e em muitas aplicações na engenharia civil e, em particular, na engenharia de estruturas. O segmento de aço carbono estrutural responde por 60% da produção de aço bruto no mundo sendo que aproximadamente apenas 10% das chapas e de longos estruturais contém microligantes em sua composição. Portanto, há espaço para progressão nesta área. Sabe-se que o uso de elementos microligantes, combinados a processos de laminação com controle termomecânicos tem sido tradicionalmente utilizado nas laminações de aços planos. Por outro lado, há, como visto, potencial para crescimento do uso dessa técnica nas laminações de produtos longos.

O presente trabalho pretende, como explicitado acima na lista de objetivos, examinar criticamente um processo de laminação de longos no sentido de, utilizando as ferramentas de análise hoje existentes para planos, inclusive de modelagem matemática computacional, propor novas ideias sobre os procedimentos utilizados nessa laminação. Haverá também, como já mencionado, a preocupação de análise crítica quanto à relação custo/benefício dos produtos longos microligados quando comparado aos produtos laminados sem microligas. Espera-se, ao final do trabalho, poder ter produzido uma visão abrangente e crítica do ponto de vista técnico-científico sobre o assunto da utilização de microligas na laminação de longos.

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 Descrição do processo de laminação a quente de longos

Descrição geral de um processo de laminação de longos

Usualmente, um processo de laminação a quente de longos é composto pelos seguintes equipamentos: forno de reaquecimento, descarepador, laminador desbastador, trem de laminação intermediário, laminador acabador e leito de resfriamento. No que se segue, faz-se uma breve apresentação desses equipamentos.

Reaquecimento de tarugos

A etapa de aquecimento de tarugos em fornos de reaquecimento antecede a etapa de deformação a quente e tem como principais funções: homogeneizar a composição química dos tarugos e, em alguns casos, dissolver os precipitados presentes na estrutura. O forno de reaquecimento, que opera com uma mistura de gás de alto forno, gás natural e gás de coqueria, é composto por diferentes zonas, sendo essas, geralmente, de pré-aquecimento, de aquecimento e de encharque, para que a temperatura desejada seja atingida da forma mais homogênea possível. A temperatura de reaquecimento e o tempo de permanência no forno de reaquecimento são parâmetros do processo, que devem ser ajustados de acordo com os objetivos e o aço a ser laminado. A temperatura se encontra geralmente entre 1050 °C a 1250 °C. Como a medição da temperatura real do tarugo dentro do forno de reaquecimento apresenta restrições de acesso físico, são utilizados modelos de previsões para determinar essas temperaturas, como mostram *Gorni et al. (1994)*. Segundo *Bogdan et al. (2000)* uma das ferramentas mais poderosas no sentido de se otimizar a condução deste processo são modelos matemáticos eficazes e comprovadamente aferidos em relação à realidade operacional da planta. Estes modelos de fornos de reaquecimentos de placas podem ser utilizados *off-line*, viabilizando a simulação de diversas condições operacionais e seus reflexos na qualidade do encharque do material, sua condição superficial, consumo de energia, emissão de poluentes, etc.

Segundo *Lee et al. (2002)* um aspecto metalúrgico importante modelado durante o reaquecimento é a dissolução do Nb(C,N) em função da temperatura de encharque, uma vez que a quantidade de Nb em solução ao final do aquecimento influencia a cinética de

recristalização, o tamanho de grão recristalizado, o crescimento de grão e uma futura precipitação em austenita e ferrita. Há vários outros aspectos metalúrgicos a serem também considerados no reaquecimento. Dentre esses, pelo menos a questão de como o tamanho de grão da austenita varia dentro do forno. Este ponto é importante porque determina o estado inicial da microestrutura a ser laminada.

Descarepador

O descarepador de tarugos está localizado entre o forno de reaquecimento e o laminador, tendo como finalidade remover a carepa formada na superfície dos tarugos durante o reaquecimento no forno. Garante-se deste modo a qualidade superficial do laminado. Este processo consiste na utilização de jatos de água aplicados na superfície do tarugo com uma alta pressão. O valor desta pressão depende do tipo de aço que está sendo laminado e da natureza da carepa formada. Por exemplo, segundo *Gorni (1996)*, para aços carbono, a pressão necessária para a remoção da carepa é menor que a necessária para um aço que contém elemento de liga, cuja carepa formada apresenta maior grau de adesão. Os jatos de água possuem pressões com valores entre 160 bar e 250 bar. Ainda segundo *Gorni (1996)* os descarepadores modernos devem apresentar um conjunto de bicos superiores ajustáveis, de modo a maximizar o efeito descarepador e ajuste de altura automático do conjunto de bicos superiores em função da espessura da placa.

Laminação a quente

A etapa de conformação mecânica é responsável por garantir a forma e as propriedades mecânico-metalúrgicas do produto final. Portanto, quase todo aço produzido possui as suas propriedades dimensionais e metalúrgicas atreladas aos processos ocorridos na laminação. A laminação de produtos longos, em particular a de fios-máquina, distingue-se da laminação de placas (planos) pelo uso de canais nos cilindros ao invés da mesa lisa. As cadeiras possuem configurações de canais do tipo oval-redondo alternando a partir da 3ª cadeira. Na laminação de fio-máquina ocorre, além da redução em altura e conseqüente alongamento da barra, o alargamento do material, diferindo das condições de deformação plana da laminação de chapas. Esta etapa é normalmente definida por três diferentes grupos de equipamento: laminação de desbaste, a intermediária e a acabadora. Alguns autores, como, por exemplo, *Maccagno et al. (1996)* e *Liu et al. (2002)*, também

mencionam uma quarta etapa, entre a intermediária e a acabadora, a chamada de laminação pré-acabadora. Estas etapas se diferenciam pelas temperaturas, reduções e taxas de deformação aplicadas durante a conformação além do tempo entre passes. Ao longo do laminador existem pirômetros para controle da temperatura, formadores de laço para controle de tração entre cadeira e caixas d'água para controle da temperatura durante o processo de deformação. As velocidades finais no laminador de fio-máquina variam de 3,3 a 100 m/s de acordo com a bitola final.

De acordo com *Assunção (2007)*, as deformações na laminação de fio-máquina são, em média, distribuídas da seguinte maneira: reduções médias/altas no desbaste, reduções um pouco mais altas no intermediário e mais baixas no acabamento, e como regra geral, reduções acima de 35 % não devem ser praticadas com o risco de sobrecarregar os motores do laminador, dificultar a mordida do material nos cilindros, aumentar a quantidade de defeitos, dentre outras perturbações. Além disso, segundo *Coda (2008)*, a capacidade de redução em cada cadeira depende do formato do canal, sendo maior do redondo para o oval do que do oval para o redondo. E o passe quadrado-oval também possui um alto potencial de redução em área, em torno de 25 a 30 %.

No desbaste, onde se deseja homogeneizar a estrutura bruta de fusão, são aplicadas reduções relativamente elevadas com o objetivo de se deformar o aço da maior quantidade possível ainda a temperaturas acima de aproximadamente 1000 °C. Se faz assim em razão de o metal se encontrar o mais macio possível e, conseqüentemente, as cargas necessárias serem mais baixas. Além disso, a ductilidade é elevada e a deformação pode ser realizada sem riscos de fratura. De acordo com *Liu et al. (2002)*, na fase de desbaste o tempo entre passes se inicia na faixa de 15 segundos, atingindo poucos segundos ao final da série. Já na segunda etapa de conformação, a intermediária, assim como mencionado anteriormente, as reduções são as mais elevadas, podendo chegar a 30 % de redução em área. Estes elevados níveis de redução são aplicados com o objetivo de conformar o núcleo da barra, eliminando assim os possíveis vazios existentes e atenuando a segregação. Isto ocasionará uma homogeneização mais completa da estrutura do material para que todo ele seja conformado simultaneamente. Nesta etapa, que contém entre cinco e dez cadeiras de laminadores, taxas de deformação um pouco maiores são aplicadas. Também nesta etapa, o tempo entre passes são reduzidos para décimos de segundos. Na etapa de acabamento, a última e a mais longa fase da conformação, composta por entre

nove e quatorze laminadores, reduções menores são aplicadas na conformação do material. O objetivo principal é dar forma ao produto pois sua estrutura final de conformações já foi alcançada. O que caracteriza essa etapa são as altas taxas de deformação, algumas vezes atingindo até 1000 s^{-1} , e o curto tempo entre passes, da ordem de centésimos de segundos. Na linha de laminação existem dispositivos de controle de tração no material entre as gaiolas. Estes formam um “laço” na barra capaz de controlar a vazão do material entre as gaiolas.

Resfriamento

Nesta etapa o metal passa pelas últimas modificações possíveis à sua microestrutura. O objetivo é controlar as temperaturas de entrada e saída bem como a taxa de resfriamento. Nesta etapa, o material é submetido inicialmente a um resfriamento forçado através de jatos de água com elevada pressão de modo a reduzir a temperatura, em uma elevada taxa de resfriamento, de modo a promover a obtenção de uma carepa constituída de óxidos macios e em uma espessura mínima para evitar perda metálica. Em seguida, o material pode ser submetido a vários tipos de resfriamento, tais como: simplesmente ao ar, resfriamento acelerado ao ar forçado, com uso de ventiladores, ou até mesmo resfriamentos muito lentos, usando abafadores.

A definição do tipo de resfriamento irá permitir o controle da taxa de resfriamento, podendo ser alta, como no caso para ar forçado, ou taxas relativamente baixas, como no caso do abafamento. Cada tipo de resfriamento é definido previamente conforme o material que será produzido, as propriedades e especificações finais que se desejam alcançar. Sistemas de resfriamento são capazes de impor diferentes condições ao material realizando assim tratamentos térmicos. Os diferentes tipos de resfriamento utilizados podem ser considerados como equivalentes ao de uma normalização (resfriamento ao ar), uma têmpera (resfriamento com ventilação forçada) e o recozimento (abafamento com capotas/tampas revestidas com material refratário).

Descrição de processos relatados na literatura

O acima descrito se encontra de forma relativamente qualitativa. Entretanto e surpreendentemente há várias descrições quantitativas de processos de laminação a

quente de longos disponíveis na literatura. Essas informações foram organizadas como se mostra na Tabela 4.1 a seguir. Características importantes do processo, tais como tempo entre passes, taxa de deformação, deformação, números de cadeiras, taxa de resfriamento são descritas por vários autores citados nas referências. Desta forma é possível se ter uma melhor ideia dos parâmetros de processo.

O primeiro autor usou torção a quente para modelar laminação de fio-máquina usando aços livres de intersticiais. O trabalho apresenta inclusive algumas microestruturas de amostras testadas. Porém, não há informações sobre propriedades mecânicas tais como limites de escoamento e de resistência, além de o aço a ser estudado não ser o de interesse no presente trabalho. Os autores *Lee et al. (2001)*, *Liu, J. (2002)* e *Manohar et al. (2003)* usaram dados de processo apresentados para laminação de fio-máquina de aço C-Mn. Esses trabalhos poderão ser usados como fonte de comparação no caso de laminação de aços microligados, não sendo, entretanto, exatamente, pela natureza do aço utilizado, o objetivo central deste trabalho. *Oliveira, F. (2016)* e *Oliveira et al. (2016)* entretanto, apresentam dados para laminação de fio-máquina para aços C-Mn e C-Mn-Nb. Há detalhes de microestruturas e propriedades mecânicas e portanto será a referência básica a ser utilizada no presente trabalho.

Tabela 4-1 - Caracterização dos processos de laminação a quente de produtos longos de acordo com referências encontradas na literatura. (*) ocorre elevação de temperatura

Referência	Etapas	Nº de Cadeiras	Faixas de Temperaturas (°C)	Tempo entre passes (s)	Taxas de Deformação (1/s)	Deformação
Cetlin, et al. (1993)	Desbastador	7	1050 - 895	14,50 - 2,60	3,5- 0,6	0,37 - 0,22
	Trem intermediário	4	880 - 900*	3,00 - 0,65	13,0 - 5,1	0,33 - 0,22
	Pré-acabador	4	920 - 970*	3,60 - 0,56	46 - 16	0,30 - 0,17
	Acabador	10	970-1050*	0,08 - 0,01	868 - 71	0,25 - 0,20
Lee, Y et al. (2001)	Desbastador	13	1050 - 899	39,60 - 1,55	19,1 - 0,4	0,51 - 0,32
	Trem intermediário	6	893 - 947*	8,78 - 0,34	129,1 - 38,5	0,50 - 0,44
	Acabador	10	944 - 1049*	3,00 - 0,01	317 - 3094	0,58 - 0,35
Liu, J. (2002)	Desbastador	7	1050 - 897	15,90 - 2,41	8,8 - 0,9	0,71 - 0,45
	Trem intermediário	6	992 - 998 *	3,54 - 0,48	66,8 - 23,6	0,76 - 0,49
	Pré-acabador	2	1047 - 1037	2,28 - 0,39	97,2 - 83,4	0,32 - 0,39
	Acabador	4	947 - 909	3,30 - 0,04	422 - 250	0,69 - 0,49
Monohar et al (2003)	Desbastador	5	1000-960		1,4- 0,4	0,49 - 0,32
	Desbastador intermediário	8	950-900		23,9 - 1,3	0,53 - 0,35
	Acabador intermediário	6	900-920*		148 - 25	0,47 - 0,42
	Sem torção "Non-twisting"	8	925-960*		2185 - 171	0,48 - 0,42
	Redutor Calibrador "Reducing and Sizing"	4	960-970*		2876 - 2143	0,48 - 0,34
Oliveira, (2016)	Desbastador	4	1125 - 1062	34,74 - 3,23	4,64 – 2,08	0,46 - 0,39
	Trem intermediário	13	1030 - 950 *	4,81 - 0,37	69,69 – 1,13	0,66 - 0,36
	Pré-acabador	4	957 - 948	1,78 - 0,12	261,9– 125,9	0,54 - 0,48
	Acabador	6	1006 – 958*	0,14 - 0,01	1780 - 486	0,62 - 0,49
	Mini Bloco	2	975 – 910*	0,13-0,01	2604 - 2540	0,52 – 0,45

4.2 Descrição de modelos matemáticos para laminação de longos disponíveis na literatura

Há pelo menos dez modelos matemáticos descritos na literatura. Esses serão revistos nesta seção e suas características, vantagens e desvantagens serão apresentadas e discutidas. Os modelos a serem aqui abordados se fundamentam em algumas equações que formam a base de todos eles. Essas serão descritas abaixo, bem como os aspectos metalúrgicos a elas associados.

Aspectos metalúrgicos associados à laminação a quente e que fundamentam os modelos matemáticos de interesse a este trabalho

Durante laminação a quente ocorrem várias alterações microestruturais simultâneas, tais como recuperação, recristalização, crescimento de grão, precipitação, entre outras. Em cada passe de laminação a quente, a estrutura austenítica é deformada e o processo de recristalização ocorre, tanto dinamicamente quanto estaticamente, dependendo da deformação e temperatura e, em alguns casos, a austenita deformada permanece sem recristalizar após o passe de laminação. Estas alterações, que são controladas principalmente pelas condições de deformação e temperatura de processo, determinam a microestrutura final e, conseqüentemente, as propriedades finais do produto. Uma forma de planejar o comportamento destas variações é realizar o processo dentro de certas temperaturas críticas ao processo. Abaixo, descrevem-se com maiores detalhes quais são essas temperaturas, a forma de calculá-las e suas influências no processo de laminação a quente.

Temperatura de solubilização dos carbonetos, nitretos e carbonitretos dos elementos de microliga - T_s

Na etapa de aquecimento de tarugos, assim como mencionado, um dos objetivos é a dissolução de precipitados presentes na estrutura. A solubilização completa dos elementos microligantes é geralmente objetivada durante esta etapa a fim de se conseguir maior efetividade da formação de precipitados durante o processo de laminação. Uma

estimativa da temperatura necessária para garantir a dissolução completa destes carbonetos, nitretos e carbonitretos pode ser obtida do produto de solubilidade do composto, como se mostra abaixo:

$$\log([M] \cdot [X]) = A - B/T \quad (4.1)$$

Sendo [M] a porcentagem em peso do elemento microligante, [X] do nitrogênio e/ou carbono, A e B são constantes e T é a temperatura absoluta. Para que ocorra a dissolução completa dos carbonetos ou carbonitretos de microligantes, o tarugo deve ser aquecido acima da temperatura de solubilidade, T_s . Existem diferentes equações encontradas na literatura para o cálculo de T_s . Para compostos de Nb, as mais comumente utilizadas são expostas abaixo considerando a presença de Nb(C,N):

Irvine e Pickering (1967) determinaram que para nióbio, carbono e nitrogênio em solução sólida:

$$T_s = T \geq 6770 / (2,26 - \log([Nb] \cdot [C + (12/14)N])) \quad (4.2)$$

Palmiere et al. (1994) determinaram que para nióbio, carbono e nitrogênio em solução sólida:

$$T_s = T \geq 6700 / (2,06 - \log([Nb] \cdot [C + (12/14)N])) \quad (4.3)$$

Já *Nordberg e Aaronson (1968)* consideraram apenas a presença de carbonetos e determinaram que para apenas nióbio e carbono em solução sólida:

$$T_s = T \geq 7510 / (2,96 - \log([Nb] \cdot [C])) \quad (4.4)$$

Temperatura de não recristalização- T_{nr}

Essa temperatura delimita a região abaixo da qual a austenita é deformada sem que ocorra recristalização entre passes. Dessa forma, a deformação sofrida pelo material processado, quando aplicada abaixo desta temperatura, apresenta um encruamento residual que se acumula a cada passe. Uma estimativa da T_{nr} é mais comumente obtida como uma função

da composição química do aço, conforme proposto na literatura por *Boratto et al. (1988)*, determinada a partir de resultados obtidos por ensaios de torção a quente com passes múltiplos, e descrito abaixo:

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6645Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (4.5)$$

Esta expressão foi obtida por uma regressão linear múltipla e os teores da composição química para os quais a equação é válida são: $0,04\% < C < 0,17\%$; $Nb < 0,05\%$; $V < 0,12\%$; $Ti < 0,06\%$; $Al < 0,05\%$ e $Si < 0,5\%$.

Outra maneira de estimar o valor de T_{nr} foi descrita por *Gorni (2009)*, que determina, por convenção, que é a temperatura onde a precipitação de carbonitretos passa a afetar a cinética de recristalização quando o tempo necessário para que ocorra recristalização de 95% do material coincide com o requerido para que ocorra 5% de precipitação. De acordo com *Bai et al. (1996)*, a T_{nr} depende, além da composição química, assim como proposto por *Boratto et al. (1988)*, da deformação, da taxa de deformação e do tempo entre passes. O efeito do tempo entre passes na T_{nr} pode ser dividido em duas regiões: uma região onde o tempo entre passes é pequeno ($t_{ep} < 12,5$ s), e por isso não há tempo para a precipitação ocorrer, e uma outra região onde o tempo entre passes é suficientemente longo ($12,5 < t_{ep} < 30$ s), permitindo assim a formação de precipitados.

Para tempos entre passes curtos, como não ocorre precipitação, a recristalização é retardada pelo ancoramento de discordâncias e contornos por solutos segregados nesta região. Para essa região *Bai et al. (1996)* propôs a equação (4.6) para o cálculo de T_{nr} :

$$T_{nr} = (88,1 \times \log[Nb]_{eq} + 1156) \times \varepsilon^{-0,12} \times \dot{\varepsilon}^{-0,01} \times t_{ep}^{-0,1} \quad (4.6)$$

Onde o $[Nb]_{eq}$ é dado por:

$$[Nb]_{eq} = Nb + 0,31 \times Ti + 0,15 \times Al \quad (4.7)$$

Para tempo entre passes longos, em que ocorre a formação de precipitados, a recristalização é retardada pela precipitação induzida por deformação. Para esta situação, *Bai et al. (1996)* propõem o cálculo T_{nr} de através da equação (4.8) abaixo:

$$T_{nr} = (63,5 \times \log([C] \times [Nb]) + 1156) \times \varepsilon^{-0,12} \times \dot{\varepsilon}^{-0,01} \times t_{ep}^{-0,04} \quad (4.8)$$

Caso o tempo entre passes seja superior a 30 s ocorrerá o coalescimento dos precipitados e o retardamento da recristalização se torna menos efetivo, segundo *Reis (2007)*.

Temperatura de início de transformação de fase austenita-ferrita- A_{r3}

A região em que se inicia a transformação de fase da austenita para a ferrita também é considerada uma zona crítica para a laminação controlada. O tamanho de grão da ferrita no final do processo é uma função da taxa de nucleação, da taxa de crescimento da ferrita na austenita e da composição química. A temperatura A_{r3} marca o início da transformação de fases e um decréscimo no valor de A_{r3} resulta em uma queda na taxa de crescimento da ferrita na austenita. Se a taxa de nucleação não for alterada, tem-se então uma redução do tamanho de grão final de ferrita.

Existem diversas equações para o cálculo de A_{r3} descritas na literatura, tais como a equação proposta por *Pickering (1986)* para aços carbono comum e a equação proposta por *Ouchi et al. (1982)* para produtos planos microligados ao Nb. Entretanto, para um produto não plano, microligado ao Nb, o cálculo de A_{r3} para uma estrutura deformada pode ser feito como função da composição química, da taxa de resfriamento, do tempo de início de precipitação de carbonitretos e da condição da microestrutura, considerando deformação acumulada na austenita e o tamanho do grão austenítico, utilizando a equação (4.9) proposta por *Yuan et al. (2006)*:

$$A_{r3} = 370 \times e^{\left(\frac{-\sqrt{D_y}}{6,7}\right)} - 198 \times CR^{0,1} - 6646 \times Nb - 2327 \times Nb^2 + 66 \times \left(\frac{1}{t_{0,05}} + \Delta\varepsilon\right) + 830 \quad (4.9)$$

Onde D_γ é o tamanho de grão austenítico médio, CR é a taxa de resfriamento, $t_{0,05}$ o tempo necessário para iniciar a precipitação de carbonitretos e $\Delta\varepsilon$ a deformação acumulada.

Temperaturas de início de transformação de fase bainítica, B_s e martensítica, M_s

A determinação das temperaturas de início de formação de fases bainítica e martensítica é de grande importância para se atingir as propriedades do material desejadas, uma vez que estas estão intimamente ligadas à microestrutura final. Estas temperaturas devem ser levadas em consideração quando é determinado a forma de resfriamento do aço a ser laminado. Algumas equações para se estimar essas temperaturas a partir da composição do aço podem ser encontradas na literatura, como mostrado abaixo:

Kirkaldy (1983) definiram a temperatura de início de transformação bainítica como:

$$B_s = 656 - 58C - 35Mn - 75Si - 15Ni - 34Cr - 41Mo \quad (4.7)$$

E anos depois, *Zhao et al. (2001)* determinaram de forma empírica essa mesma temperatura como:

$$B_s = 844 - 597C - 63Mn - 16Ni - 78Cr \quad (4.8)$$

Sobre a temperatura de transformação martensítica, *Andrews (1965)* determinou as equações abaixo, linear (5.9) e não-linear (5.10), válida para aços baixa liga cujos limites superiores da composição fossem 0,6%C, 4,9%Mn, 5,0%Cr, 5,0%Ni e 5,4%Mo.

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11,0Si - 7,0Mo \quad (4.9)$$

$$M_s = 512 - 453C - 16,9Ni - 9,5Mo + 217C^2 - 71,5Mn + 15Cr - 67,6C.Cr \quad (4.10)$$

Barralis e Maeder (1982), determinaram uma outra equação para M_s para aços cuja composição se encontra entre os limites 0,10~0,80%C, 0,35~1,80%Mn, <1,50%Si, <0,90%Mo, <1,50%Cr, <4,50%Ni.

$$M_s = 531 - 391,2C - 43,3Mn - 21,8Ni - 16,2Cr \quad (4.11)$$

Uma abordagem para o cálculo de temperaturas de início e final de transformação ferrítica e bainítica mais recentes foi proposta por *Isasti et al. (2015)*, na qual, para os cálculos, são levadas em consideração, além da composição química, na forma de porcentagem em peso dos elementos microligantes, também o tamanho do grão austenítico, a deformação acumulada e a taxa média de resfriamento durante transformação. Neste trabalho foram testados vários aços contendo Nb e Mo em suas composições, diferentes tamanhos de grão iniciais e diferentes taxas de resfriamento e, através da análise de regressões multilíneas, as equações abaixo foram determinadas.

$$T_{\alpha i} = 829,43 - 22,00Mn - 12,89Nb - 86,30Mo + 63,56\varepsilon - 27,03 \ln(D_\gamma) + 95,27 \exp(-0,4CR) \quad (4.12)$$

$$T_{bi} = 799,39 - 1887,9C - 45,12Mn - 312,82Nb - 122,05Mo - 89,72\varepsilon - 31,08 \ln(D_\gamma) + 182,98 \exp(-0,01CR) \quad (4.13)$$

$$T_{\alpha f} = 742,63 - 10,14Mn - 361,59Nb - 98,17Mo + 59,38\varepsilon - 41,96 \ln(D_\gamma) + 82,55 \exp(-0,4CR) \quad (4.14)$$

$$T_{bf} = 345,67 + 864,17C + 76,18Mn - 240,57Nb - 75,82Mo - 63,06\varepsilon - 36,46 \ln(D_\gamma) + 224,80 \exp(-0,02CR) \quad (4.15)$$

Nestas equações, $T_{\alpha i}$ corresponde à temperatura de início de transformação ferrítica, $T_{\alpha f}$, à temperatura de final de transformação ferrítica, T_{bi} à temperatura de início de transformação bainítica e T_{bf} a de final. D_γ é o tamanho de grão austenítico médio e CR a taxa média de resfriamento, durante transformação de fases. É importante perceber que a composição química do aço ainda é muito relevante, como se pode perceber nas equações descritas. A determinação destas temperaturas é importante para que se possa planejar o resfriamento do produto laminado a fim de obter a estrutura final desejada.

Modelos matemáticos apresentados na literatura

Apesar de existirem atualmente diversos modelos matemáticos descritos na literatura, as linhas básicas para o modelamento matemático da evolução da microestrutura foram primeiramente descritas por *Sellars (1990)*, que propôs uma rotina para desenvolvimento de um modelo matemático como mostra a figura (4.1) abaixo.

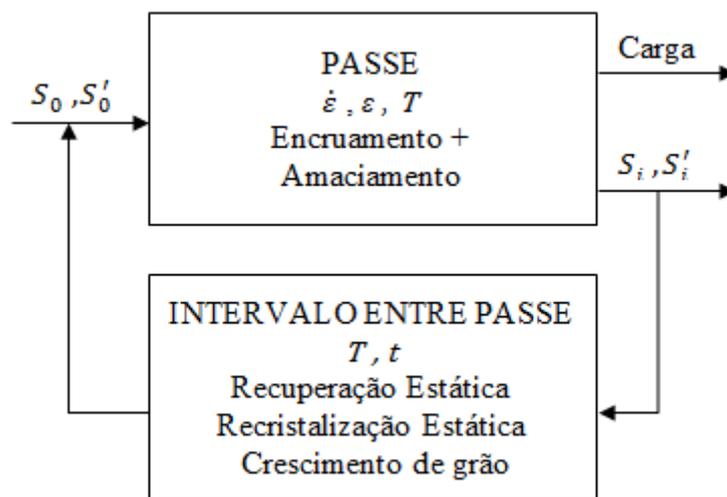


Figura 4-1 - Diagrama mostrando linhas básicas para um modelamento matemático da evolução da microestrutura ao longo dos passes durante a laminação a quente, descritas por Sellars, C. M. (1990).

De acordo com este diagrama, os principais parâmetros que devem ser considerados durante os passes de deformação são: a deformação aplicada no passe, ϵ , a taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, a temperatura do passe, T , e o tempo entre passes, t . A microestrutura inicial do passe é definida em função da estrutura do grão, S , levando em consideração seu tamanho, a deformação residual e a estrutura da matriz, S' , relativa à presença de segunda fase e descrita em função da sua fração volumétrica, do tamanho e da distribuição. A partir desses dados sobre as condições de deformações aplicadas fornecidos a cada passe, o comportamento dos mecanismos de amaciamento e de endurecimento atuantes, como a recristalização e a precipitação de compostos de microligantes, bem como o balanço entre eles, são calculados para todos os passes do processo de laminação.

No que se segue, introduz-se uma tabela onde se apresentam os modelos descritos na literatura até a presente data. Comentários e principais contribuições são também descritos.

Tabela 4-2 - Evolução de modelos matemáticos aplicados a longos com suas principais contribuições Evolução de modelos matemáticos aplicados a longos com suas principais contribuições

Ano	Referência	Principais Contribuições
1992	<i>Hodgson e Gibbs (1992)</i>	Pela primeira vez os modelos matemáticos desenvolvidos por Sellars são implementados em planilha Excel. Modelagem foi utilizada para previsão de propriedades mecânicas em aços C-Mn e microligados (alta resistência baixa liga). O modelo foi avaliado usando dados de produção de placas, barras e laminação de tiras a quente. Várias modificações às equações originais de Sellars foram propostas.
1996	<i>Maccagno et al. (1996)</i>	Apresenta-se aqui uma modelagem da evolução de tamanho de grão austenítico e ferrítico na laminação de fio-máquina. Assim como no trabalho de Hodgson, que é coautor neste trabalho, também foi implementado em planilha Excel. Porém, não foram utilizados nos cálculos aços microligados.
1999	<i>Siciliano et al. (1999)</i>	Modelagem da evolução da microestrutura no acabamento de tiras a quente. Metodologia utilizada inovadora ao considerar valores da tensão média num determinado passe como uma variável indicativa de mudanças microestruturais no acabamento de tiras.
2001	<i>Lee et al. (2001)</i>	Apresenta modelo analítico, não na forma de planilha Excel, para previsão da deformação efetiva média na laminação de fio-máquina. Embora não relacionado à microestrutura na laminação, este modelo apresenta modo simples de cálculos nas deformações por passe de longos.
2002	<i>Liu e Yanagimoto (2002)</i>	Trata-se de modelo tridimensional, via elementos finitos, para laminação de barras e perfis. Embora também não desenvolvido para aplicações em planilhas Excel, o mesmo mostra questões importantes como as relacionadas às distribuições de deformações nas secções transversais de barras e perfis.

2003	<i>Manohar et al. (2003)</i>	Aplicação de modelo computacional usando planilha Excel à laminação de fio-máquina de aços médio carbono
2004	<i>Uranga (2004)</i>	Apresentação de modelo aplicado a laminadores compactos de tiras. Não usa planilhas Excel em seus cálculos. Introduz, pela primeira vez, a abordagem de distribuição de grãos austeníticos saindo do forno de reaquecimento ao invés de tamanho de grão austenítico médio. Essa distribuição, dividida em populações, é acompanhada até o início da transformação de fases austenita-ferrita. Esta foi uma contribuição inovadora.
2007a	<i>Reis (2007)</i>	Aplicação de modelo computacional à laminação de perfis de aços microligados ao Nb. São relatados, pela primeira vez, resultados advindos de corridas industriais experimentais.
2007b	<i>Carvalho (2007)</i>	Aplicação de modelo computacional à laminação de tubos sem costura de aços microligados ao Nb, Nb-V e Nb-V-Ti. São relatados resultados advindos de corridas industriais experimentais.
2008	<i>Pereda et al, (2008)</i>	Apresenta modelo aplicado a resultados de ensaios mecânicos de torção. Faz uma revisão utilizando equações propostas na literatura desde Sellars até 2008. Propõe modificações importantes nos cálculos das equações de cinética de precipitação.
2016	<i>Uranga et al. (2016)</i>	Introdução do modelo MicroSim® aplicado à laminação de tiras a quente. Introduz o conceito de distribuição de grãos à laminação de tiras a quente.
2016	<i>Oliveira, (2016)</i>	Apresenta modelo na forma de planilha Excel para laminação de fio-máquina usando essencialmente as metodologias de <i>Maccagno et al. (1996)</i> . Este trabalho apresenta dados de corridas industriais experimentais tanto para aços C-Mn quanto para aços C-Mn-Nb.

Como se vê, há uma longa evolução na técnica de modelagem matemática. Aparentemente, porém, o tratamento via população de grãos proposto por *Uranga (2004)*

para laminadores compactos de tiras e mais recentemente aplicado à laminação de tiras a quente de fato é o que introduz conceitos inovadores ainda não aplicados à laminação de fio-máquina. Como também visto, o modelo de distribuição de grãos foi implementado numa plataforma de computação denominada MicroSim®, recentemente validado para laminação de tiras a quente (*Uranga et al. (2016)*). Por outro lado, dados de corridas industriais até recentemente inexistentes em detalhes suficientes para aplicação de modelagem matemática e sua aferição foram recentemente publicados (*Oliveira (2016)*). Desta forma, torna-se possível tentar aplicar esse novo conceito de modelo de população de grãos, o MicroSim®, aos dados relatados por *Oliveira (2016)* e *Oliveira et al. (2016)*. É o que será apresentado a seguir.

5 METODOLOGIA

Como mencionado, são objetivos deste trabalho aplicar técnicas de modelagem matemática conhecidas e descritas na literatura a processo de laminação a quente de longos de aços microligados. Os dados do processo serão obtidos de dados publicados na literatura.

Como visto na revisão da literatura, o modelo matemático escolhido para uso no presente trabalho é o descrito nas referências *Uranga (2004)*, *Uranga et al. (2016)* e transformado no programa MicroSim®. Os fundamentos do programa MicroSim® são discutidos com mais detalhes no capítulo 6. O processo a ser utilizado é o descrito na referência *Oliveira (2016)* e *Oliveira et al. (2016)*, onde foi realizada uma corrida experimental de fio-máquina com composição química descrita na Tabela 5.1

Tabela 5-1 - Composição química das ligas laminadas em corrida industrial

Liga	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Al [%]	Nb [%]	N [%]	P [%]
16Nb	0,160	0,682	0,228	0,002	0,021	0,002	0,024

Assim como descrito por *Oliveira (2016)* e *Oliveira et al. (2016)*, para analisar os resultados obtidos da corrida experimental foram retiradas algumas amostras de barras e de fio-máquina durante o processo de laminação e da espira de fio-máquina já resfriada. A coleta de amostras no processo de laminação é uma etapa limitada pelo *lay-out* dos laminadores e pela disposição das tesouras de corte. Foram retiradas amostras após o passe #11, com bitola de \varnothing 40,5 mm, após o passe #19, com bitola de \varnothing 16,8 mm, amostras antes do formador de espiras, com bitola de \varnothing 5,5 mm e, também com \varnothing 5,5 mm, após formada a espira (fria). Com o objetivo de analisar o tamanho de grão austenítico, as amostras aquecidas recolhidas ao longo do laminador foram resfriadas imediatamente em água.

As amostras retiradas na laminação foram cortadas em uma máquina de corte a disco de 2 mm de espessura com refrigeração para evitar o aquecimento e conseqüentemente a alteração microestrutural. Todas as amostras foram retiradas da seção longitudinal à direção de laminação, embutidas a quente em baquelite, lixadas, polidas e atacadas com reagentes específicos para a revelação de tamanho de grão, determinação de microestrutura e quantidade de constituintes. Na fase de preparação superficial das

amostras foi realizado um desbaste grosseiro que consiste no lixamento utilizando lixas de carbetto de silício Grana 320, 400, 600, 1000 e 1200. Posteriormente polimento com diamante em suspensão de 6 μm , 3 μm e 1 μm foi feito em máquina politriz de prato giratório com panos fino e grosso visando à obtenção de uma superfície espelhada sem defeitos. Para a obtenção do tamanho de grão austenítico, as amostras retiradas após o passe #11 foram atacadas com ácido pícrico saturado e teepol, aquecidos à 60°C, durante aproximadamente 7 minutos para a revelação dos contornos de grãos austenítico.

O tamanho de grão ferrítico das amostras retiradas após as espiras formadas (fria) foi obtido através do ataque químico com o reativo nital 3% que revela a microestrutura do material (ferrita e perlita). As micrografias apresentadas foram realizadas utilizando a técnica de Microscopia Óptica (MO) equipamento da marca Leitz. Os tamanhos de grão austenítico e ferrítico foram obtidos através do uso do software *Stream Motion*.

Ensaios de tração foram realizados nas amostras retiradas após a espira formada (fria), onde o limite de escoamento e o limite de resistência foram determinados. Para este ensaio foi utilizado o equipamento da marca Shimadzu. A microdureza Vickers da fase ferrítica das amostras retiradas foram avaliadas. O procedimento de medição foi realizado no centro, a meio raio e próximo à superfície das amostras. O equipamento utilizado foi microdurômetro da marca Struers.

Ao final da dissertação pretende-se discutir a capacidade de previsão do modelo escolhido aos dados da laminação de fio-máquina microligados com Nb. O uso do modelo escolhido, sua aplicação à linha de fio-máquina e o uso de aço microligado nessa modelagem são, até onde se sabe, aspectos inéditos na literatura.

6 FUNDAMENTOS DO MODELO MATEMÁTICO E DA CORRIDA EXPERIMENTAL

Para que seja possível a utilização dos dados da corrida experimental de uma laminação de produtos longos em um modelo matemático voltado para produtos planos é preciso primeiramente dar detalhes deste modelo matemático a ser utilizado, o MicroSim® bem como do laminador e parâmetros termomecânicos utilizados.

6.1 Modelagem matemática da laminação a quente de aços microligados

Um modelo matemático para descrever evolução da microestrutura durante laminação é uma ferramenta importante para se refinar a metalurgia do processo, aumentar a produtividade e reduzir custos. A maior parte dos modelos publicados na literatura supõe um tamanho de grão médio evoluindo ao longo do processo de laminação. Essa maneira de abordar a questão da microestrutura é satisfatória na maior parte das situações. Caso a laminação seja, por exemplo, controlada pelo processo de recristalização, isto é, uma laminação de aços comuns em que o metal se recristaliza totalmente a cada passe, o uso de um modelo de grão médio é largamente aplicável. Neste caso, como mencionado, haverá recristalização completa entre passes, às vezes seguida de crescimento de grão e a microestrutura entrando no passe seguinte ou na transformação de fases consistirá de grãos com certo tamanho médio e deformação acumulada nula. Muito importante mencionar, porém, é que, mesmo neste caso de passes de laminação seguidos por recristalização completa entre passes, a informação que estaria sendo perdida neste resultado é a da distribuição do tamanho de grão em torno dessa média.

Uma outra situação extrema em que o modelo de tamanho de grão médio pode ser usado quase sem restrições é aquela em que não há recristalização entre passes, ou seja, os grãos de austenita vão se encruando em passes sucessivos até que haja ocorrência de transformação de fases. Neste caso específico, tem-se, por exemplo, o caso do aço microligado laminado no desbaste a temperaturas elevadas e com acabamento a temperaturas abaixo de T_{nr} . Dessa forma, o tamanho médio de grão entrando no acabamento é aquele que deixa o desbaste considerando crescimento de grão no tempo de transporte entre desbaste e acabamento. No acabamento esse grão sofrerá encruamento

sucessivo a cada passe, sem, é claro, alterar seu tamanho de grão médio. Desse modo, o “estado da microestrutura” entrando na transformação de fases resulta do tamanho de grão médio que entrou no acabamento e da deformação acumulada nesse acabamento. De novo, entretanto, como no caso na laminação de recristalização mencionado anteriormente, a informação perdida neste tipo de modelagem é a da distribuição de grãos austeníticos entrando no acabamento. Embora a deformação acumulada no acabamento seja, ao menos do ponto de vista geométrico, a mesma em todas as populações de tamanhos de grãos em torno de uma média, isto é, $\ln(A_0/A_f)_{\text{acabamento}}$, é possível que grãos pequenos de austenita situados no início dessa distribuição pudessem se recristalizar gerando uma microestrutura parcialmente recristalizada. Isto pode ter consequências perceptíveis nas propriedades mecânicas visto ter sido a ferrita produzida a partir de uma austenita parcialmente recristalizada. Essencialmente, essa é uma das razões para se usar uma distribuição de grãos ao se tratar da evolução do tamanho de grão de austenita ao longo de um processo de laminação de aços microligados, segundo proposto por *Uranga (2004)* e *Uranga et al. (2016)*. Por essa razão, para aplicações mais rigorosas de modelagem microestrutural, casos em que a tenacidade, como no caso de algumas barras for importante ou ainda em casos em que a homogeneidade da microestrutura ao longo da seção transversal também for de importância, uma modelagem considerando uma distribuição de tamanho de grão desde o início pode ser interessante. Portanto, como se verá abaixo, uma descrição mais detalhada do modelo de distribuição de grãos será apresentada.

Descrição dos fundamentos que subsidiam o modelo MicroSim®.

Como visto, para se superar algumas das limitações das modelagens usando tamanhos médios de grãos austeníticos entrando e saindo de cada passe, um modelo incorporando uma distribuição de grãos inicial foi desenvolvido (*Uranga (2004)*). Este modelo foi validado para situação extrema da laminação de tiras em laminadores compactos, uma tecnologia conhecida como “TSDR”, sigla do inglês *Thin Slab Direct Rolling* ou, em português, Laminação Direta de Placas Finas, LDPF. Neste cenário os grãos de austenita se originam do lingotamento contínuo e são laminados diretamente, isto é, sem que um resfriamento até temperatura ambiente seja realizado, como no caso das laminações tradicionais. Dessa forma, a placa a ser laminada não é reaquecida em forno de

reaquecimento, mas, ao contrário, é laminada diretamente do lingotamento contínuo, isto é, com uma estrutura bruta de fusão. Desse modo, não há sentido em se trabalhar com um tamanho médio de grão visto haver grãos da zona colunar, que são muito grandes, e grãos relativamente finos coexistindo no aço.

Embora este tipo de modelo tenha sido desenvolvido visando apresentar uma melhor descrição para a evolução de microestrutura nas condições extremas encontradas nas laminações compactas, nos últimos anos este modelo foi transferido para um ambiente amigável ao usuário, denominado MicroSim® (*Uranga et al. (2016)*), sendo o modelo expandido para incorporar laminações de *lay-outs* mais convencionais como, por exemplo, uma laminação de tiras a quente. No que segue uma breve descrição das equações usadas neste modelo, bem como exemplos de telas mostrando inputs e outputs são apresentadas tendo por referência uma laminação de tiras a quente. Importante dizer que este modelo ainda não foi utilizado para laminação de longos. Esta aplicação será realizada nesta dissertação e os resultados serão analisados e criticados em comparação com os dados da literatura, o que será a contribuição deste trabalho.

Para um melhor entendimento do modelo MicroSim® é necessário primeiro relatar sobre sua lógica, ou seja, sua maneira de realizar os cálculos. Depois é importante apresentar as equações especificamente utilizadas e, finalmente, dar exemplos de seus dados de entrada e de saída.

Dado um passe de laminação são conhecidos ε , $\dot{\varepsilon}$, T , d_0 , respectivamente deformação, taxa de deformação, temperatura e tamanho de grão austenítico inicial. No caso do MicroSim®, entretanto, d_0 não é a média de todos os grãos, e sim a média de uma população de grãos, isto é, o que se considera é uma distribuição de tamanhos de grão, que por sua vez, é discretizada em 10 a 15 populações de grãos. Cada uma dessas populações tem um valor de d_0 .

Essas populações gerarão, no tempo entre passes, outras duas populações, uma de grãos recristalizados e uma de grãos encruados, ou ainda uma somente de grãos recristalizados ou uma outra ainda somente de grãos encruados. Portanto, prestes a entrar no passe seguinte, o modelo prevê, a partir de cada uma das 10 a 15 populações, uma outra população, consistindo de uma nova distribuição de grãos recristalizados, grãos esses com vários tamanhos de grão recristalizados e valores de frações recristalizadas e uma outra distribuição de grãos. A título de exemplo, e para simplificar a explicação, suponha uma

distribuição de grãos composta por apenas cinco populações de grãos com tamanhos mostrados na Figura 6.1 abaixo, nominadas como: p_{50} , p_{100} , p_{200} , p_{300} , p_{400} , significando população com tamanho de grão 50, 100, 200, 300, 400 μm respectivamente.

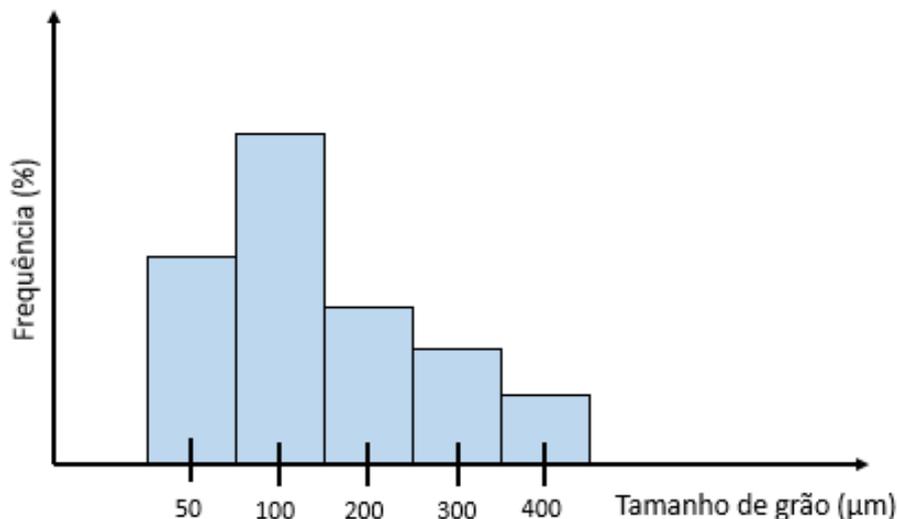


Figura 6-1 - Representação esquemática de distribuição de tamanhos de grãos de austenita

Suponha se tratar de microestrutura saindo do forno de reaquecimento logo a deformação contida em cada população é nula ($\varepsilon_{pop} = 0$), isto é, todos os grãos se encontram completamente recristalizados. Portanto uma população qualquer dessa distribuição entra num passe com três descritores de seu estado: o tamanho de grão, d_{0pop} , a fração recristalizada, X_{pop} e a deformação antes do passe, ε_{pop} .

Suponha agora que o primeiro passe acabou de ser aplicado. Neste ponto, as deformações em todas as populações são iguais à deformação dada no passe, isto é, $\varepsilon_{pop_i} = \varepsilon_{passe_1}$. Mais ainda, este primeiro passe foi, é claro, aplicado em certas condições, isto é, a dada temperatura e taxa de deformação ou ainda a certo valor de $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left[\frac{Q_{def}}{R \cdot T}\right]$, variável de Zener-Hollomon, cuja função é dar uma medida da energia de deformação armazenada no metal quando a deformação no passe foi aplicada. Explicando melhor, suponha que uma deformação $\varepsilon = 0,3$ fosse aplicada no passe 1. Essa deformação introduz uma quantidade de deslocamentos que é função apenas da deformação. Se a quantidade introduzida de deslocamentos fosse da ordem de, diga-se por exemplo, 10^4 deslocamentos, elas estariam todas presentes ao final do passe, à saída dos cilindros de laminação. São essas deslocamentos que estarão disponíveis para as transformações que ocorrerão no tempo entre

passes. Suponha, entretanto, que o passe 1 tivesse sido aplicado a 1100 °C e que tenha durado um tempo relativamente longo, 1 s por exemplo, isto é, o passe teria sido aplicado à taxa de 0,3 de deformação a cada segundo, ou ainda, à taxa de $\dot{\epsilon} = 0,3 / s$ ou $0,3 s^{-1}$. Neste caso, as condições em que o passe foi aplicado seria tal que $Z_{1100^{\circ}C} = 0,3 s^{-1} \cdot \exp\left[\frac{Q_{def}}{R \cdot (1100 + 273)}\right]$. Aqui, Q_{def} é uma energia de ativação, T a temperatura absoluta e R a constante universal dos gases. Neste caso, dada a energia térmica e o tempo de 1 s, várias deslocações de sinais contrários serão eliminadas em eventos individuais, conhecido por recuperação, no caso dinâmica por ocorrer com aplicação de carga, no caso a carga de laminação. Assim o número de deslocações à saída do passe não seria aquele das deslocações colocadas na deformação, isto é 10^4 , mas um número menor, por exemplo, 10^2 deslocações. Esse número seria menor ainda se ou o tempo disponível durante a aplicação do passe fosse maior, 10 s, por exemplo, ou seja, uma taxa de deformação menor, $0,03 s^{-1}$, ou se a temperatura do passe fosse maior, 1200 e não 1100 °C. Em outras palavras quanto menor o valor de Z, menor será a quantidade de deformação, representada pelo número de deslocações à saída do passe de laminação, que estariam disponíveis para as reações que ocorrerão no tempo entre passes. É por essa razão que a variável Z aparece em algumas equações usadas no MicroSim® conforme se verá mais à frente.

Outra reação que também pode ocorrer durante um passe de laminação, além da reação de recuperação dinâmica, é a de recristalização dinâmica, lembrando que a palavra “dinâmica” significa aqui “com aplicação de carga”, no caso aplicação da carga de laminação. Caso essa reação ocorra, as deslocações introduzidas pela deformação serão consideravelmente reduzidas. As condições para ocorrência de recristalização dinâmica serão explicitadas mais à frente.

Em conclusão, ao final do passe 1, todas as populações terão os seguintes descritores associados a elas: os três descritores já mencionados, isto é, tamanho de grão, $d_{0_{pop}}$, a fração recristalizada, $X_{pop} = 100\%$ e a deformação no passe, $\epsilon_{pop} = 0,3$ aos quais são adicionados mais dois: a temperatura no passe, T_{passe} , e a taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, ou seja, um determinado valor de Z. O diagrama da Figura 6.2 mostrado abaixo ilustra esta situação.

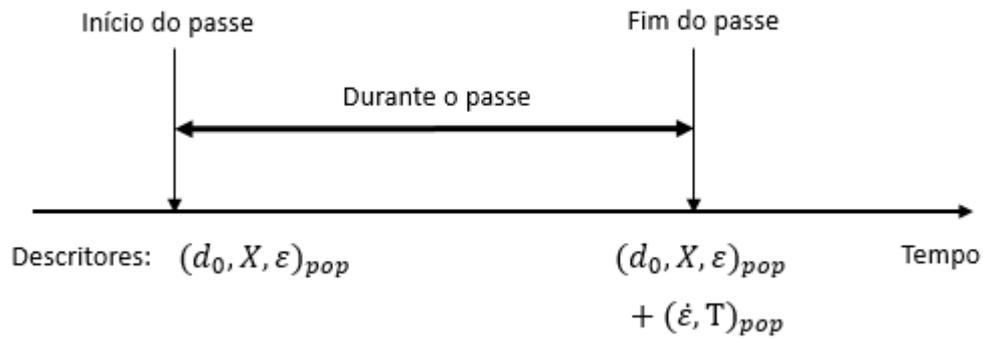


Figura 6-2 - Diagrama que representa os descritores das populações de grãos ao início e ao final de cada passe

Durante o período entre passes, as seguintes reações podem ocorrer:

- Recristalização estática total seguida ou não de crescimento de grão;
- Recristalização estática parcial ou mesmo nula;
- Precipitação.

No exemplo que se mostra a seguir, por simplicidade, se suporá que a população p_{50} de grãos sofrerá recristalização total, a população p_{400} não se recristalizará e as demais populações recristalarão 50%. Cada população ao se recristalizar produzirá um tamanho de grão d_r e a que não se recristalizar produzirá um tamanho de grão d_u . Dessa forma, novos diagramas poderão ser obtidos como se mostra na Figura 6.3. Portanto haverá 8 populações diferentes que deverão ser separadas em duas novas populações: uma de grãos recristalizados e outra de grãos encruados. Esquemáticamente, essas duas populações podem ser representadas como se mostra abaixo.

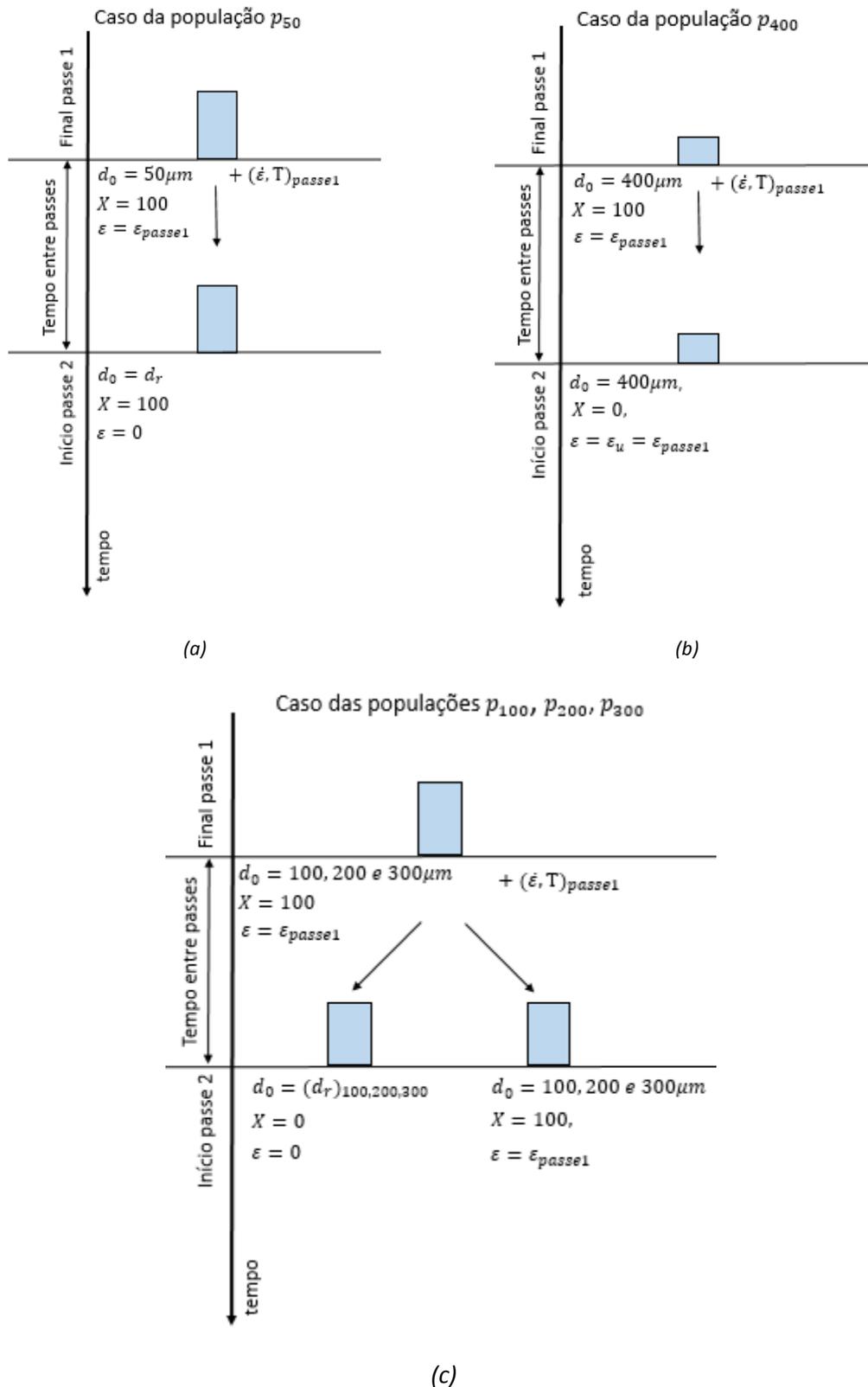


Figura 6-3 - Representação esquemática da evolução da microestrutura das várias populações de grãos durante o tempo entre passes. (a) população com tamanho de grão médio de $50\mu m$ (b) população com tamanho de grão médio de $400\mu m$ e (c) populações com tamanhos de grão

Dessa forma, de um modo muito simplificado, a população inicial de grãos é substituída por duas populações: uma de grãos recristalizados e outra de grãos não-recristalizados, assim como representado na Figura 6.4. Essas duas populações serão agora alimentadas como os dados de entrada do passe 2 e o ciclo se repetirá até que toda a sequência de passes de laminação tenha sido esgotada.

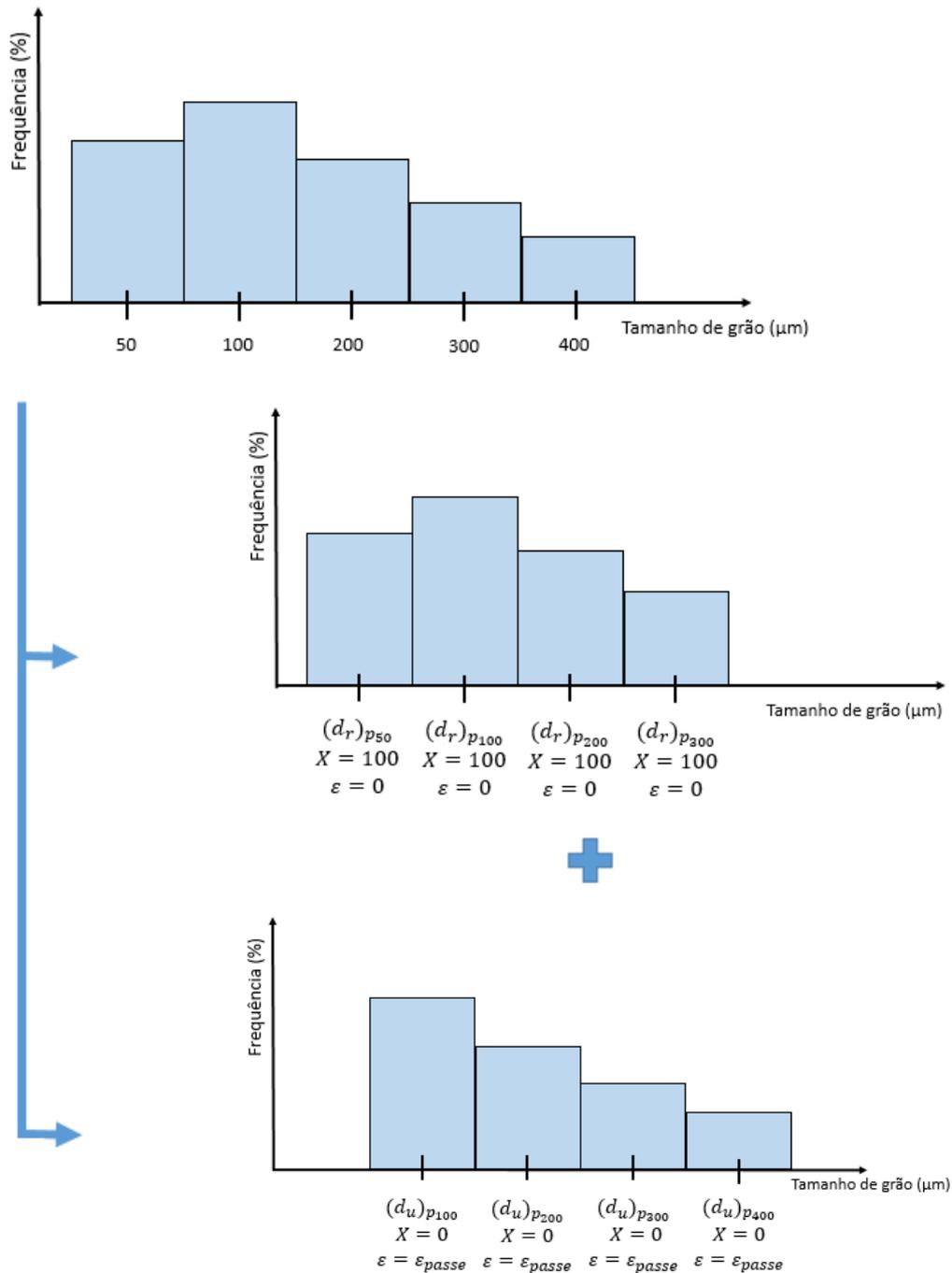


Figura 6-4 - Representação esquemática de como uma população de grãos ao final de um passe se transforma em duas distribuições: uma distribuição de grãos recristalizados e outra de grãos encruado.

Uma revisão mais completa dessa metodologia de cálculo é a que se mostra abaixo. No que se segue, se apresentará, primeiro, um sumário das equações usadas nos cálculos utilizados no programa MicroSim® e, em seguida, serão também apresentados alguns exemplos da aplicação deste programa ao caso relatado na literatura de laminação de tiras a quente.

Equações utilizadas no MicroSim

Assim como mencionado anteriormente, o modelo matemático, MicroSim®, foi desenvolvido para prever a evolução da microestrutura de aços microligados ao Nb para laminação direta de placas finas. O objetivo deste modelo é otimizar as diferentes variáveis do processo a fim de obter uma boa combinação de propriedades mecânicas, resistência e tenacidade ao produto final. O programa se fundamenta em equações empíricas derivadas de características microestruturais. A novidade deste modelo é o uso de uma distribuição de grãos austeníticos e não de um tamanho médio de grãos. Os mecanismos de amaciamento e endurecimento considerados são: recristalização estática, dinâmica e metadinâmica, crescimento de grão após recristalização e precipitação de Nb(C,N) induzida por deformação. O modelo usa como *input* uma distribuição de tamanhos de grãos austeníticos e fornece uma distribuição de tamanhos de grãos, recristalizados e não recristalizados, na entrada de cada passe de laminação. Assim, o programa é capaz de prever heterogeneidades que possam aparecer na microestrutura final. Adicionalmente o modelo é capaz de fornecer um histórico de deformação, em termos de deformação acumulada na austenita e tensão, em termos de tensão de fluxo média, ou *mean flow stress*, abreviando-se em inglês, MFS correspondente para cada passe de deformação.

Como já mencionado, o programa foi originariamente usado para cálculos envolvendo dados de uma laminação direta de placas finas processo esse que apresenta diferenças significativas quando comparado aos processos de laminação convencionais. Essas diferenças metalúrgicas são relacionadas principalmente à presença de grãos grosseiros ($\sim 1\text{ mm}$) quando comparados aos encontrados em aços reaquecidos tradicionalmente ($< 250\ \mu\text{m}$). Simulações usando torção a quente realizadas em laboratório foram feitas para testar a distribuição do tamanho de grão austenítico e,

inicialmente validar o modelo. Também existem diferenças nos parâmetros de processo, uma vez que a tecnologia LDPF tem, normalmente, um menor número de passes, porém com a aplicação de maiores deformações nos passes iniciais. Os principais fatores que afetam o refino da microestrutura, neste caso, são a baixa deformação total aplicada e a presença de grãos grosseiros, uma vez que esses retardam a recristalização. Aços microligados ao Nb são mais sensíveis a estes problemas pois o efeito de arraste de soluto e a precipitação de Nb(C,N) durante a laminação são mecanismos que retardam significativamente a recristalização, podendo, em alguns casos, interrompê-la completamente.

A evolução da microestrutura austenítica foi modelada no MicroSim® utilizando equações originalmente obtidas para tamanho de grão médio e parâmetros constantes de deformação, isto é, deformação por passe, taxa de deformação, tempo e temperatura. O modelo foi organizado em uma estrutura ramificada, apresentada na Figura 6.5. Nessa figura são apresentados os parâmetros de entrada que deverão ser fornecidos pelo usuário, sendo eles os parâmetros de laminação e a distribuição de grãos, que é inicialmente fornecida em fração de área (bidimensional) e, então, transformada para fração volumétrica (tridimensional) pelo próprio programa. Essa conversão é feita com a ajuda de um método desenvolvido por *Matsuura e Itoh (1991)*. A distribuição de grãos tridimensional resultante é dividida em n intervalos. Cada intervalo i é definido pelo seu tamanho de grão médio (calculado assumindo uma geometria esférica) e sua fração de área correspondente. Durante a laminação a quente a evolução microestrutural dentro de cada intervalo, considerado com um material homogêneo, é calculado independentemente dos outros intervalos.

São apresentadas também quais são os principais fenômenos metalúrgicos que serão considerados pelo programa por meio de equações, sendo eles a interação de diferentes mecanismos de amaciamento, recristalização estática, dinâmica e metadinâmica e a precipitação de carbonitretos de Nb induzida por deformação, determinando o tamanho dos grãos recristalizados e não recristalizados e também se ocorreu o crescimento de grão durante o tempo entre passe a cada passe de laminação.

O modelo é organizado em uma estrutura ramificada onde cada nível é subdividido em zona recristalizada, X , e zona não recristalizada, $(1-X)$. Essas zonas são tratadas individualmente para as deformações subsequentes. Assim, se introduz a complexidade de lidar com um número crescente de diferentes microestruturas ao longo do processo de

laminação pois ao final do tempo entre passes após cada passe de laminação a microestrutura final será definida pela soma de todas as microestruturas que resultaram dos n intervalos considerados independentemente, cada um com o peso correspondente à sua fração volumétrica inicial. Essa microestrutura obtida ao final do tempo entre passe é considerada como entrada para o próximo passe de laminação. Cada dado é analisado separadamente, assim como no primeiro passe.

Para uma fração recristalizada, X , supõe-se que a deformação residual é zero. Para a fração não recristalizada considera-se que toda a deformação aplicada no passe anterior foi acumulada. Estas duas frações são caracterizadas por seus tamanhos de grãos médios, sendo d_r o tamanho médio da fração recristalizada e d_u o tamanho de grão médio da fração não-recristalizada.

$$d_r = d_{REX} \cdot X^{1/3} \quad (6.1)$$

Sendo d_{REX} o tamanho de grão recristalizado e X a fração recristalizada entrando no passe seguinte, calculado pelos mecanismos de amaciamento pós-dinâmico, recristalização estática (d_{SRX}) ou metadinâmico (d_{MDRX}) ou uma combinação desses dois mecanismos. Entretanto, durante a validação do modelo, *Uranga et al. (2004)*, observaram uma discrepância nos resultados experimentais quando utilizado o valor do tamanho de grão recristalizado determinado pela equação (6.1). Foi observado que a distribuição de grãos de uma microestrutura recristalizada pode ser devidamente descrita por uma distribuição do tipo log.normal e que a razão entre tamanhos de grão máximo/médio está entre 3 e 4. Desta forma, a partir de cada intervalo i , a distribuição log-normal dos grãos recristalizados foram derivadas do tamanho de grão inicial do intervalo utilizando o tamanho de grão médio calculado e um tamanho de grão máximo três vezes maior que o tamanho de grão médio. A microestrutura recristalizada global é obtida novamente somando as curvas log-normais obtidas dos n intervalos com os pesos de sua fração de volume inicial levadas em consideração.

Para o tamanho de grão não-recristalizado efetivo d_u , a abordagem de considerar cada intervalo i como um único tamanho de grão médio não recristalizado aplicando a equação proposta por *Anelli apud Uranga (2004)* é suficiente.

$$d_u = 1,06 \cdot D_0 \cdot \exp[-\varepsilon \cdot (1 - X)^{1/3}] \quad (6.2)$$

onde ε representa a deformação em cada passe e X é a fração do volume recristalizado estaticamente (X_{SRX}), metadinamicamente (X_{MDRX}) ou uma soma dessas duas frações.

Nos modelos matemáticos clássicos é amplamente aceito que abaixo de uma deformação crítica ($\varepsilon < \varepsilon_c$), ocorre recristalização do tipo estática e, quando a deformação aplicada supera esse valor crítico, $\varepsilon > \varepsilon_c$, se inicia a recristalização dinâmica e o mecanismo de amaciamento após aplicada a deformação é o metadinâmico.

Porém, devido a característica dos aços microligados ao Nb, alguns estudos (*Bai et al. 2000 e Uranga et al. 2003*) mostraram que a ocorrência da recristalização 100 % metadinâmica só ocorre se for atingida uma deformação mínima, ε_T . Em algumas condições, tal como a de grãos iniciais grosseiros, essa deformação mínima pode ser significativamente maior do que a deformação crítica. Caso a deformação aplicada esteja no intervalo entre a deformação crítica e essa deformação mínima, os dois mecanismos de amaciamento ocorrem, ou seja, tanto a recristalização estática quanto a metadinâmica são mecanismos de amaciamento que ocorrerão no intervalo entre passes. Os valores de ε_c e ε_T são calculados através do valor de deformação de pico, ε_p , proposto por *Uranga et al. (2003)*, através das equações abaixo relacionadas:

$$\varepsilon_p = 3,7 \cdot 10^{-3} \cdot \left\{ \frac{1 + 20[Nb] + 0,02[Ti]}{1,78} \right\} \cdot D_0^{0,147} \cdot Z^{0,155} \quad (6.3)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left[-\frac{325000}{R \cdot T}\right] \quad (6.4)$$

$$\varepsilon_c = 0,77 \cdot \varepsilon_p \quad (6.5)$$

$$\varepsilon_T = 2,2 \cdot \varepsilon_p \quad (6.6)$$

onde [Nb] e [Ti] representam as concentrações de Nb e Ti em solução em porcentagem de peso, D_0 é o tamanho de grão austenítico inicial entrando no passe.

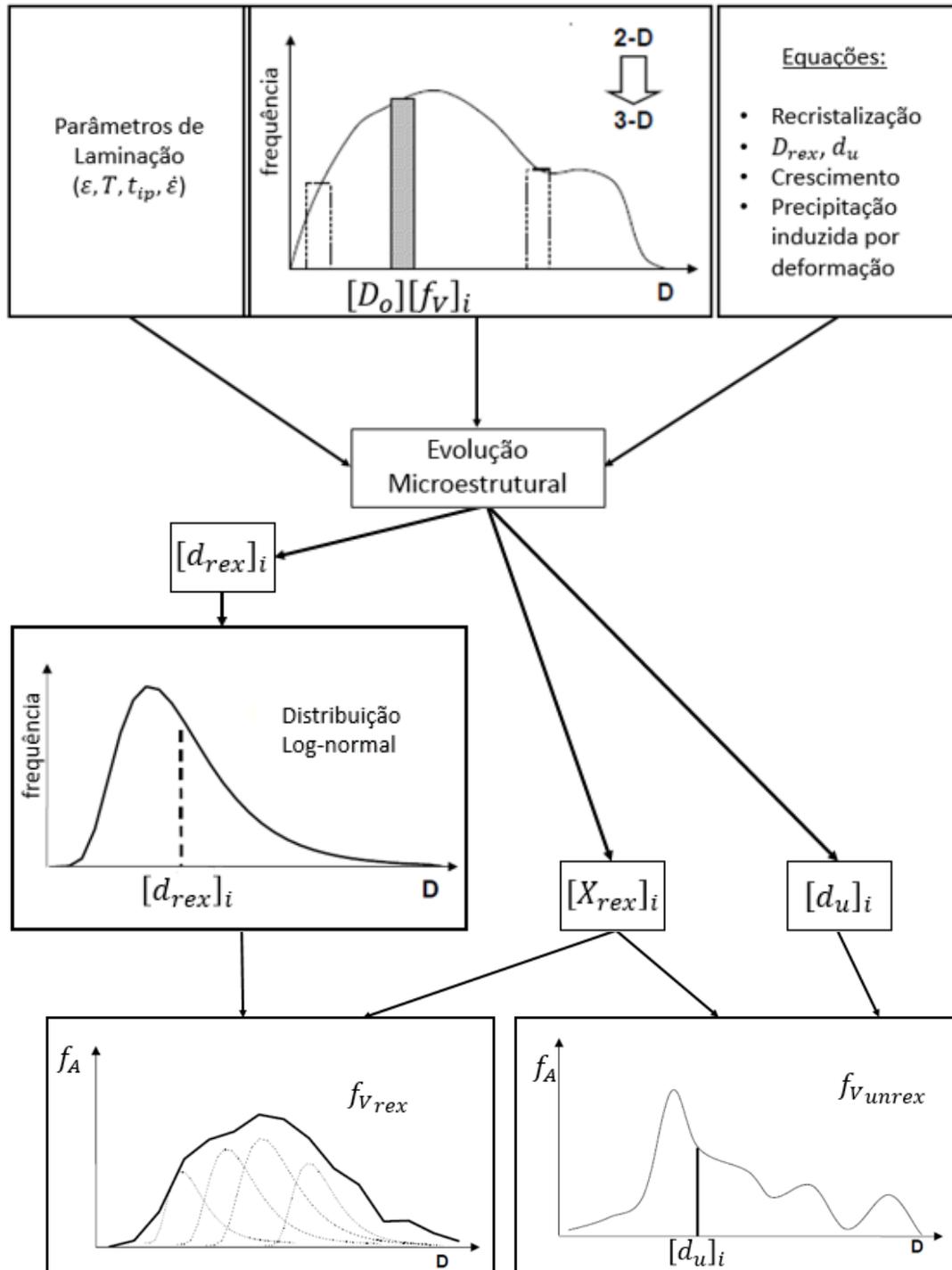


Figura 6-5 - Diagrama de fluxo em que se indica o esquema geral seguido pelo programa para estudar a evolução microestrutural, Uranga (2002).

O cálculo da fração recristalizada depende da relação entre a deformação aplicada e as deformações crítica e mínima determinadas. As equações utilizadas são descritas abaixo:

$$X = 1 - \exp[-0,693 \cdot (t/t_{0,5})^n] \quad (6.7)$$

Onde t é o tempo após deformação e n é uma constante cujo valor está usualmente entre 1 e 2.

Para recristalização estática, quando $\varepsilon < \varepsilon_c$:

$$t_{0,5SRX} = 9,92 \cdot 10^{-11} \cdot D_0 \cdot \varepsilon^{-5,6} D_0^{-0,15} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,53} \cdot \exp\left(\frac{180000}{R \cdot T}\right) \cdot \exp\left[\left(\frac{275000}{T} - 185\right) \cdot ([Nb] + 0,374[Ti])\right] \quad (6.8)$$

$$d_{SRX} = 1,4 \cdot \left(\frac{D_0^{0,56}}{\varepsilon}\right) \quad (6.9)$$

Quando recristalização estática e metadinâmica ocorrem simultaneamente, isto é, quando $\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$:

$$X = X_{SRX} + X_{MDRX} \quad (6.10)$$

$$X_{MDRX} = X_f^{MDRX} \left[1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5MDRX}}\right)\right] \right] \quad (6.11)$$

$$X_{SRX} = X_f^{SRX} \left[1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5SRX}}\right)\right] \right] \quad (6.12)$$

$$X_f^{MDRX} = (\varepsilon - \varepsilon_c) / (\varepsilon_T - \varepsilon_c) \quad (6.13)$$

$$X_f^{SRX} = 1 - X_f^{MDRX} \quad (6.14)$$

$$d_r = d_{r_{SRX}} \cdot X_{SRX} + d_{r_{MDRX}} \cdot X_{MDRX} \quad (6.15)$$

$$d_{r_{SRX}, MDRX} = d_{SRX, MDRX} \cdot X_{SRX, MDRX}^{1/3} \quad (6.16)$$

Já quando ocorre apenas recristalização metadinâmica, ou seja, quando $\varepsilon > \varepsilon_T$:

$$t_{0,5MDRX} = 1,77 \cdot 10^{-6} \dot{\varepsilon}^{-0,62} \cdot \exp\left[\frac{153000}{RT}\right] \quad (6.17)$$

$$d_{MDRX} = 1370 \left(\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left[\frac{375000}{RT}\right]\right)^{-0,13} \quad (6.18)$$

Como mencionado anteriormente, este modelo também inclui a interação entre recristalização e precipitação induzida por deformação. São consideradas as teorias clássicas de nucleação controlada por difusão e a termodinâmica do sistema. As constantes utilizadas nestas equações foram determinadas experimentalmente.

Se durante o tempo entre passes, t_{ip} , a precipitação começar antes da recristalização se completar, a recristalização é interrompida. O tempo necessário para que ocorra a precipitação é representado por $t_{0,5p}$ e pode ser definido através da equação (6.19) abaixo.

$$t_{0,5p} = 5,3 \cdot 10^7 \cdot [Nb]^{-1} \cdot \varepsilon^{-1} \cdot Z^{-0,5} \cdot \exp\left[\frac{27000 \cdot \varepsilon^{1,3} \cdot 10^{10} / T^3 \ln(k_s)^2}{R \cdot T}\right] \quad (6.19)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot e^{\left(\frac{325000}{RT}\right)} \quad (6.20)$$

Nesta equação, k_s , é um fator de supersaturação que, neste caso, foi calculado usando um produto de solubilidade proposto por *Irvine e Pickering (1967)* como se mostra abaixo:

$$k_s = \frac{[Nb][C + \frac{12}{14}N]_{sol}}{10^{(2,26 - \frac{6770}{T})}} \quad (6.21)$$

Todas essas equações listadas acima foram obtidas utilizando experimentos de laboratório sob condições isotérmicas. Como em condições industriais, durante o tempo entre passes, a temperatura decresce continuamente, o modelo utiliza uma regra de aditividade proposta por *Bai et al. (1993)*. Essa abordagem foi aplicada aos processos de recristalização, precipitação e de crescimento de grão.

Trabalhar com distribuição do tamanho de grão significa trabalhar com frações volumétricas. Entretanto, medições metalográficas são realizadas em duas dimensões (2D). Um método desenvolvido por *Matsuura e Itoh, (1991)* é usado no MicroSim® para converter valores de tamanho de grão 2D em fração volumétrica recristalizada 3D. A seguir, alguns exemplos de dados de entradas e saídas utilizados no MicroSim® serão mostrados.

Exemplos de entradas e saídas do MicroSim®

A Figura 6.6 mostra exemplo de tela de entrada de dados do programa MicroSim®. Assim como já mencionado, o modelo recebe como entrada uma distribuição de tamanho de grão austenítico inicial e fornece, a cada passe, a distribuição do tamanho de grão da fração recristalizada e da fração não recristalizada, considerando as interações simultâneas dos mecanismos que atuam durante o tempo entre passes, tais como recristalização estática e metadinâmica, crescimento de grão e precipitação de Nb(C,N) induzida por deformação. A tela mostrada no exemplo corresponde a dados de entrada para uma laminação de tiras a quente de 6 mm de espessura, apresentado por *Uranga et al. (2016)*. A tela de entrada possibilita ao usuário informar uma composição química detalhada, a distribuição de grãos resultante do pré-aquecimento, definir a temperatura de reauecimento, o número de passes de laminação, sendo estes divididos entre cadeiras de desbaste e cadeiras de acabamento e os parâmetros de laminação. O programa também disponibiliza em uma última coluna a possibilidade de definição de alguns *dummy-passes*, ou seja, passes de laminação sem aplicação de cargas. O usuário também pode criar um relatório ou carregar e salvar dados a partir desta tela de entrada de dados.

Simulation Data

Roughing Mill

Pass	T		Time		Pass Strain			Strain Rate				Dummy Pass
	T (°C)	Time (s)	Time Int (s)	Diameter (mm)	F (kN)	Reduction (%)	Thickness (mm)	Speed (m/s)	Speed (rpm)	Speed (m/min)	Strain Rate (s-1)	
R1	1191		25.54	1204.32	15605.9	18.78	208.74			205.81		<input type="checkbox"/>
R2	1175		15.33	1057.75	15956.7	12.44	182.77			179.02		<input type="checkbox"/>
R3	1158		18.16	1057.75	14530.3	17.24	151.26			147.87		<input type="checkbox"/>
R4	1142		20.43	1057.75	17181.4	21.08	119.37			115.32		<input type="checkbox"/>
R5	1126		23.27	1057.75	18337	26.43	87.82			83.48		<input type="checkbox"/>
R6	1109		24.82	1057.75	18054.1	27.92	63.3			59.04		<input type="checkbox"/>
R7	1093		4.04	1120.18	17027.1	27.39	45.96			43.9		<input type="checkbox"/>
R8	1091		73.68	1101.51	14381.7	23.85	35			33.79		<input type="checkbox"/>

Finishing Mill

Pass	T		Time		Pass Strain			Strain Rate				Dummy Pass
	T (°C)	Time (s)	Time Int (s)	Diameter (mm)	F (kN)	Reduction (%)	Thickness (mm)	Speed (m/s)	Speed (rpm)	Speed (m/min)	Strain Rate (s-1)	
F1	954		2.96	727.95	17031	35.2	22.68			69.21		<input type="checkbox"/>
F2	942		2.07	704.15	15141	30.4	15.79			103.41		<input type="checkbox"/>
F3	930		1.42	739.84	14099	24.5	11.92			143.53		<input type="checkbox"/>
F4	919		1.29	697.42	14765	21.5	9.36			189.16		<input type="checkbox"/>
F5	907		0.91	686.3	13218	17.5	7.72			236.29		<input type="checkbox"/>
F6	896		0.9	726.15	12199	14.7	6.59			285.71		<input type="checkbox"/>
F7	884		0.65	740	8590	8.8	6.01			326		<input type="checkbox"/>
End	800											<input type="checkbox"/>

Initial Austenite Grain Size Distribution

Austenite Grain Size (microns)

Steel composition (wt%)

C	Mn	Si	Al	
0.1	0.53	0.01	0.032	
Nb	Ti	N	Mo	
0.024	0.004	0.0041	0	
V	Cr	Cu	Ni	B
0.001	0.02	0	0	0.0001

Mill Data

Roughing Passes	8
Finishing Passes	7
Strip Width (mm)	1200
Slab Thickness (mm)	257
Strip Thickness (mm)	6
Reheating Temperature T(°C)	1200
Transformation cooling Rate	15.7
Thick+ (mm)	0.15
Thick- (mm)	0.15

Figura 6-6 - Exemplo de tela de entrada de dados do programa MicroSim

No caso representado pela Figura 6.6, por exemplo, o aço simulado tem uma composição química de 0,1 %C, 0,53 %Mn e 0,024 %Nb e foi utilizada uma temperatura de aquecimento de 1220 °C.

A Figura 6.7 mostra um exemplo de tela de saída de dados do programa MicroSim®. Em relação à saída de dados, a primeira tela de dados fornece uma série de informações detalhadas após cada passe, sendo que, neste caso, o número do passe a que se refere os dados disponibilizados corresponde aos resultados obtidos após o tempo entre passes, por exemplo, ao se ler passe R1 deve-se entender que esses dados se referem ao ocorrido após o tempo entre os passes de laminação R1 e R2 e que, portanto, são os dados que entrarão no passe R2. Os resultados fornecidos nesta tabela são listados abaixo:

- Fração recristalizada;
- Fração não recristalizada detalhando se essa não recristalização foi devida a arraste de soluto ou a precipitação induzida por deformação;
- Tamanho de grão médio, D_{mean} ;

- Tamanho de grão crítico, $D_c(0.1)$, sendo que este parâmetro corresponde ao tamanho de grão acima do qual se encontram apenas 10 % dos grãos de toda a população, ou seja, apenas 10 % de toda a população possuem tamanhos de grão maiores que $D_c(0.1)$. Este parâmetro pode ser considerado como uma medida do grau de heterogeneidade da microestrutura.
- Tamanho máximo de grão austenítico, D_{max} ;
- ZD; razão entre $\frac{D_{max}}{D_{mean}}$;
- Deformação acumulada.

As informações acima listadas são apresentadas na forma de tabela bem como disponibilizada em vários gráficos, como se mostra na Figura 6.7 abaixo. Nesta tela, vê-se que parâmetros metalúrgicos adicionais são fornecidos são apresentados, tais como, os valores de RLT e o RST, que representam a temperatura abaixo da qual a recristalização entre passes passa a ser apenas parcial e não mais 100 %, do inglês *Recrystallization Limit Temperature* e a temperatura de final de recristalização, também do inglês *Recrystallization Stop Temperature*, respectivamente. Abaixo de RST, recristalização já não mais ocorrerá entre passes, isto é, haverá completo “panqueamento” dos grãos. Estes são incluídos em conjunto com a evolução da fração recristalizada e o desenvolvimento do tamanho de grão ao longo do processo. Finalmente, baseado no tamanho de grão austenítico médio final e da deformação acumulada, uma estimativa do tamanho de grão ferrítico é fornecida.

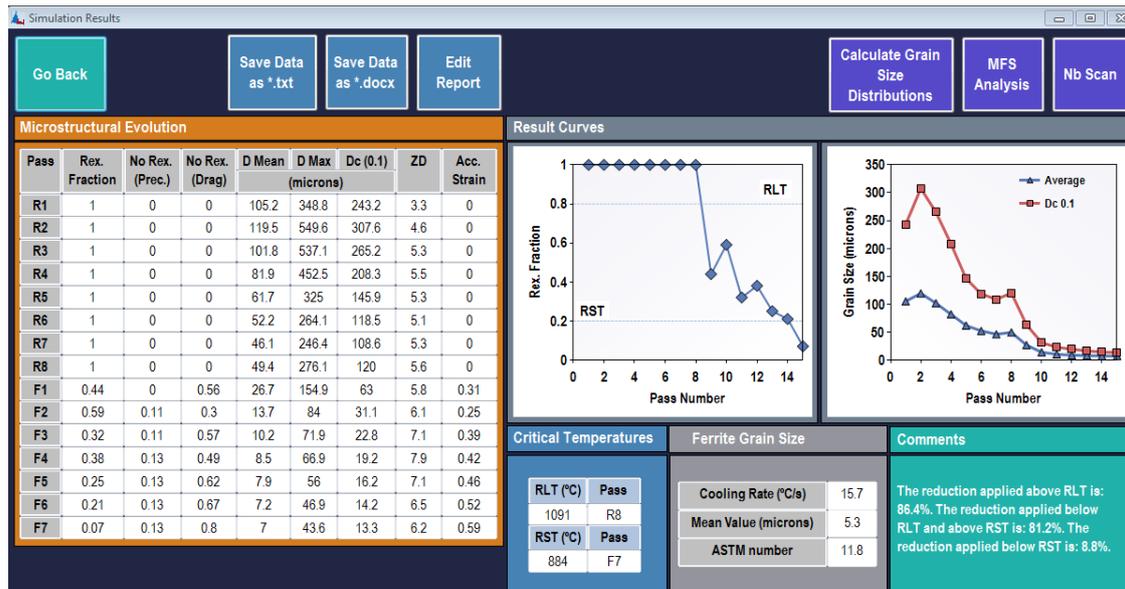


Figura 6-7 - Exemplo de tela de saída de dados do programa MicroSim

A Figura 6.8 mostra exemplo de uma outra tela de saída de dados, onde é possível observar dados da MFS. Está é uma ferramenta importante de análise metalúrgica para testes em planta e otimização de processo. Para este caso, alguns parâmetros de entrada adicionais são necessários, como o diâmetro dos cilindros de laminação. Como a deformação e a taxa de deformação se alteram a cada passe algumas adaptações podem ser aplicadas para que a tensão de fluxo média seja dependente apenas da temperatura. Este procedimento permite uma melhor identificação dos mecanismos de endurecimento e de amaciamento em cada passe de laminação. A Figura 6.8 também mostra os valores de MFS obtidos a partir de dados industriais. O gráfico é completado pelo padrão de redução seguido durante a laminação bem como pelos dados de MFS correspondentes e temperaturas. A partir desta tela é possível solicitar uma análise de MFS capaz de apresentar os diferentes tipos de recristalização presentes nas populações de grãos, podendo ser recristalizados, encruados devido a arraste de soluto ou encruados devido a precipitação, representados por diferentes cores.



Figura 6-8 - Tela de saída apresentando gráficos para análise da tensão de fluxo média, TFM, ou em Inglês, MFS, e de estratégia de redução utilizada na sequência de passes.

A Figura 6.9 mostra um exemplo da tela de saída da análise de MFS gerada a partir da tela de saída de dados apresentada anteriormente. Esta fornece a distribuição de populações de grãos em termos de tamanhos de grãos austeníticos após cada passe de laminação. Além disso, fornece a cada passe a fração recristalizada, a fração encruada devido a arraste de soluto e a fração encruada devido a precipitação de cada população de grãos. Estas frações são representadas por diferentes cores assinaladas a cada população.

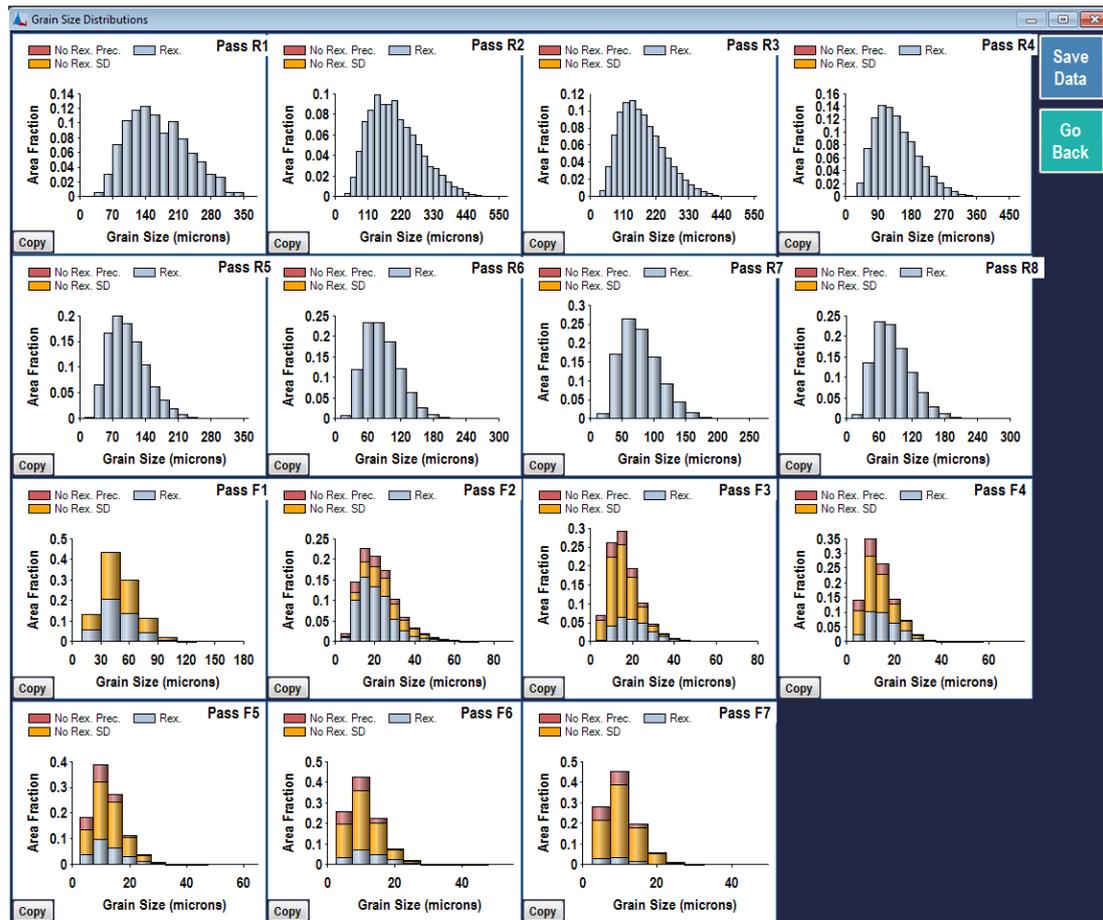


Figura 6-9 - Exemplo de tela de saída de dados do programa MicroSim® fornecendo a distribuição do tamanho de grão austenítico após cada passe de laminação e a fração recristalizada, ou encruada devido a arraste de soluto ou encruada devido a precipitação de cada população de grãos

6.2 Descrição processo de laminação de longos escolhido para se aplicar o modelo

O processo industrial a ser utilizado nesta dissertação é o do laminador 1 de fio-máquina da ArcelorMittal de João Monlevade-MG (AMM), conforme descrito por Oliveira (2016) e Oliveira et al. (2016). Este processo de laminação será descrito com mais detalhes a seguir.

Descrição da laminação de longos na AMM

O forno de reaquecimento de tarugos é do tipo soleira caminhante (*Walking Beam*) e aquece tarugos de seção quadrada de 155 x 155 mm da temperatura ambiente até a

temperatura de laminação, que varia entre 900 e 1250 °C, dependendo do material e da bitola do produto final. Após retirada do forno, carepa é removida e inicia-se a laminação. A linha de laminação consiste de 29 cadeiras agrupadas em um trem desbastador (BDM, com 4 cadeiras), um trem intermediário (Contínuo com 13 cadeiras), um pré-acabador I (com 2 cadeiras), outro pré-acabador II (também com 2 cadeiras), um bloco acabador (com 6 cadeiras) e um mini bloco acabador (com apenas 2 cadeiras). Os primeiros passes são do tipo quadrado para quadrado e, a partir da terceira cadeira, os passes são do tipo oval para redondo ou redondo para oval, conforme mostrado na Figura 6.10 a) e detalhado, no caso de um passe de redondo para oval na Figura 6.10 b). O laminador é dividido em duas linhas de laminação a partir da 17ª cadeira. O laminador tem os formadores de laços para controle de tração entre as cadeiras, pirômetros e caixas d'água intermediárias para controle da temperatura de laminação. O resfriamento após laminação ocorre em equipamento do tipo Stelmor®. Este equipamento possui ventiladores para resfriamento forçado e tampas para resfriamento mais lento que o natural. A Figura 6.11, mostra uma representação esquemática da linha de laminação na AMM.

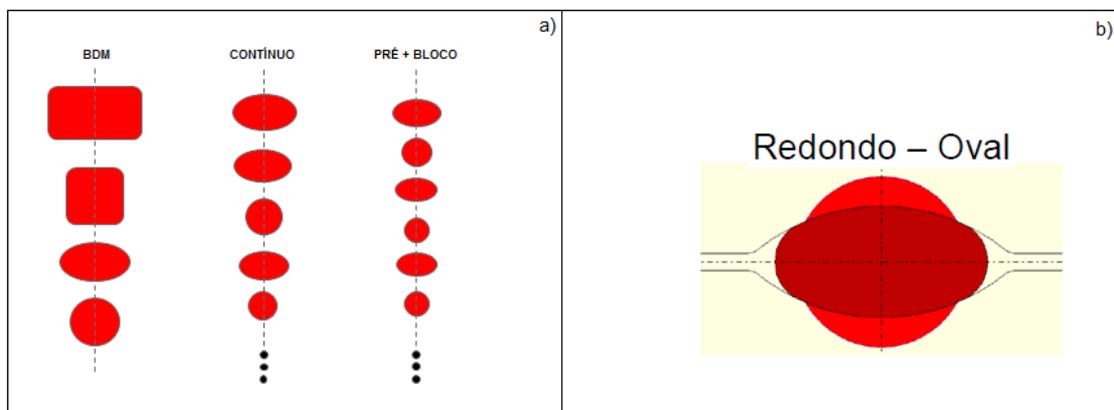


Figura 6-10 - Representação da geometria das seções transversais ao longo dos passes de laminação: a) sequência de passes completa e b) representação em detalhe de um passe redondo-oval. (Oliveira, 2016).

Como já mencionado, as principais variáveis termomecânicas de um laminador são a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo entre passes. As temperaturas da sequência de passes que será estudada variam de aproximadamente 1120 °C a 920, 950 °C. A temperatura cai continuamente, de 1120 a 945 °C; entre os passes 1 a 11. Entre os passes 12 a 21, a temperatura permanece praticamente constante em torno 950 °C, sendo uma laminação praticamente isotérmica nesses passes. Nos passes finais, há, por

outro lado, um aumento de temperatura, indo de 950 °C a aproximadamente 990 °C, isto porque os passes são dados a intervalos muito curtos, da ordem de décimos ou mesmo centésimos de segundos, o que leva a um acúmulo de calor adiabático devido a deformação plástica. A Figura 6.12 dá maiores detalhes sobre essa variação de temperaturas ao longo do processo.

A segunda variável termomecânica relevante é a deformação. Neste processo as deformações equivalentes são da ordem 0,3 a 0,7 por passe, portanto relativamente elevadas quando comparada aos processos de planos. A taxa de deformação varia desde próxima de 1 s^{-1} até 2600 s^{-1} , porém do passe 1 a 9 elas se encontram abaixo de 10 s^{-1} , o que é importante porque essas taxas ainda são similares às usadas nos ensaios mecânicos utilizados para obter as equações cinéticas de recristalização, crescimento de grão e precipitação. A partir daí as taxas crescem continuamente e já não se pode dizer que essas equações seriam completamente aplicáveis, o que será discutido mais à frente. Por exemplo, nos passes de 18 a 29, que são os realizados no pré-acabador, bloco e mini bloco acabador, a laminação ocorre em elevadas velocidades resultando em taxas de deformação muito altas, da ordem de 2540 s^{-1} . Os tempos entre passes são também bem típicos desse processo de laminação. Nos passes iniciais, isto é, de R1 a R4 os intervalos são da ordem de 5 s; de R5 a R10, os tempos são da ordem de 1 a 2 s e no resto do processo os tempos são muito curtos, ou seja, menores que 1 s. Detalhes mostrando valores mais exatos dessas variáveis serão mostrados ao longo desta dissertação.

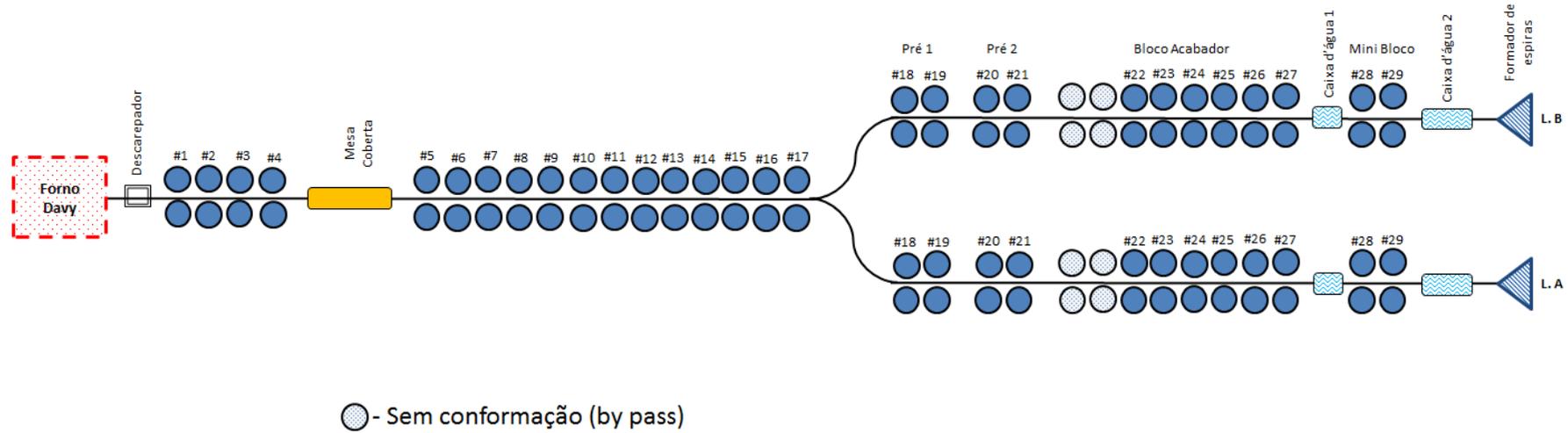


Figura 6-11 - Fluxo de processo do Laminador #1 de fio-máquina da ArcelorMittal Monlevade (AMM) (Oliveira, 2016).

Dados obtidos de corrida industrial a serem utilizados na presente dissertação

A partir das amostras obtidas foram feitas análise do tamanho de grão ferrítico (amostras da espira fria) e do grão austenítico, análise de microdureza e ensaios de tração. Os dados obtidos por *Oliveira (2016)* estão resumidos abaixo na Tabela 6.1. Estes dados serão utilizados para avaliação da eficácia do programa MicroSim® para prever evolução da microestrutura em processo de longos, já que, até o presente momento, este programa somente havia sido usado para laminação de planos.

Tabela 6-1 - Resumo de tamanhos de grão, frações de constituintes presentes e propriedades mecânicas obtidas por Oliveira (2016) a partir de ensaios realizados nas amostras retiradas durante corrida experimental na AMM.

Propriedade:	Característica	Unidade	Liga
			16Nb
Tamanho de Grão Austenítico	Ø40,5mm		7
	Ø16,8mm	µm	7
	Ø5,5mm		7
Tamanho de Grão Ferrítico	Ø5,5mm	µm	5
Percentual de Constituintes	Ferrita	(%)	66
	Perlita	(%)	34
Microdureza da Ferrita	em Ø5,5mm	HV	217
Limite de Escoamento	em Ø5,5mm	Mpa	428
Limite de Resistência	em Ø5,5mm	MPa	562
Alongamento	em Ø5,5mm	(%)	32
Estricção	em Ø5,5mm	(%)	72

O tamanho de grão austenítico na entrada da primeira cadeira de laminação foi estimado em 200µm, valor típico para aços longos microligados após o desenformamento (*Reis (2007)*). A temperatura média de laminação, do material foi medida passe a passe. Detalhes da evolução das temperaturas durante a laminação são dadas na Figura 6.12.

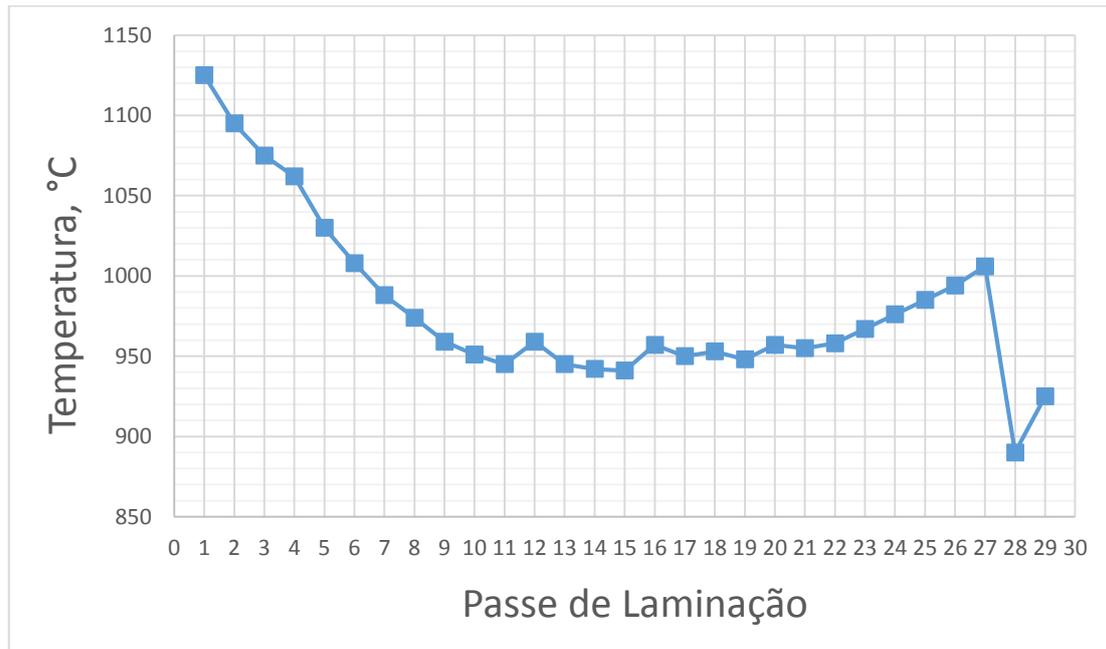


Figura 6-12 - Curva de temperatura versus número do passe de laminação.

Para o laminador #1 da AMM, a temperatura média de laminação até o passe #27 depende principalmente da temperatura de reaquecimento do material. Ao longo do laminador, o material aquecido, tem a sua temperatura média variando em função das trocas de calor com os cilindros e discos refrigerados com água, com o ar e com a água pressurizada na caixa d'água localizada antes do passe #28. É possível observar no gráfico acima uma queda na temperatura entre os passes #1 e #11, que pode ser explicada pela baixa velocidade de laminação e grande área de contato do material com os cilindros e com o ar. Entre os passes #12 e #21 a velocidade de laminação é superior à dos passes anteriores, desta forma, o material não tem tempo suficiente para trocar calor com os cilindros, discos refrigerados e com o ar. Além disso, a deformação promovida nestes passes provoca um aumento de temperatura que praticamente compensa a perda de calor relatada anteriormente. Ao entrar no bloco acabador, entre os passes #22 e #27, a velocidade de laminação é mais elevada, atingindo 90 m/s, disponibilizando um tempo muito curto para ocorrer as trocas de calor e, novamente, ocorrem deformações que promovem um aumento na temperatura do material. A partir do passe #27, a temperatura é controlada pela caixa d'água #1, e varia de acordo com os ciclos de resfriamento definidos para cada material.

A Tabela 6.2 dá detalhes dos parâmetros termomecânicos de laminação utilizados nesta corrida experimental.

Tabela 6-2 - Parâmetros de laminação utilizados na corrida experimental.

#Passe	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s⁻¹)	t_{ep} (s)	$\bar{\epsilon}_p$
1	1125	2,08	5,49	0,39
2	1095	2,49	4,38	0,37
3	1075	4,24	3,23	0,46
4	1062	4,64	34,74	0,39
5	1030	1,13	3,91	0,37
6	1008	1,99	2,82	0,41
7	988	2,86	2,09	0,66
8	974	5,32	2,98	0,65
9	959	6,34	2,23	0,60
10	951	11,03	1,60	0,60
11	945	11,84	4,81	0,49
12	959	23,13	0,96	0,61
13	945	23,93	1,44	0,45
14	942	35,29	0,60	0,45
15	941	36,58	2,93	0,40
16	957	69,69	0,37	0,54
17	950	58,54	3,49	0,36
18	953	125,90	0,12	0,48
19	948	148,75	1,78	0,50
20	957	243,74	0,08	0,54
21	955	261,92	0,56	0,49
22	958	486,66	0,03	0,50
23	967	535,22	0,03	0,52
24	976	918,80	0,02	0,54
25	985	952,75	0,02	0,49
26	994	1780,44	0,01	0,62
27	1006	1666,24	0,14	0,49
28	890	2604,00	0,01	0,52
29	925	2540,20	0,13	0,45

Os parâmetros de laminação apresentados na tabela acima serão utilizados como dados de entrada para a realização de simulações no programa MicroSim®.

7 RESULTADOS

Os principais resultados deste trabalho dizem respeito à aplicação do modelo matemático MicroSim® a dados de corrida experimental industrial de fio-máquina de aços microligados ao Nb e descrever os resultados obtidos do modelo e compará-los aos dados industriais. Esses resultados serão posteriormente criticados e discutidos em outro capítulo.

7.1 Aplicação de um modelo de produtos planos, o MicroSim, a processo de laminação de produtos longos

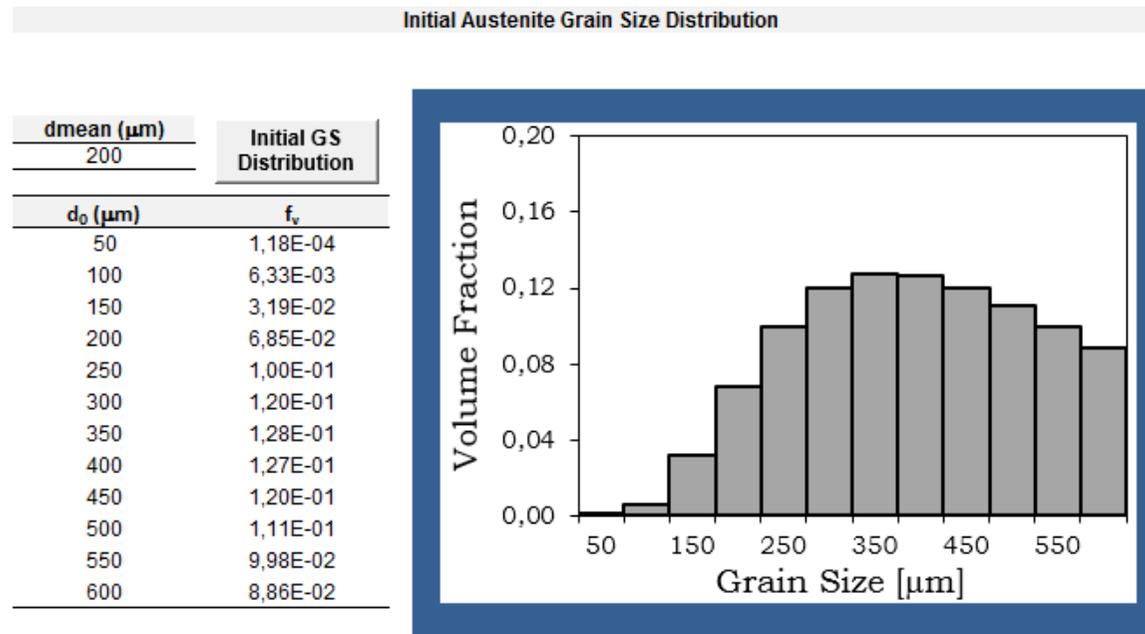
O programa MicroSim® descrito anteriormente foi desenvolvido para laminação de tiras a quente. O número máximo de cadeiras de laminação disponível para entrada de dados para simulação nesta versão do programa é de 17 cadeiras. Este número é insuficiente na aplicação desta versão ao caso da laminação de longos aqui apresentada porque o número total de passes é de 29. Inicialmente, fez-se uma tentativa de se representar a laminação de produtos longos utilizando versão de planos do programa. Porém, essa abordagem foi inicialmente descartada. Pensou-se que a possibilidade de representar um conjunto de cadeiras de laminação como uma cadeira equivalente única, com temperatura e taxa de deformação, tempo entre passes total e deformação total diferente da real utilizada no processo industrial, poderia levar a erros nas previsões. Dessa forma, uma versão “acadêmica” do MicroSim®, na forma de uma planilha Excel, foi adotada nesta dissertação. Esta versão permite a entrada de um número maior de passes e, obviamente, utiliza as mesmas equações e a mesma lógica que o programa MicroSim®, descritas previamente.

A entrada de dados foi realizada como mostra a Figura 7.1. De forma semelhante à Figura 6.6, as Figuras 7.1 a), b) e c) representam as entradas de dados da composição química do aço a ser estudados e temperaturas de reaquecimento, do formador de espiras e resfriamento, da distribuição de grãos austeníticos inicial à saída do forno de reaquecimento e dos parâmetros de processo, respectivamente. Nesta versão, a tela apresentada na Figura 7.1 c) também apresenta os cálculos de saída uma vez que os dados tenham sido processados. Isto será apresentado e discutido mais à frente.

Chemical Composition													
C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	V	Cr	Cu	Ni	Mo	B	N	P
[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
0,160	0,682	0,228	0,002	0,021	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,024

Process Parameters		
T _{RH}	T _{0AOC}	T°
(°C)	(°C)	(°C/s)
1150	860	23,0

a) Exemplo de tela de entrada da versão em planilha Excel do MicroSim®. Nesta tela são inseridos dados de composição química e temperaturas de processo.



b) Exemplo de outra parte da tela de entrada da planilha. Nesta parte insere-se a distribuição de grão austenítico inicial em termos de fração volumétrica.

Pass	T (°C)	ϵ^0 (s ⁻¹)	t _{ip} (s)	ϵ	ϵ_a	Rex Mode			X _{Total} (%)	Non-Rex Mode		d _{Mean} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc (0.1)	ZD
						X _{BRX} (%)	X _{DRX} (%)	X _{MDRX} (%)		SD	PPT				
1	1125	2,1	5,5	0,39											
2	1095	2,5	4,4	0,37											
3	1075	4,2	3,2	0,46											
4	1062	4,6	34,7	0,39											
5	1030	1,1	3,9	0,37											
6	1008	2,0	2,8	0,41											
7	988	2,9	2,1	0,66											
8	974	5,3	3,0	0,65											
9	959	6,3	2,2	0,60											
10	951	11,0	1,6	0,60											
11	945	11,8	4,8	0,49											
12	959	23,1	1,0	0,61											
13	945	23,9	1,4	0,45											
14	942	35,3	0,6	0,45											
15	941	36,6	2,9	0,40											
16	957	69,7	0,4	0,54											
17	950	58,5	3,5	0,36											
18	953	125,9	0,1	0,48											
19	948	148,8	1,8	0,50											
20	957	243,7	0,1	0,54											
21	955	261,9	0,6	0,49											
22	958	486,7	0,0	0,50											
23	967	535,2	0,0	0,52											
24	976	918,8	0,0	0,54											
25	985	952,8	0,0	0,49											
26	994	1780,4	0,0	0,62											
27	1006	1666,2	0,1	0,49											
28	890	2604,0	0,0	0,52											
29	925	2540,2	0,1	0,45											

c)

Figura 7-1 - Exemplo da última parte da tela de entrada onde são inseridos os parâmetros termomecânicos de processo. Os passes destacados em amarelos correspondem àqueles onde foram retiradas amostras

As telas de entrada apresentadas acima foram alimentadas a partir dos dados das Tabelas 5.1 e 6.2 para que a simulação da corrida experimental pudesse ser realizada. O resultado para a simulação do aço 16Nb está apresentado na Tabela 7.1.

A Tabela 7.1 mostra os dados de entrada nas colunas 1 a 5. Os resultados das simulações se encontram nas colunas subsequentes. As informações sobre a previsão de ocorrência de recristalização estão discriminadas nas colunas abaixo de *Rex Mode*, podendo ser recristalização estática, X_{SRX} , dinâmica, X_{DRX} , ou metadinâmica, X_{MDRX} . A coluna subsequente, X_{TOTAL} , computa o total de recristalização prevista. De acordo com as previsões, há recristalização total ou parcial até o passe 19. A recristalização é nula a partir do passe 20 até o final da laminação, com exceção dos passes 21 e 27, onde é possível observar a presença de uma pequena fração recristalizada metadinamicamente devido a uma combinação de alta taxa de deformação e de aumento na temperatura. Há acúmulo de deformação a partir do passe 5 porque ao ocorrer recristalização parcial ou não recristalização, a deformação aplicada no passe anterior é acumulada. A deformação acumulada, ϵ_a , é da ordem de 7,9, bem acima daquela encontrada em processo de laminação de planos, que é cerca de 3 vezes menor. A deformação acumulada apresentada na coluna 6 corresponde a soma da deformação acumulada em cada uma das populações de tamanho de grão no passe, isto é, não corresponde a um valor real de deformação acumulada. A deformação acumulada para cada população é acompanhada a cada passe e é o que determina se uma população de grãos sofre ou não recristalização, porém, tal informação não é disponibilizada para o usuário.

Quando não ocorre recristalização completa, a ausência de recristalização pode ser atribuída ou a um efeito de arraste de soluto, apresentado na coluna SD, do inglês *solute drag*, ou devido a ocorrência de precipitação, PPT. Por exemplo, no passe 10, SD vale 0,16 e PPT vale 0,33. Isto quer dizer que de 49 % do volume de grãos que entram no passe 11, não estavam recristalizados. Destes, 16 % não se recristalizaram devido ao efeito de arraste de soluto enquanto 33 % não se recristalizavam devido ao efeito da ocorrência de precipitação induzida por deformação.

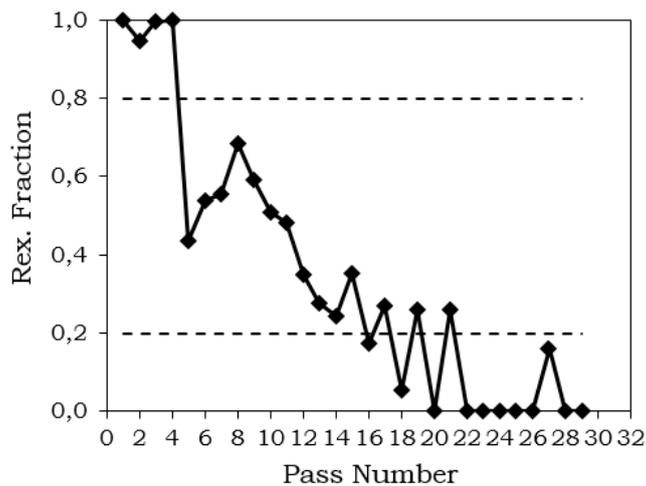
Tabela 7-1 - Tabela de saída de dados que mostra o resultado da simulação com os dados do aço 16Nb

Pass	T (°C)	ϵ^0 (s ⁻¹)	t _{ip} (s)	ϵ	ϵ_a	Rex Mode			X _{Total} (%)	Non-Rex Mode		d _{Mean} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc (0.1)	ZD
						X _{SRX} (%)	X _{DRX} (%)	X _{MDRX} (%)		SD	PPT				
1	1125	2,1	5,5	0,39	0,00	0,99	0,01	0,00	1,00	0,00	0,00	105,1	419,5	262,7	4,0
2	1095	2,5	4,4	0,37	0,02	0,95	0,00	0,00	0,95	0,05	0,00	70,1	335,7	182,9	4,8
3	1075	4,2	3,2	0,46	0,00	0,90	0,10	0,00	1,00	0,00	0,00	43,8	246,7	122,6	5,6
4	1062	4,6	34,7	0,39	0,00	1,00	0,00	0,00	1,00	0,00	0,00	46,2	255,3	117,3	5,5
5	1030	1,1	3,9	0,37	0,21	0,44	0,00	0,00	0,44	0,56	0,00	31,5	172,2	72,7	5,5
6	1008	2,0	2,8	0,41	0,27	0,23	0,30	0,00	0,54	0,46	0,00	14,8	125,7	37,7	8,5
7	988	2,9	2,1	0,66	0,43	0,00	0,43	0,12	0,55	0,45	0,00	9,7	82,2	19,7	8,5
8	974	5,3	3,0	0,65	0,45	0,00	0,41	0,28	0,69	0,07	0,24	8,1	73,3	18,7	9,0
9	959	6,3	2,2	0,60	0,67	0,38	0,16	0,05	0,59	0,13	0,28	7,5	66,7	19,5	8,9
10	951	11,0	1,6	0,60	0,92	0,41	0,09	0,00	0,51	0,16	0,33	6,9	61,7	17,7	8,9
11	945	11,8	4,8	0,49	1,11	0,37	0,11	0,00	0,48	0,00	0,52	6,7	74,3	16,4	11,1
12	959	23,1	1,0	0,61	1,51	0,35	0,00	0,00	0,35	0,13	0,52	6,5	62,8	15,5	9,7
13	945	23,9	1,4	0,45	1,77	0,20	0,08	0,00	0,28	0,18	0,54	6,6	69,3	13,2	10,6
14	942	35,3	0,6	0,45	2,03	0,16	0,09	0,00	0,24	0,22	0,54	6,6	58,9	12,1	9,0
15	941	36,6	2,9	0,40	2,19	0,26	0,09	0,00	0,35	0,00	0,65	6,7	81,2	12,3	12,1
16	957	69,7	0,4	0,54	2,64	0,17	0,00	0,00	0,17	0,18	0,65	6,4	61,2	11,3	9,5
17	950	58,5	3,5	0,36	2,80	0,17	0,10	0,00	0,27	0,00	0,73	6,9	90,4	11,4	13,1
18	953	125,9	0,1	0,48	3,26	0,06	0,00	0,00	0,06	0,21	0,73	6,8	52,8	10,4	7,7
19	948	148,8	1,8	0,50	3,53	0,20	0,06	0,00	0,26	0,00	0,74	6,5	69,8	9,8	10,7
20	957	243,7	0,1	0,54	4,07	0,00	0,00	0,00	0,00	0,26	0,74	6,0	42,5	8,9	7,1
21	955	261,9	0,6	0,49	4,29	0,19	0,07	0,00	0,26	0,00	0,74	5,8	36,1	8,3	6,2
22	958	486,7	0,0	0,50	4,79	0,00	0,00	0,00	0,00	0,26	0,74	5,6	25,3	7,8	4,5
23	967	535,2	0,0	0,52	5,31	0,00	0,00	0,00	0,00	0,26	0,74	5,5	18,5	7,5	3,3
24	976	918,8	0,0	0,54	5,85	0,00	0,00	0,00	0,00	0,26	0,74	5,4	14,2	6,8	2,6
25	985	952,8	0,0	0,49	6,34	0,00	0,00	0,00	0,00	0,26	0,74	5,4	11,6	6,6	2,2
26	994	1780,4	0,0	0,62	6,96	0,00	0,00	0,00	0,00	0,26	0,74	5,3	10,0	5,9	1,9
27	1006	1666,2	0,1	0,49	6,94	0,00	0,00	0,16	0,16	0,00	0,84	5,1	27,0	5,2	5,2
28	910	2604,0	0,0	0,52	7,46	0,00	0,00	0,00	0,00	0,16	0,84	5,1	12,2	5,1	2,4
29	975	2540,2	0,1	0,45	7,91	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	1,00	5,1	10,4	5,2	2,0

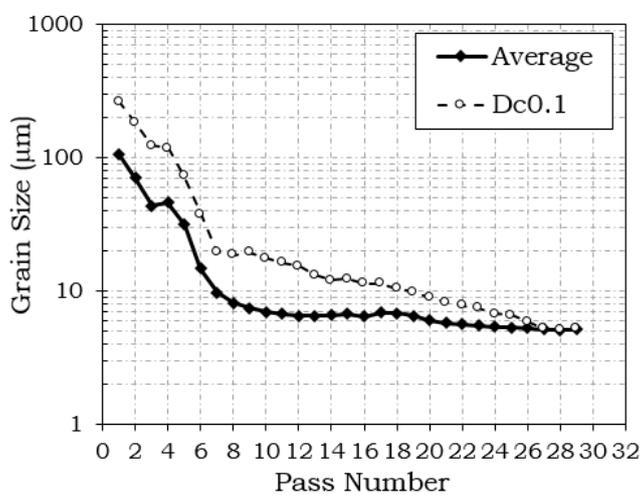
As quatro últimas colunas estão relacionadas ao cálculo da previsão do tamanho de grão. $D_C(0.1)$ é um tamanho de grão que determina o valor em que 10 % dos tamanhos de grão estão acima deste valor. Por exemplo, na linha 10, o valor de $D_C(0.1) = 17,7 \mu m$. Isso significa que apenas 10 % dos grãos presentes na distribuição de tamanhos de grão estão entre este tamanho de grão e o tamanho de grão máximo calculado, $D_{Max} = 61,7 \mu m$, demonstrando que grande parte dos grãos se encontram em tamanhos em torno do tamanho de grão médio calculado, $D_{Mean} = 6,9 \mu m$, apesar da grande variação de tamanhos previstos na distribuição. Esta mesma situação pode ser observada em vários outros passes.

A Figura 7.2 mostra alguns resultados obtidos das simulações. A Figura 7.2 a) mostra a relação entre fração recristalizada a cada passe e o número do passe. As linhas tracejadas representam a RLT e a RST, já mencionadas anteriormente. É interessante observar que grande parte dos passes ocorre em temperaturas entre RLT e RST.

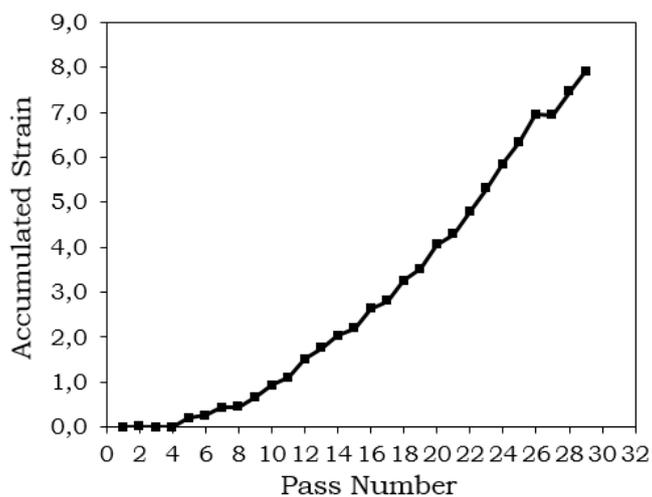
A Figura 7.2 b) mostra o tamanho de grão médio e o valor de $D_C(0.1)$, ou o tamanho de grão crítico, a cada passe. É possível observar que a distribuição de tamanhos de grãos, ou seja, a distância entre grão médio e $D_C(0.1)$, é muito maior no início do processo de laminação. A distribuição é considerada como a relação entre o tamanho médio e o $D_C(0.1)$ pois o número de grãos cujo tamanho se encontra acima de $D_C(0.1)$ é muito pequeno e poderia dar uma ideia de distribuição mais heterogênea do que a realidade, caso esses poucos grãos maiores fossem considerados. Entretanto, no final da sequência de passes, o valor do tamanho de grão crítico se aproxima do valor de tamanho de grão médio. O valor do tamanho de grão médio atinge um patamar próximo de seu valor final a partir do 10° passe e permanece praticamente constante, neste valor, até o final do processo. Já o tamanho de grão crítico, que tem seu valor inicial muito maior que o tamanho de grão médio, se aproxima significativamente do mesmo por volta do passe 24. O tamanho de grão máximo é sempre superior aos outros dois valores de tamanhos de grãos, entretanto, representam casos atípicos de grãos na microestrutura.



a)



b)



c)

Figura 7-2 - Gráficos de saída de dados apresentando a) fração recristalizada a cada passe de laminação b) tamanhos de grão médio (Average) e crítico, ou decentil superior, ($D_{c(0.1)}$) calculados e c) a deformação acumulada a cada passe de deformação

A Figura 7.2 c) mostra a deformação acumulada ao longo dos passes. Sabe-se que ocorre o acúmulo de deformação de um passe para outro quando não se tem recristalização total. Por isso, é possível observar um acréscimo da deformação acumulada em quase todos os passes do processo simulado, com exceção dos primeiros passes, onde foi observada a ocorrência de recristalização total. Porém, assim como mencionado anteriormente, a deformação acumulada apresentada no gráfico equivale a somatória da deformação acumulada a cada passe em cada uma das populações de diferentes tamanhos de grãos. Assim, a deformação total aplicada no passe para uma determinada população é, na maioria das vezes, inferior ao valor crítico necessário para iniciar a recristalização. Desta forma, é possível explicar porque não ocorre recristalização estática ou metadinâmica mesmo quando o resultado fornecido pela simulação é um valor de deformação acumulada superior aos valores críticos.

As Figuras 7.3 a 7.6 abaixo apresentam os resultados obtidos das simulações e mostram uma distribuição de tamanhos de grãos passe a passe. É importante lembrar que o resultado apresentado a cada passe representa o comportamento da população de grãos após o tempo entre passes, ou seja, imediatamente anterior à entrada do próximo passe. Isto é, a distribuição de grãos representada por passe #1 mostra o comportamento de cada população de tamanho de grãos após o tempo entre passes entre o passe 1 e o passe 2, imediatamente antes de entrar no passe 2.

A Figura 7.3 apresenta a distribuição de grãos em termos de fração de área após aplicado o primeiro passe gerada a partir dos dados fornecidos pelo Microsim®. Assim como apresentado na Tabela 7.1, os grãos estão 100 % recristalizados.

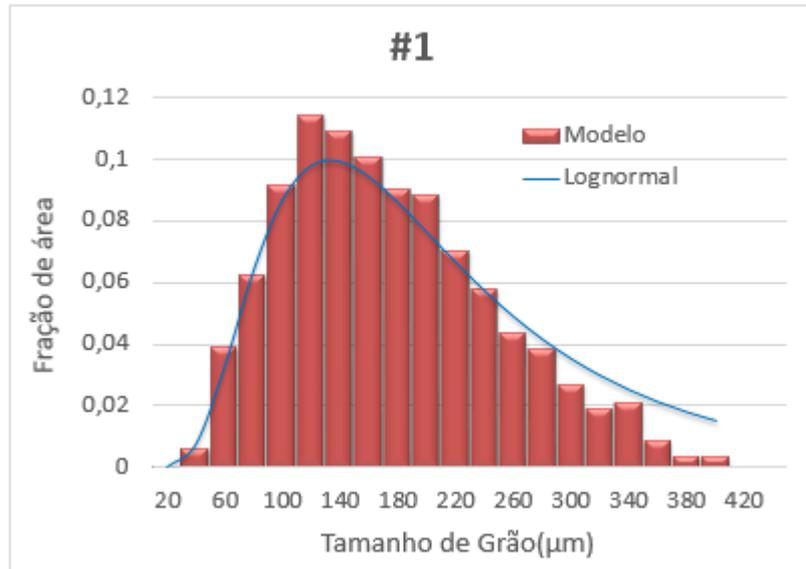


Figura 7-3 - Distribuições de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 1: distribuição prevista pelo Microsim® apresentada em forma de barras e a distribuição construída a partir de uma função log-normal apresentada em forma de curva.

O gráfico também apresenta uma curva de distribuição do tipo log-normal construída a partir do tamanho de grão médio obtido através da simulação e utilizando um coeficiente de dispersão σ proposto por *Uranga (2004)*.

$$P = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot d \cdot \sigma} \exp\left(-\frac{1}{2 \cdot \sigma^2} [\ln(d) - \mu]^2\right)$$

Onde:

$$\mu = \ln(d_{rex}) - \frac{\sigma^2}{2} \quad (6.22)$$

$$\sigma = 0,6$$

A distribuição log-normal representa com precisão os valores previstos pelo Microsim®. Dessa forma, e por simplicidade, as distribuições mostradas a seguir, na forma de barras, foram obtidas usando distribuições log-normais, determinadas a partir dos tamanhos de grãos médios e máximos fornecidos pela simulação utilizando o programa Microsim®.

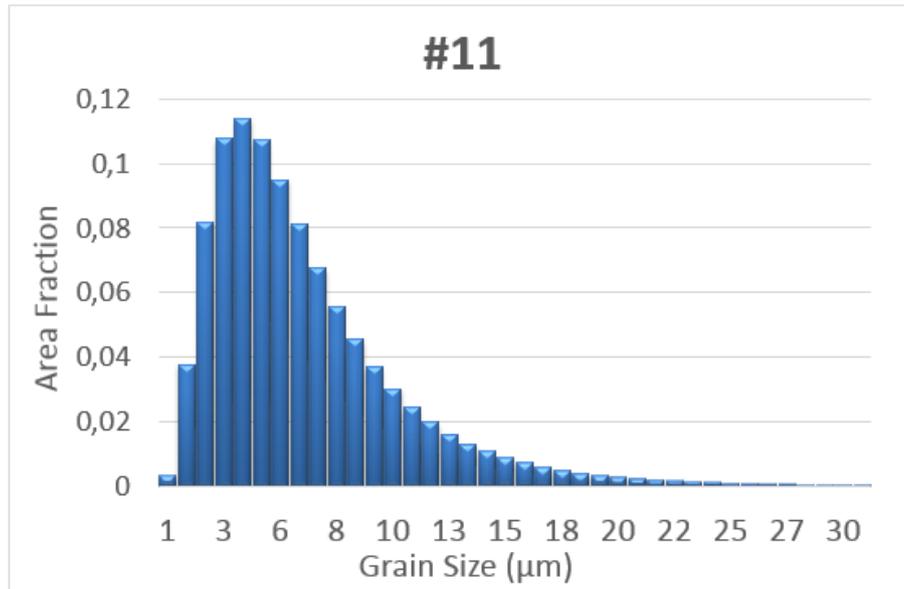


Figura 7-4 - Distribuição de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 11 plotada a partir de valores de tamanhos de grão médio e máximo obtidos da simulação utilizando o programa Microsim® aplicadas a uma curva de distribuição do tipo log-normal.

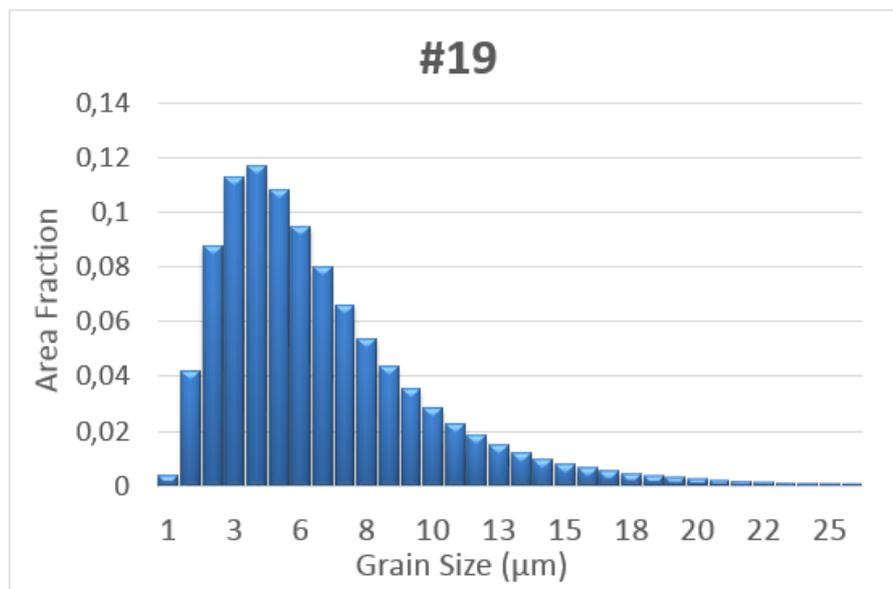


Figura 7-5 - Distribuição de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 19 plotada a partir de valores de tamanhos de grão médio e máximo obtidos da simulação utilizando o programa Microsim® aplicadas a uma curva de distribuição do tipo log-normal

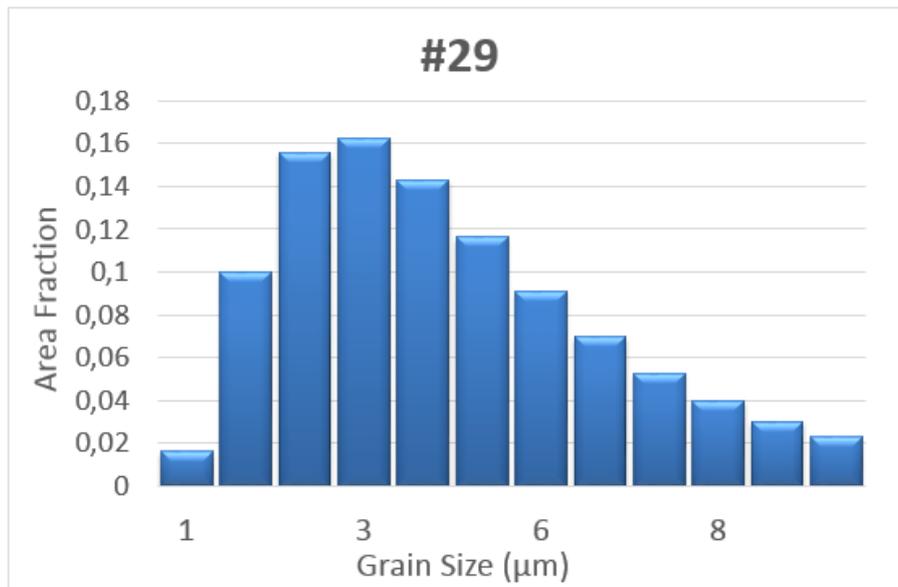
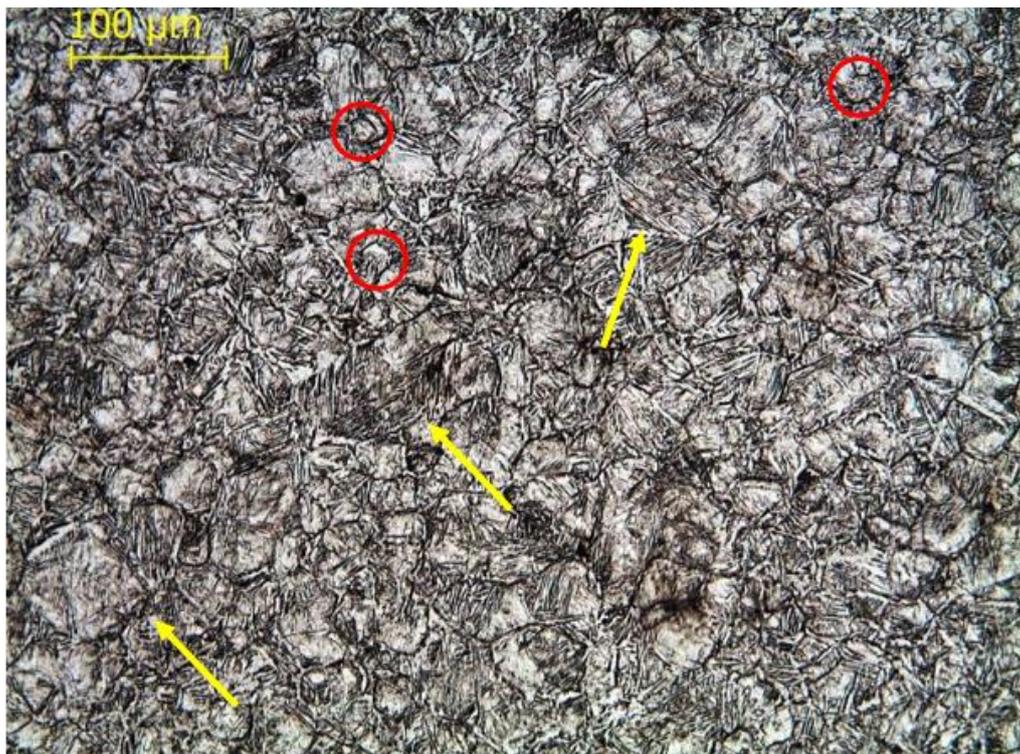


Figura 7-6 - Distribuição de tamanhos de grãos em termos de fração de área após o passe 29 plotada a partir de valores de tamanhos de grão médio e máximo obtidos da simulação utilizando o programa Microsim® aplicadas a uma curva de distribuição do tipo log-normal.

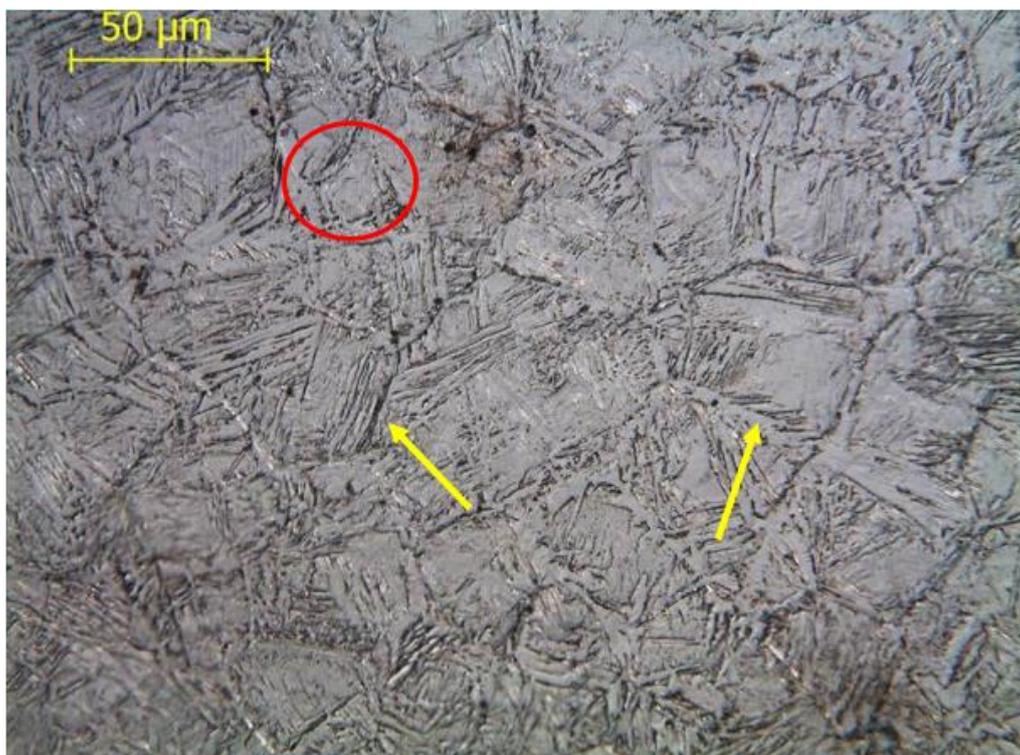
A Figura 7.2 b) mostra que há uma heterogeneidade maior nos tamanhos de grão após o passe 11, na barra de diâmetro nominal de 40,5 mm, que em passes subsequentes, por exemplo, após os passes 19 e 29. Na barra de 40,5 mm, tem-se um tamanho médio de grão de 6 μm, um tamanho de grão crítico, $D_c(0,1)$, de 16 μm e um tamanho de grão máximo previsto em torno de 74 μm. Já nos passes 19 e 29 há uma maior homogeneidade, isto porque tamanhos médios, críticos e máximos são 6 μm e 5 μm, 9 μm e 5 μm e 69 μm e 10 μm respectivamente. Se essas previsões forem razoáveis então essa heterogeneidade deveria ser notada nas metalografias de amostras retiradas após o passe 11.

As Figuras 7.7 a) e b) apresentam micrografias das microestruturas austeníticas da região central da amostra de diâmetro de 40,5 mm, retirada após o passe 11 e resfriada imediatamente em água, com diferentes aumentos: de 200 vezes e de 500 vezes, respectivamente.

É possível observar nestas figuras que os tamanhos de grãos se encontram, em sua maioria, abaixo de 20 μm, com a presença de grãos bastante finos, demarcados por círculos vermelhos. Entretanto, alguns poucos grãos apresentam tamanhos muito superiores a 20 μm, atingindo valores aproximados de 70 μm, assim como previsto pelo programa Microsim®. Alguns destes grãos mais grosseiros estão apontados por setas amarelas.



a)

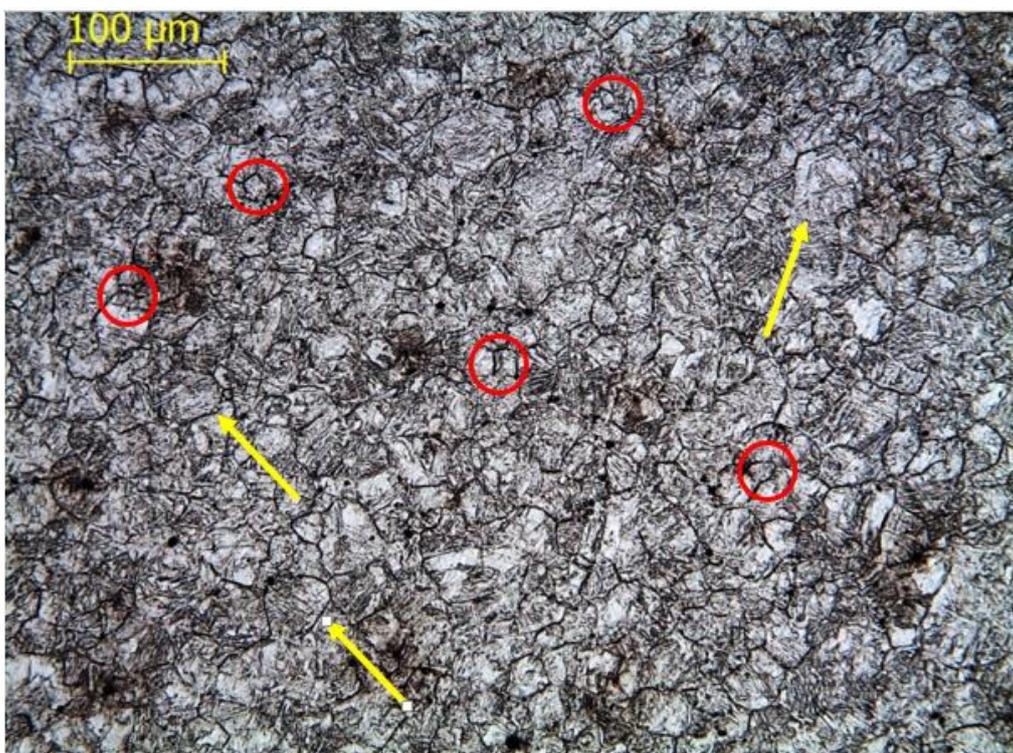


b)

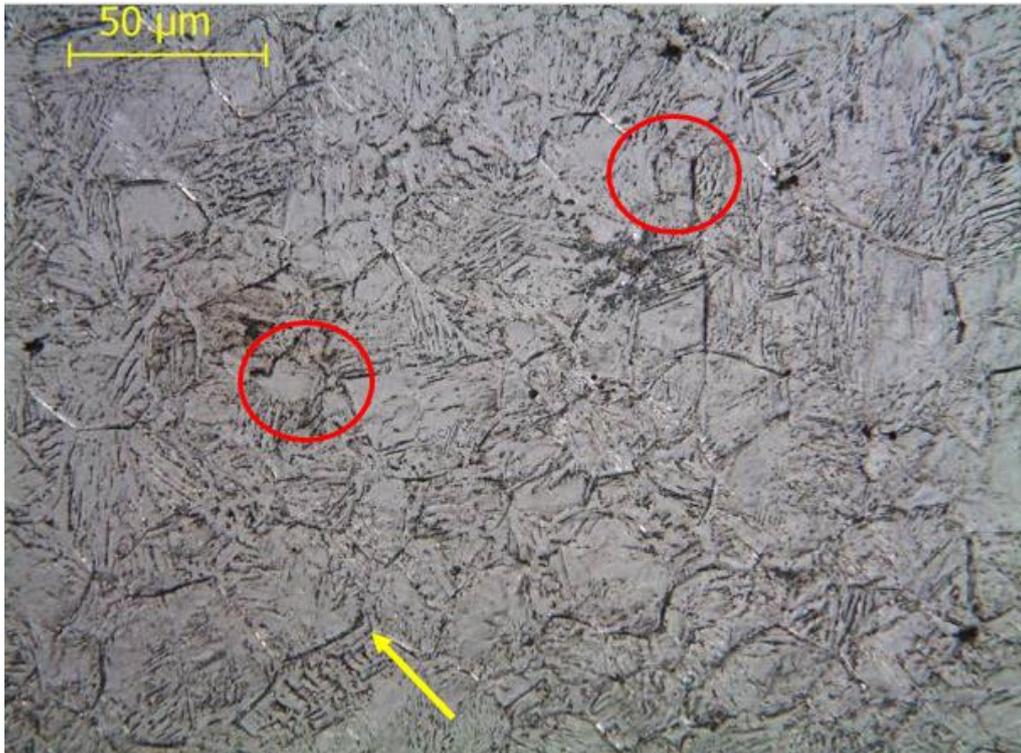
Figura 7-7 - Micrografias óticas dos grãos austeníticos de ponto central de uma amostra retirada após o passe 11, de diâmetro nominal de 40,5mm, e resfriada à água, apresentada em duas escalas: (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x. Os grãos mais grosseiros são apontados por setas e os grãos mais refinados, abaixo do tamanho de grão crítico previsto, estão demarcados por círculos.

As Figuras 7.8 a) e b), de forma semelhante as imagens anteriores, apresentam a imagem da microestrutura austenítica obtida através de análise em microscópio ótico da mesma amostra de 40,5mm de diâmetro analisada anteriormente. Entretanto, o ponto analisado é o correspondente a um quarto do raio.

Novamente, é possível observar a presença de grãos maiores que o tamanho de grão médio previsto pelo modelo, alguns destes grãos estão apontados por setas amarelas. Alguns grãos cujo tamanho é mais próximo do médio previsto estão indicados por círculos vermelhos. Entretanto, é possível perceber que a distribuição dos grãos se torna ligeiramente mais homogênea a um quarto do raio.



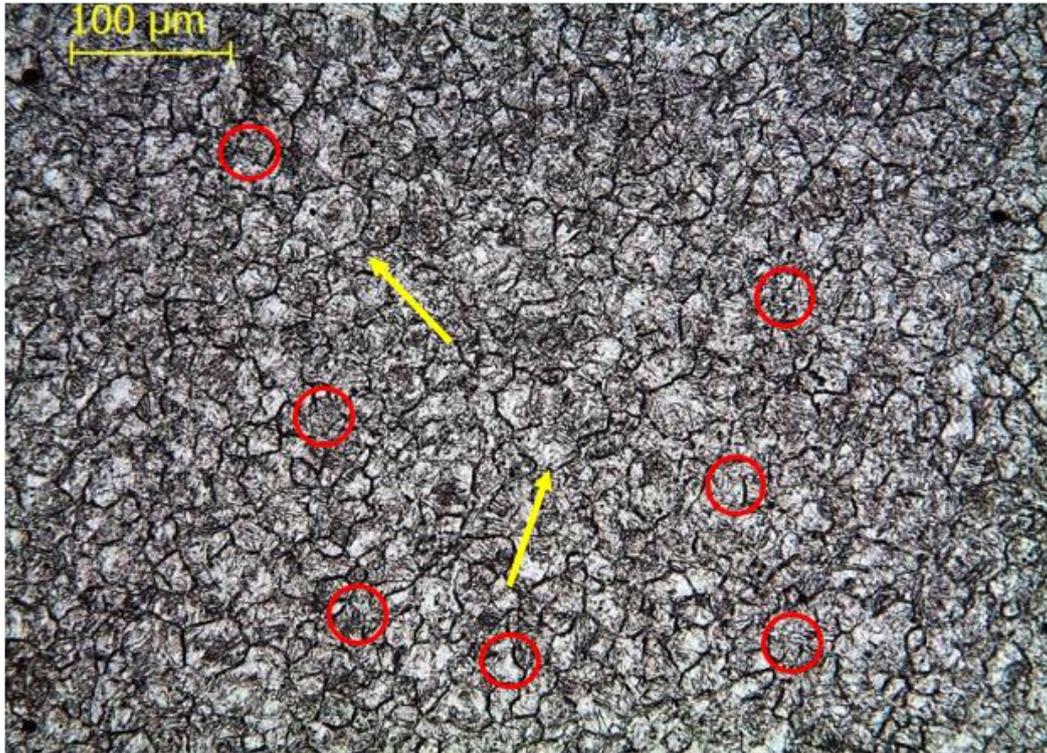
a)



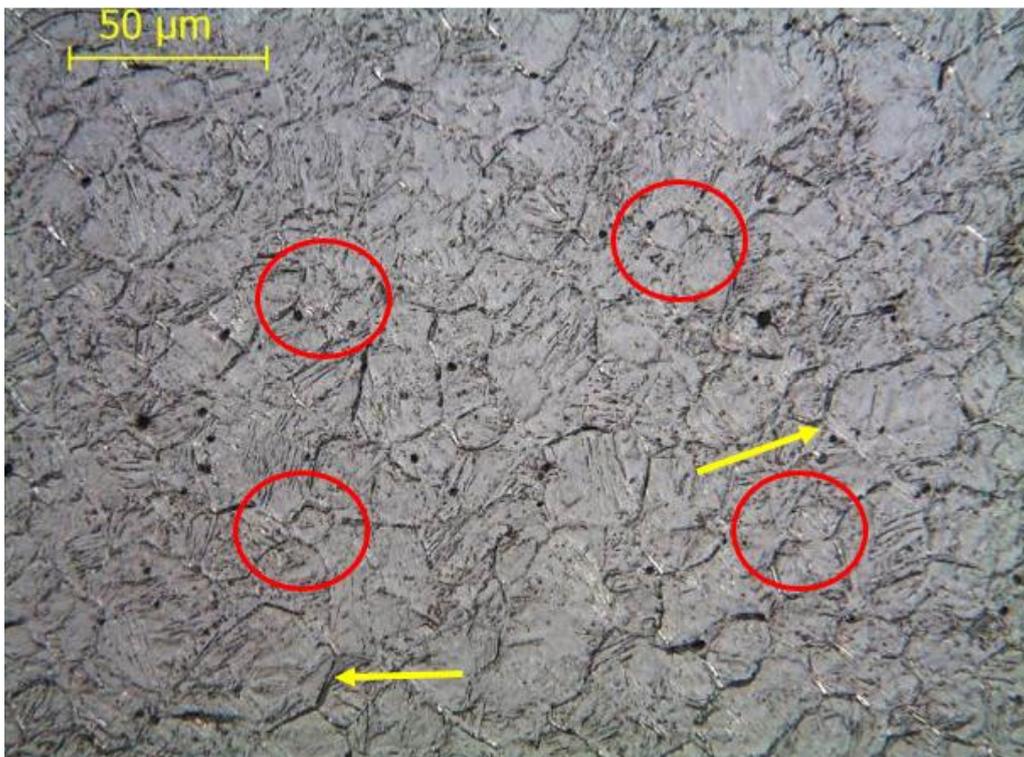
b)

Figura 7-8 - Micrografias óticas dos grãos austeníticos feitas a um quarto de raio em uma amostra retirada após o passe 11, de diâmetro nominal de 40,5mm, e resfriada à água, apresentada em duas escalas: (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x. Os grãos mais grosseiros são apontados por setas e os grãos mais refinados, abaixo do tamanho de grão crítico previsto, estão demarcados por círculos.

O último ponto analisado da amostra de 40,5mm de diâmetro foi próximo da borda. As imagens obtidas através do microscópio ótico estão apresentadas nas Figuras 7.9 a) e b) abaixo onde é possível observar que os grãos se encontram mais homoganeamente distribuídos, além de estarem mais refinados que nas posições analisadas anteriormente. Entretanto, ainda é possível encontrar grãos mais grosseiros, apontados por setas amarelas, dentre uma maioria mais refinada, demarcados por círculos vermelhos, assim como previsto pelo modelo.



a)



b)

Figura 7-9 - Micrografias óticas dos grãos austeníticos feitas em um ponto próximo à borda uma amostra retirada após o passe 11, de diâmetro nominal de 40,5mm, e resfriada à água, apresentada em duas escalas: (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x. Os grãos mais grosseiros são apontados por setas e os grãos mais refinados, abaixo do tamanho de grão crítico previsto, estão demarcados por círculos.

É possível perceber, portanto, que existe uma heterogeneidade ao longo do raio da amostra. A distribuição se torna mais heterogênea a medida que se aproxima do centro da amostra uma vez que é possível observar a presença de grãos mais grosseiros dentre aqueles que já atingiram o tamanho de grão final, em torno de $5 \mu m$. Desta forma, diferentes distribuições poderão ser obtidas dependendo da posição a ser analisada. Essa heterogeneidade na microestrutura poderia resultar em propriedades mecânicas indesejáveis.

8 DISCUSSÃO

Validação do modelo

As Figuras 8.1 a 8.4 mostram uma comparação entre os valores medidos de tamanhos de grão austeníticos (Figuras 8.1 a 8.3) e ferríticos (Figura 8.4) publicados por Oliveira (2016) e os valores previstos.

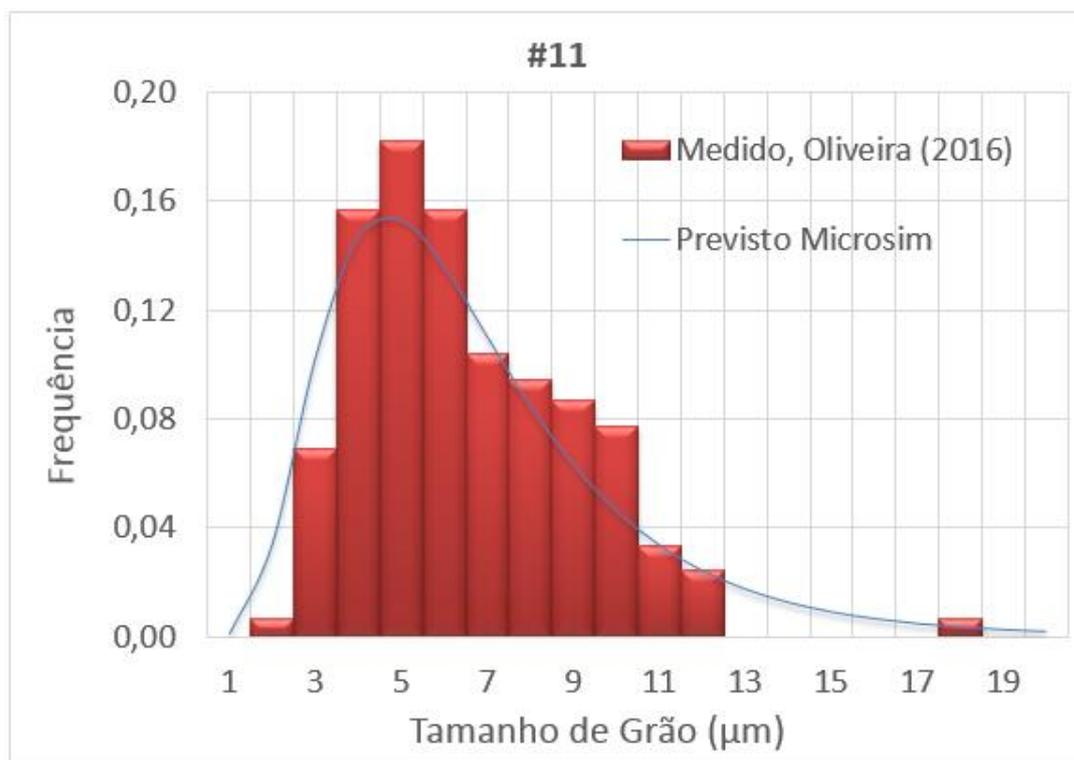


Figura 8-1 - Comparação entre o resultado de distribuição de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o passe 11 e os resultados de distribuição previstos pelo Microsim®.

A Figura 8.1 mostra uma comparação entre duas distribuições de tamanhos de grãos austeníticos após passe de número 11. A distribuição apresentada em barras se refere a valores medidos de amostra temperada após passe industrial, conforme relatado por Oliveira (2016). A distribuição apresentada em forma de curva log-normal se refere a valores previstos neste trabalho, utilizando valores de tamanhos de grãos médios e críticos fornecidos pelo MicroSim®.

Uma observação interessante é que na distribuição medida por Oliveira (2016) valores máximos de tamanho de grão austenítico da ordem de $20 \mu m$, enquanto o valor de tamanho de grão máximo previsto numericamente na simulação computacional foi de

74,4 μm . Há uma diferença significativa entre esse valor máximo calculado e o medido. Especula-se que grãos com tamanhos superiores a 20 μm , se de fato viessem a existir, seriam em número tão baixo que não apareceriam nos gráficos de distribuição medidos mostrados na Figura 8.1. A fim de comparação gráfica, foi utilizado apenas o tamanho de grão crítico, $D_c(0,1) = 16,4\mu\text{m}$, desconsiderando os grãos de tamanho superiores por se tratar de uma fração pequena e por estes não estarem presentes na medição de *Oliveira (2016)*.

Valores medidos e previstos são muito similares, como pode ser visto; os menores tamanhos de grão são da ordem de 2 μm em ambas as distribuições. Os maiores tamanhos de grão nas duas distribuições também são da mesma ordem, isto é, 18 μm . As médias das distribuições são idênticas, como já mencionado, em torno de 6 μm . As formas das duas distribuições são também bastante parecidas, o que confirma que o comportamento da distribuição de tamanho de grãos é do tipo log-normal, uma vez que este foi o resultado referente aos grãos medidos.

A Figura 8.2 mostra uma comparação entre as duas distribuições de tamanhos de grãos austeníticos após passe de número 19, em uma amostra de diâmetro nominal de 16,8 mm. Assim como no caso anterior, os valores medidos e previstos são muito similares, como pode ser visto. As médias das distribuições são idênticas, como já mencionado, em torno de 6 μm . Novamente as formas das duas distribuições são similares, se comportando como uma distribuição do tipo log-normal.

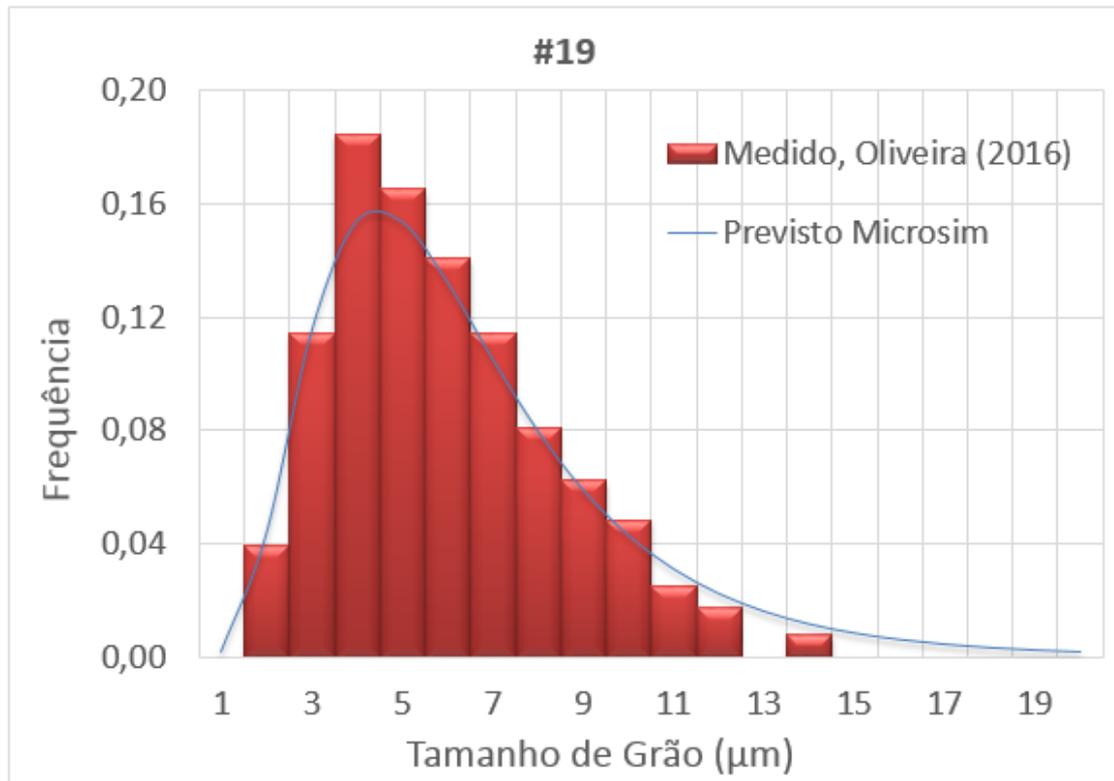


Figura 8-2 - Comparação entre o resultado de distribuição de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o passe 19 e os resultados de distribuição previstos pelo Microsim®.

A Figura 8.3 apresenta a comparação entre os resultados de distribuição de tamanhos de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o último passe e os resultados previstos neste trabalho. Novamente, os valores medidos e previstos se comportam de maneira similares. Os menores grãos se encontram próximos à $2 \mu m$, a média em torno de $5 \mu m$. Uma diferença, entretanto, é que o programa Microsim® não prevê a presença de grãos maiores do que $10 \mu m$ que, se encontram presentes nos resultados medidos, apesar de ser em menor porcentagem. Além disso, o programa Microsim® prevê uma população de grãos mais refinada, pois os níveis de deformação acumulada nos últimos passes são muito elevados e o programa foi desenvolvido para produtos planos, cuja a deformação acumulada é menor.

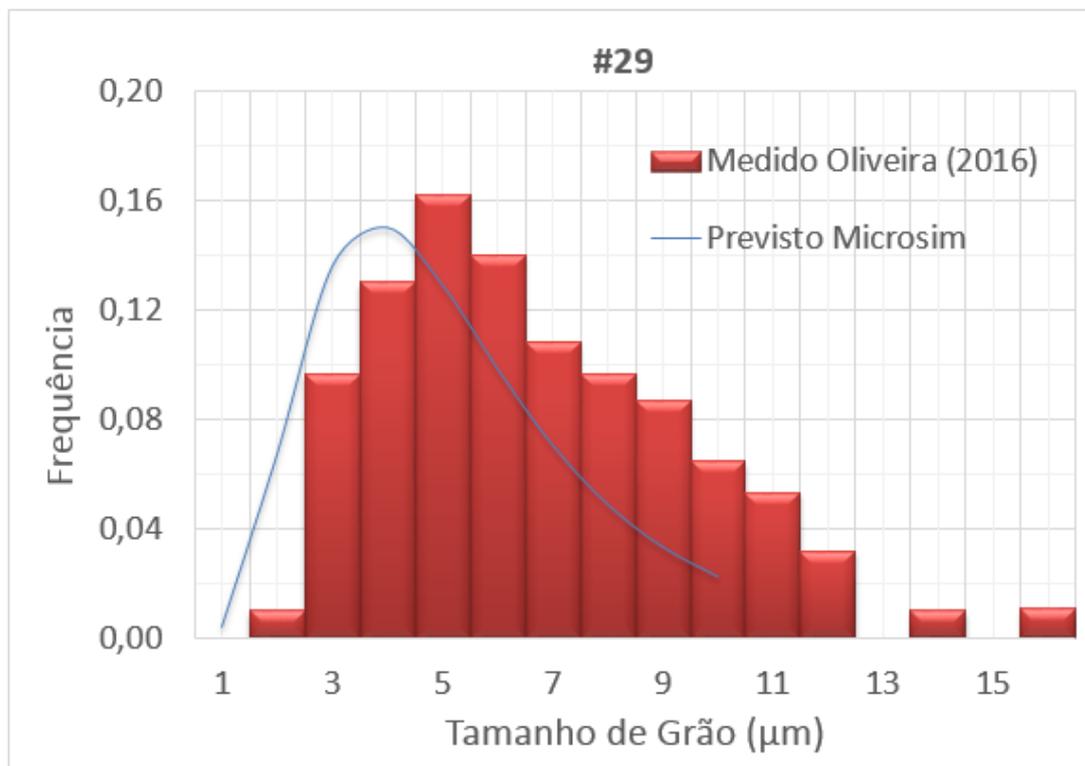
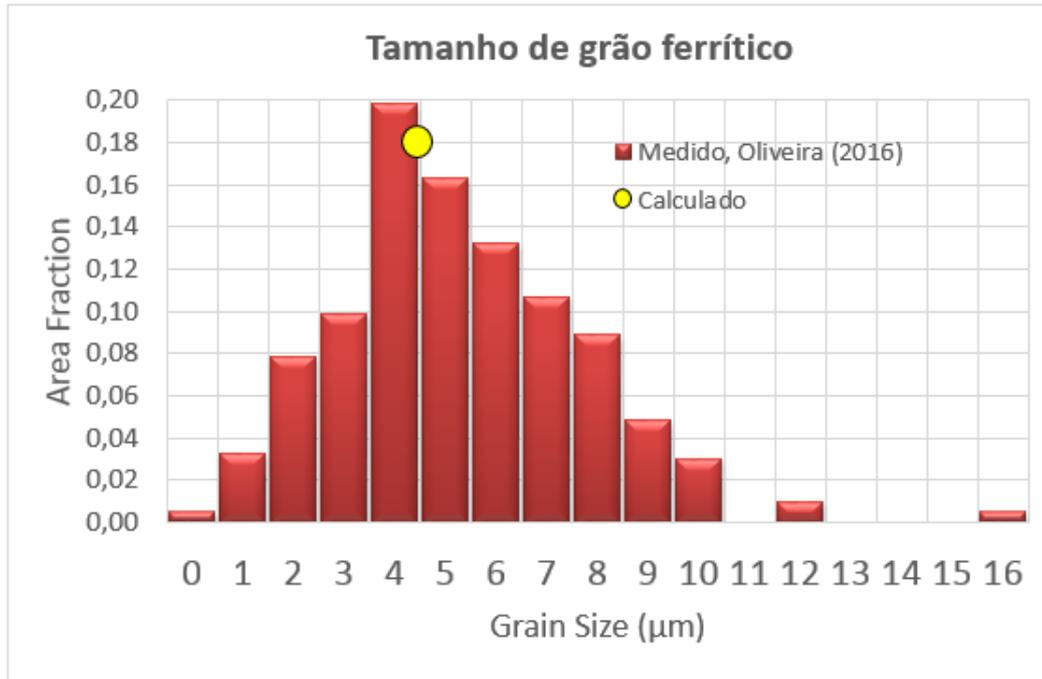


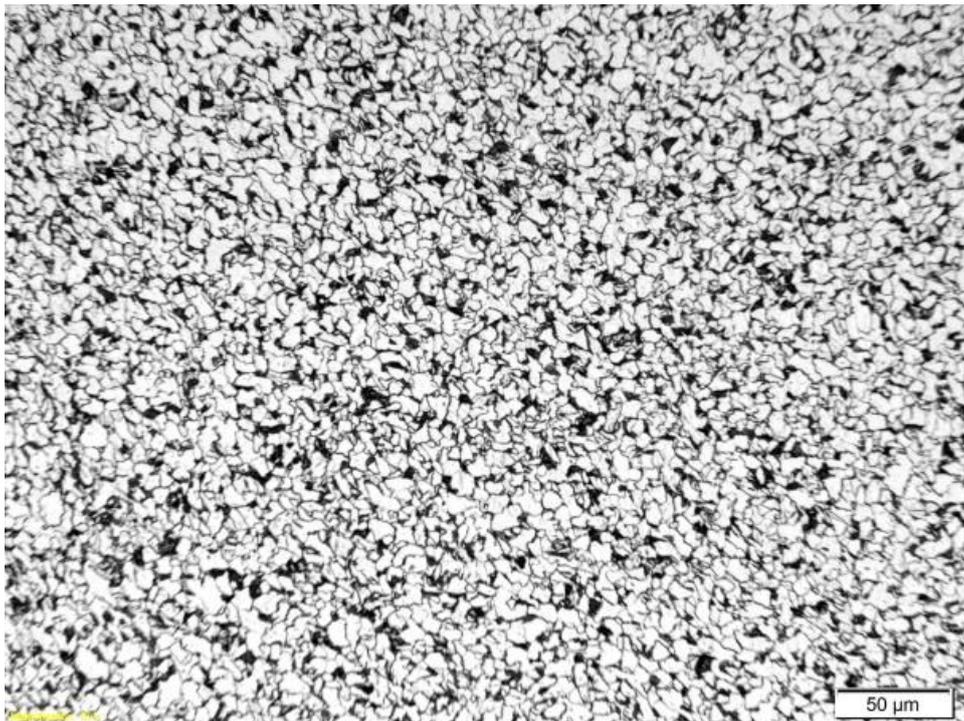
Figura 8-3 - Comparação entre o resultado de distribuição de grãos austeníticos medidos por Oliveira (2016) após o passe 29 e os resultados de distribuição previstos pelo Microsim®.

A Figura 8.4 a) apresenta a distribuição de grãos ferríticos medida por Oliveira (2016) e o tamanho de grão ferrítico calculado, $d_{\alpha} = 4,9 \mu\text{m}$. O tamanho de grão ferrítico não é fornecido pelo Microsim® e a forma de cálculo desse grão ferrítico será explicado com detalhes a frente. O valor de tamanho de grão ferrítico calculado é bastante coerente com o tamanho de grão médio da distribuição medida por Oliveira (2016).

A Figura 8.4 b) apresenta a micrografia do fio-máquina de diâmetro nominal de 5,5 mm fornecida por Oliveira (2016). É possível perceber que a microestrutura final se encontra bastante homogênea em torno do tamanho de grão médio. Desta forma, caracterizar a microestrutura final em termos de um tamanho de grão ferrítico médio é bastante aceitável.



a)



b)

Figura 8-4 - Distribuição de tamanho de grão ferrítico de fio-máquina de 5,5 mm de diâmetro nominal. a) distribuição de tamanho de grão ferrítico em termos de fração de área do produto final medido por Oliveira (2016) e tamanho de grão ferrítico calculado, b) micrografia de um quarto de raio do fio-máquina apresentado por Oliveira (2016)

Como pode ser visto, há razoável concordância entre os valores previstos e os medidos, portanto, validando o uso do modelo.

Comportamento da evolução do tamanho médio e máximo de grão de austenita durante laminação de fio-máquina

O tamanho de grão austenítico médio converge para aproximadamente $6 \mu m$ já a partir do passe de número 10, como se pode ver na Tabela 7.1. Este tamanho de grão austenítico médio permanece praticamente constante até o final da laminação, reduzindo lentamente até atingir o tamanho de grão médio final de $5 \mu m$. O valor do tamanho de grão austenítico máximo, entretanto, neste mesmo passe, é de aproximadamente $60 \mu m$ e o tamanho de grão crítico é de $18 \mu m$. Desta forma, pode-se concluir que no passe 10 a microestrutura ainda é relativamente heterogênea. Essa microestrutura só se tornará mais homogênea a partir do passe 26, quando o tamanho crítico e médio de grão austenítico se aproximam, 5 e $10 \mu m$, respectivamente, sendo essa diferença de valores a mínima encontrada no processo.

Pode-se então concluir que a distribuição de grãos de austenita após determinado passe de laminação se encontra relativamente heterogênea até passe 24, se tornando bastante homogênea após o passe 26. Também se pode concluir que um modelo que considera uma distribuição de grão ao invés de apenas um tamanho de grão austenítico médio, é bastante útil. A previsão de comportamento desse aço considerando apenas o valor médio induziria à ideia de que a microestrutura já se encontraria definida desde o passe 10. Não haveria informação sobre a dispersão dos tamanhos de grãos em torno de uma média o que poderia resultar em propriedades mecânicas inadequadas devido a presença de heterogeneidade no material.

Também é possível perceber que, apesar de apresentar algumas discrepâncias entre os resultados medidos de distribuição de grão e os resultados fornecidos pela simulação, o comportamento das duas distribuições é bastante semelhante e apresentam, além da mesma média de tamanho de grão, a mesma tendência de se aproximar desta ao longo do processo de laminação.

Efeito da temperatura de laminação no tamanho de grão e na sua distribuição na secção transversal

Grande parte dos passes de laminação de fio máquina foi aplicada entre as temperaturas de RLT e RST. Esta prática é normalmente desaconselhada na laminação de planos, uma vez que pode resultar em uma microestrutura final heterogênea e, conseqüentemente, afetar as propriedades finais do material, principalmente tenacidade. Entretanto, assim como visto na simulação, e confirmado via análise metalográfica apresentada na Figura 8.5 abaixo, o tamanho de grão obtido foi bastante fino e a distribuição dos grãos em torno da média foi bem homogênea, isto é, o tamanho de grão médio era de 5 μm e o tamanho de grão máximo de 10 μm .

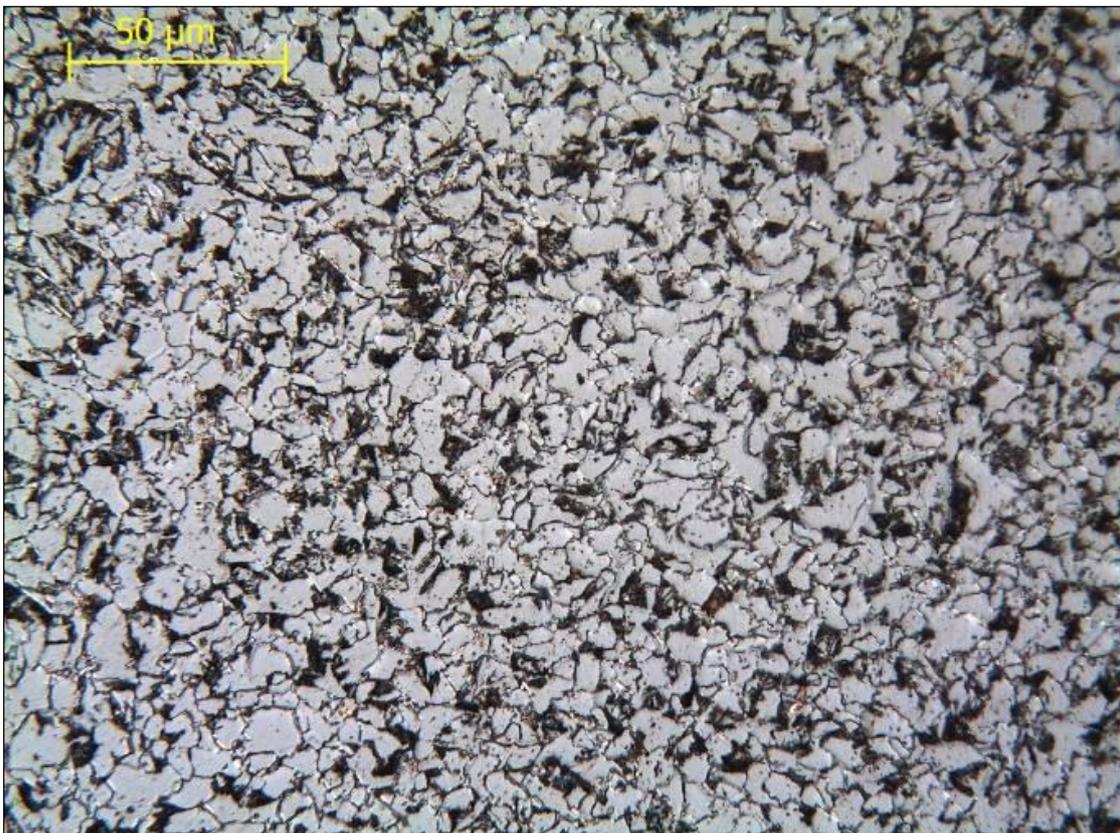


Figura 8-5 - Micrografia da amostra de fio-máquina de diâmetro de 5,5mm após formador de espiras e resfriamento na esteira.

Isto sugere que na laminação de fio máquina, como a analisada neste trabalho, a temperatura na qual os passes são aplicados pode não ter sido o único fator determinante quando se intenciona obter tamanhos de grão finos e uma microestrutura homogênea. Esta

é uma hipótese interessante e que pode ser verificada usando o programa apresentado nesta dissertação.

Dessa forma, algumas simulações foram realizadas para se verificar o efeito da temperatura dos passes sobre o tamanho de grão e a distribuição dos tamanhos de grão na secção transversal do fio máquina. Dois perfis de temperatura alternativos foram tomados, conforme se mostra na Figura 8.6. Nesta Figura, são mostrados os perfis de temperatura simulados e o perfil de temperatura de processo originalmente utilizado, para efeito de comparação.

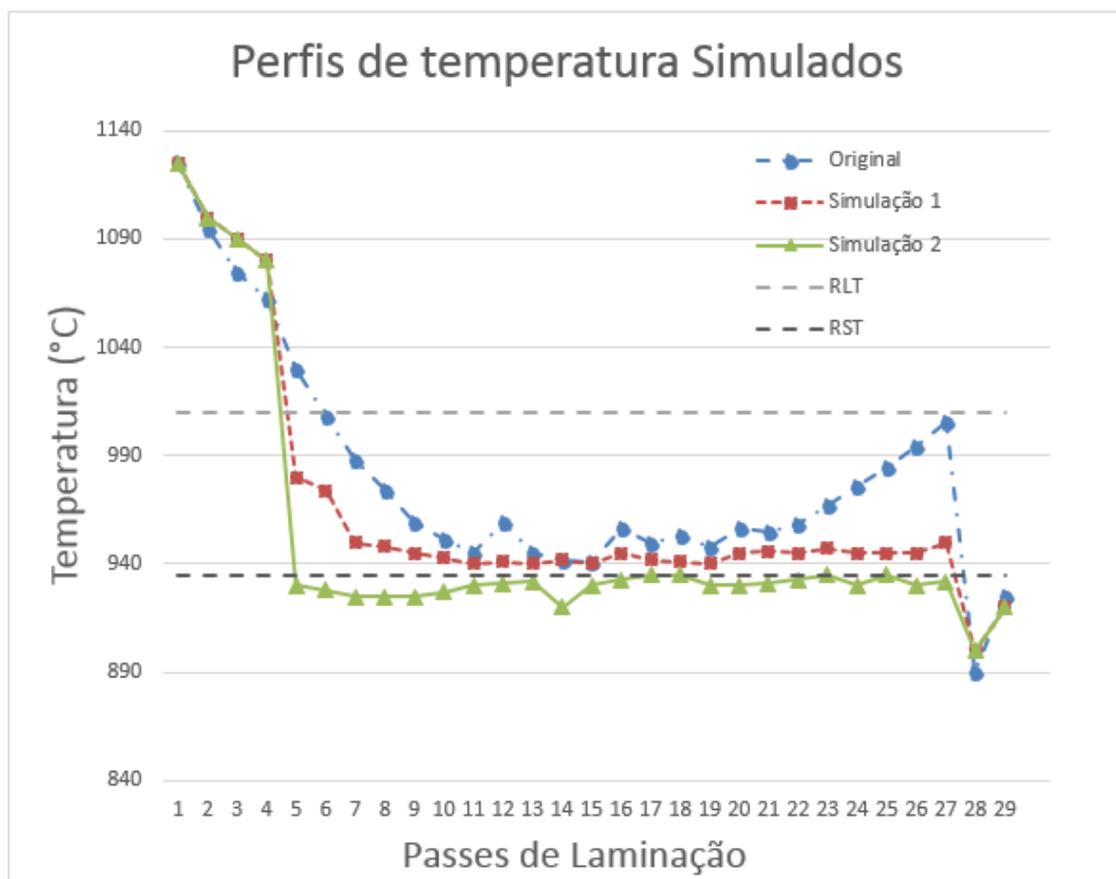


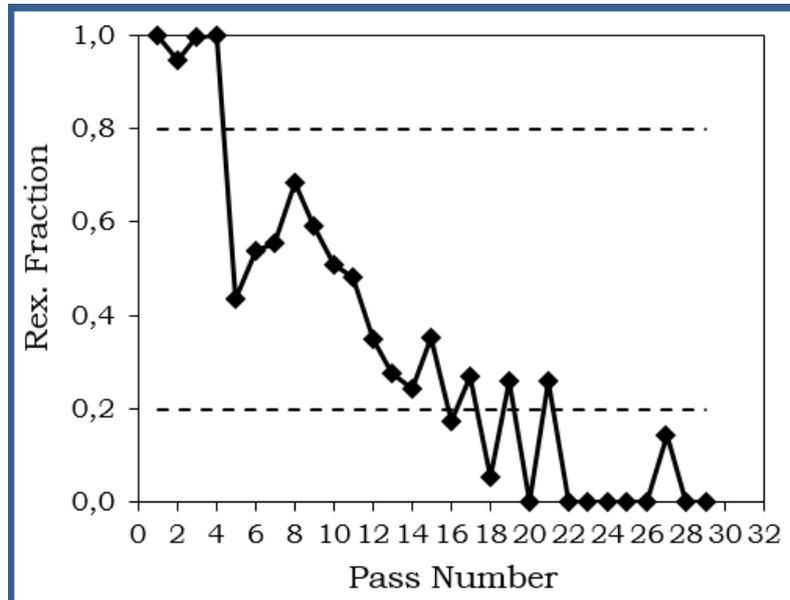
Figura 8-6 - Perfis de temperatura simulados para verificação do comportamento dos tamanhos de grão em função da variação das temperaturas de processo. A curva de temperatura original, utilizada nas simulações anteriores, foi adicionada a título de comparação.

Os valores de RLT e RST apresentados na Figura 8.6 são fornecidos pelo MicroSim® e possuem valores de 1010 e 935 °C, respectivamente. Estes valores foram calculados usando as equações empíricas propostas por *Bai et al. (2011)*, apresentadas abaixo.

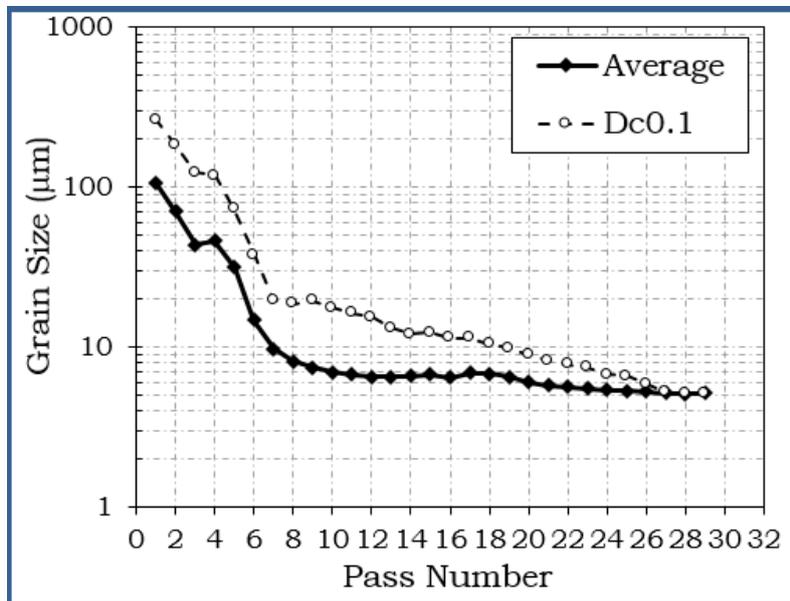
$$RLT = 174 \cdot \log \left[Nb \cdot \left(C + \frac{12}{14} \cdot N \right) \right] + 1444 \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (8.1)$$

$$RST = RLT - 75 \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (8.2)$$

As temperaturas dos passes foram as únicas variáveis alteradas nas simulações; as demais variáveis permaneceram constantes. A Figuras 8.7 mostra os resultados obtidos no caso da simulação 1 e a Figura 8.8 no caso da simulação 2.



a)

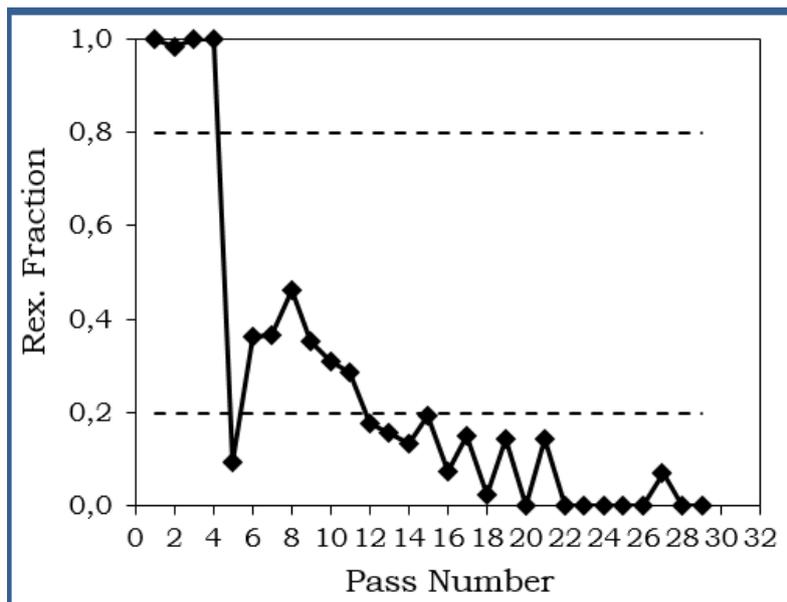


b)

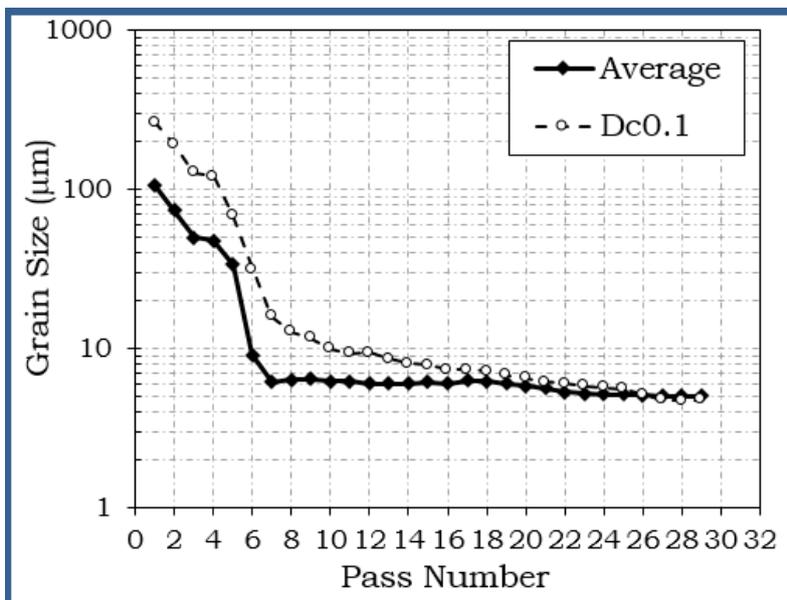
Figura 8-7 - a) Fração recristalizada a cada passe quando utilizado o perfil de temperatura da simulação 1 e b) Valores de tamanhos de grãos médios (Average) e críticos (Dc0.1) calculados a cada passe.

Percebe-se que novamente alguns passes de deformação foram aplicados entre as temperaturas de RLT e RST. Apesar disso, a estrutura final prevista é homogênea, uma vez que apenas o tamanho de grão máximo ao final do processo, $d_{Max} = 10,0 \mu m$, se aproxima nitidamente do tamanho de grão médio final, $d_{Mean} = 5,1 \mu m$, a partir da cadeira 24. Resultado semelhante foi obtido para simulação do 2º perfil de temperatura, com um tamanho de grão médio ligeiramente menor, $d_{Mean} = 5,0 \mu m$, porém com o mesmo tamanho de grão máximo. Neste caso, apesar de todos os passes terem sido aplicados fora do intervalo de temperatura entre RLT e RST calculado pelas equações (8.1) e (8.2), na Figura 8.8 alguns passes aparecem entre a faixa de RLT e RST quando determinadas por um segundo método utilizado pelo MicroSim® baseado na porcentagem de fração recristalizada.

A partir das simulações realizadas abaixo é possível inferir que, apesar de as temperaturas de laminação influenciarem na distribuição dos tamanhos de grãos nos passes intermediários, os valores de tamanhos de grãos médios e máximos nas duas situações são praticamente iguais a partir do passe 24. Isso nos mostra que, para laminação de longos, a orientação de se laminar fora da faixa de temperaturas entre RLT e RST parece não interferir no resultado final uma vez que são dados muitos passes de deformação e a deformação total, assim parece, poderia corrigir as heterogeneidades do material. Entretanto, é importante ressaltar, nesse caso, que a presença de caixas d'água para controle de temperatura logo após o passe 27 exerce papel importante no controle do tamanho de grão uma vez que o tamanho de grão máximo apresentou uma tendência de crescimento devido ao aumento de temperatura, o que poderia afetar a homogeneidade da microestrutura ao final dos passes.



a)



b)

Figura 8-8 - a) Fração recristalizada a cada passe quando utilizado o perfil de temperatura da simulação 2 e b) Valores de tamanhos de grãos médios e críticos calculados a cada passe.

Além disso, outra observação que pode ser feita a partir das simulações acima se refere à validade das equações determinadas por *Bai et al. (2011)* sobre o cálculo de RLT e RST para produtos longos, ou seja, processos de laminação onde normalmente se observa a ocorrência de recristalização metadinâmica. As equações de Bai foram originalmente validadas para laminação de placas de espessura 10,5 mm. Os resultados obtidos aqui no modelo sugerem que os valores calculados por Bai poderiam ser revisados, caso

recristalização metadinâmica fosse considerada. Isto porque, como se viu, independente de se realizarem todos os passes em temperaturas fora de RLT e RST, segundo calculado por equações (8.1) e (8.2), alguns passes intermediários sempre apresentarão uma recristalização parcial (entre 20 e 80 % da fração recristalizada). Apesar disso, ao contrário do que se observa na laminação de planos, a ocorrência de recristalização parcial em alguns passes na laminação do fio-máquina não foi prejudicial à homogeneidade da microestrutura final e, conseqüentemente, às propriedades mecânicas, assunto que será discutido a seguir.

Portanto, na laminação de produtos longos, apesar de ser necessário um controle da temperatura nos passes finais para evitar o crescimento de grão e prevenir possíveis heterogeneidades, o controle da temperatura ao longo dos passes intermediários não é determinante para garantir a qualidade final do produto.

Cálculo das propriedades mecânicas

Apesar do MicroSim® não fornecer diretamente valores de propriedades mecânicas como um resultado final, é possível determinar o limite de resistência, LR, e o limite de escoamento, LE, através de equações clássicas determinadas por *Hodgson et al. (1992)* se realizadas algumas considerações.

$$LE = 62,6 + 26,1[Mn] + 60,2[Si] + 759[P] + 212,9[Cu] + 3286[N] + \sigma_p + 19,7d_\alpha^{-0,5} \quad (8.3)$$

$$LR = 164,9 + 634,7[C] + 53,6[Mn] + 99,7[Si] + 651,9[P] + 472,6[Ni] + 3339,4[N] + \sigma_p + 11,0.d_\alpha^{-0,5} \quad (8.4)$$

Onde d_α é o tamanho de grão ferrítico em milímetros e σ_p é a contribuição da precipitação em MPa. Para os aços microligados ao nióbio esta contribuição é calculada pela Equação (8.5) abaixo.

$$\sigma_p = 2500 * [Nb] \quad (8.5)$$

Onde o Nb é dado em percentagem do peso e é a quantidade total em solução na temperatura após austenitização no forno de rea aquecimento.

As Equações (8.3) e (8.4) dependem do tamanho de grão ferrítico, que também não é fornecido como resultado da simulação. Para determinar este dado, existem diferentes abordagens. Para aços cujo carbono equivalente $C_{eq} < 0,45$, onde $C_{eq} = C + Mn/6$, como é o caso do aço estudado neste trabalho, foi considerado que a microestrutura era predominantemente ferrítica. Nesta faixa de composições, e levando-se em conta que o interesse maior deste trabalho diz respeito a aços estruturais com baixa fração volumétrica de perlita, o parâmetro de interesse principal é o tamanho de grão ferrítico, pois o conteúdo de perlita e espaço interlamelar, a princípio, não contribuem significativamente para resistência mecânica nestas composições.

Os fatores que afetam o tamanho de grão ferrítico são: tamanho final do grão austenítico, deformação retida, composição química e taxa de resfriamento. O tamanho final do grão austenítico foi calculado tomando-se o valor do último tamanho de grão recristalizado completamente e considerando toda a deformação retida no grão, antes da transformação. O tamanho de grão ferrítico oriundo de uma austenita recristalizada pode ser calculado através de equações propostas por *Sellars e Beynon apud. Siciliano (1999)*, para aços C-Mn, Nb e Ti-V.

$$d_{\alpha}^0 = a + b \cdot \dot{T}^{-1/2} + c \cdot (1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_{\gamma})) \quad (8.4)$$

Onde d_{α}^0 é o tamanho de grão ferrítico sem deformação residual, \dot{T} é a taxa de resfriamento, d_{γ} é o tamanho de grão austenítico e a, b e c são constantes que, para um aço microligado ao Nb, tiveram seus valores definidos como 2,5, 3,0 e 20, respectivamente.

Outro modelo, desenvolvido por *Hodgson et al. (1992)*, divide os aços em dois grupos em função do seu carbono equivalente e determina diferentes equações para cada uma das faixas.

Para $C_{eq} < 0,35$ tem-se:

$$d_{\alpha}^0 = (-0,4 + 6,37 \cdot C_{eq}) + (24,2 - 59,0 \cdot C_{eq}) \cdot \dot{T}^{-0,5} + 22 \cdot [1 - \exp(0,015 \cdot d_{\gamma})] \quad (8.5)$$

E para $Ceq > 0,35$ temos:

$$d_{\alpha}^0 = (22,6 + 57,0 \cdot Ceq) + 3,0 \cdot \dot{T}^{-0,5} + 22 \cdot [1 - \exp(0,015 \cdot d_{\gamma})] \quad (8.6)$$

Para o caso estudado nesta dissertação, o aço microligado ao Nb possui $Ceq = 0,27$, e por isso, deve ser utilizada a Equação 8.5. Os valores calculados foram de $d_{\alpha}^0 = 13,26 \mu m$ e $d_{\alpha}^0 = 14,16 \mu m$ para o modelo de *Sellars e Beynon* e para o modelo de *Hodgson et al.*, respectivamente.

Os tamanhos de grãos calculados acima não consideram o efeito da deformação acumulada, entretanto, sabe-se que a deformação residual presente na austenita resulta em um tamanho de grão ferrítico menor devido a presença de um maior número de deslocamentos que aumenta a densidade de sítios disponíveis para nucleação da ferrita. Para considerar o efeito desta deformação residual *Sellars e Beynon apud. Siciliano (1999)*, utilizam a Equação (8.7) mostrada abaixo

$$d_{\alpha} = d_{\alpha}^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon^{\frac{1}{2}}) \quad (8.7)$$

Ao aplicar a Equação (8.7) aos valores obtidos pela simulação, foram obtidos valores de tamanhos de grão ferríticos negativos, situação impossível de se observar fisicamente. A equação (8.7) foi originalmente concebida para a laminação de planos, onde as deformações acumuladas são da ordem de, no máximo 2 a 3. Nestas condições a equação funciona muito bem, apresentando valores previstos de tamanho de grão ferrítico bastante razoáveis. Entretanto, no caso de laminação de fio máquina, a deformação acumulada na austenita facilmente excede ao valor de 7, portanto mais que o dobro do valor máximo para o qual a equação havia sido concebida. Por esta razão, propõe-se aqui uma modificação na equação de tal modo que as deformações acumuladas maiores possam também produzir valores de tamanhos de grão ferríticos previstos razoáveis. Assim realizou-se uma adequação das constantes da Equação (8.7) a partir de dados experimentais apresentados por *Hodgson e Gibbs (1992)*, *Oliveira (2016)* e de dados obtidos a partir das simulações realizadas neste trabalho. A nova versão da equação tem a forma como se mostra abaixo.

$$d_{\alpha} = d_{\alpha}^0 \cdot (1 - 0,5 \cdot \varepsilon^{0,1 \cdot d_{\alpha}^0}) \quad (8.8)$$

Os valores de tamanho de grão ferríticos obtidos utilizando a Equação (8.8) foram de $d_{\alpha} = 4,8 \mu\text{m}$ e $d_{\alpha} = 4,9 \mu\text{m}$ para o modelo de *Sellars e Beynon* e para o modelo de *Hodgson et al.*, respectivamente. Esse resultado é bastante coerente com o tamanho de grão ferrítico observado experimentalmente por *Oliveira (2016)* de $d_{\alpha} = 5,0 \mu\text{m}$. Apesar do MicroSim® utilizar o método de distribuição de grãos, foi utilizado tamanho de grão austenítico médio para o cálculo de tamanho de grão ferrítico uma vez que a microestrutura final foi considerada homogênea em torno do tamanho de grão médio. Na situação simulada foi utilizado $d_{\gamma} = 46,9 \mu\text{m}$, lembrando que o tamanho de grão austenítico deve ser o último completamente recristalizado, $\dot{T} = 23 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ e $\varepsilon = 6,5$. O tamanho de grão ferrítico que será considerado para o cálculo das propriedades mecânicas será o obtido pelo modelo de *Hodgson et al.* de $d_{\alpha} = 4,9 \mu\text{m}$.

Utilizando este valor de tamanho de grão ferrítico e considerando que todo o Nb foi solubilizado no forno de reaquecimento, é possível agora calcular as propriedades mecânicas do material através das equações (8.3) e (8.4).

O valor calculado para o limite de escoamento foi de 455 MPa e para o limite de resistência de 565 MPa. A Tabela 8.1 abaixo compara os resultados obtidos através da simulação com o MicroSim® e os os medidos por *Oliveira (2016)*.

Tabela 8-1 - Comparação dos resultados obtidos por ensaios realizados nas amostras apresentados por *Oliveira (2016)* com os resultados obtidos através de simulações com o programa *Microsim®* ou através dos cálculos descritos acima.

Tamanho de grão, propriedades mecânicas e bitolas		Unidade	<i>Oliveira (2016)</i>	Microsim® / Calculado
Tamanho de Grão Austenítico	Ø40,5 mm	μm	7,0	5,4
	Ø16,8 mm		7,0	5,2
	Ø5,5 mm		7,0	5,0
Tamanho de Grão Ferrítico	Ø5,5 mm	μm	5,0	4,9
Limite de Escoamento	Ø5,5 mm	MPa	428	455
Limite de Resistência	Ø5,5 mm	MPa	562	565

Os resultados apresentados na tabela acima demonstram a aplicabilidade a laminação de produtos longos do modelo matemático destinado a produtos planos uma vez que os resultados previstos do modelo são bastante próximos com os resultados reais.

9 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos nesta dissertação e da discussão realizada acima, é possível concluir que:

- O modelo matemático voltado para laminação de produtos planos é aplicável para previsão de comportamento de produtos longos durante a laminação a quente;
- A microestrutura final nos passes intermediários se encontra heterogênea apesar de já apresentar um tamanho de grão austenítico médio bastante fino.
- O comportamento do tamanho de grão austenítico médio e o do tamanho de grão austenítico máximo observado nos resultados das simulações mostram a importância da utilização de um modelo matemático que considere a distribuição de tamanho de grãos austeníticos ao invés de um tamanho de grão austenítico médio devido a característica da laminação de produtos longos, especialmente para produtos finais de bitolas maiores.
- Resultados do modelo indicam que a presença de uma microestrutura mista, contendo grãos recristalizados e não recristalizados, gerados em diversos passes intermediários entre as temperaturas RLT e RST parece não influenciar a homogeneidade da microestrutura final, no fio máquina. Além disso, as previsões do modelo parecem também indicar que a temperatura de laminação nos passes intermediários não influencia no resultado da microestrutura final, no fio-máquina. Esse comportamento difere bastante do usualmente recomendado para a laminação de produtos planos e parece indicar que a deformação total aplicada seja a variável mais importante neste processo de laminação, no que diz respeito à homogeneidade da microestrutura final.
- Os resultados de tamanhos de grãos austeníticos e ferrítico e das propriedades mecânicas calculadas neste trabalho são bastante similares aos valores observados nos ensaios. Isso demonstra que é possível aplicar, com sucesso, um modelo matemático originalmente desenvolvido para produtos planos para laminação de produtos longos.

10 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como visto, a Equação (8.7) proposta por *Sellars e Beynon* tem sua aplicação limitada pela quantidade de deformação acumulada considerada originalmente pelos autores, isto é, em torno de 2,5. A deformação acumulada no processo de laminação de fio máquina é substancialmente maior, em torno de 7. Para solucionar tal limitação, uma equação alternativa foi proposta neste trabalho, usando dados disponíveis na literatura. Entretanto, este trabalho deveria ser refeito e incluir uma gama maior de deformações no intervalo de 2,5-3 a 7-8, fazendo-se medidas apropriadas de tamanhos de grão ferrítico resultantes dessas deformações. Sugere-se então um aprimoramento da equação através da obtenção de mais dados experimentais neste intervalo de deformações.

11 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSUNÇÃO, A. L. *Fechamento da porosidade central na laminação de fio-máquina*. Belo Horizonte, Brasil: Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2007. 79p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, *Journal of the Iron and Steel Institute*, v.203, n.7, p. 721-727, 1965.

BAI, D., BODNAR, R., WARD, J., DORRICO, J. e SANDERS, S. Development of Discrete X80 Line Pipe at SSAB Americas. 2011 INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON THE RECENT DEVELOPMENT IN PLATE STEELS, 2011, Winter Park, Colorado, Proceedings. Winter Park: AIST Technology, 2011, pp. 13-22.

BARRALIS, J., MAEDER, G. *Métallurgie Tome I: Métallurgie Physique*, *Collection Scientifique ENSAM*, 1982. 270p.

BORATTO, F., BARBOSA, R., YUE, S. e JONAS, J. J. The Influence of the Chemical Composition on the Recrystallisation behavior of Microalloyed Steels. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON PROCESSING MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HSLA, 1987, Pittsburgh, Pennsylvania, Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels. Pittsburgh: TMS Ferrous Metallurgy Committee, 1988, pp. 51-61

BOGDAN, O., Comparação Entre Abordagens Para o Modelamento Matemático do Perfil Térmico de Placas Durante seu Reaquecimento, *Revista Escola de Minas*, v.53, n.3, p.203-209, 2000

CARVALHO, R. N. *Aspectos da Precipitação e da Recristalização na Laminação Contínua de Tubos sem Costura*. Belo Horizonte, Brasil: Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2007. 210p. (Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica).

CETLIN, P. R., YUE, S., JONAS, J. J. Simulated Rod Rolling of Interstitial Free Steels, *ISIJ International*, v.33, n.4, p. 488-497, 1993.

CHIANG, L. K. Development and Production of Niobium-Titanium Microalloyed Steels at Gallatin Steel, *Journal of Iron and Steel Research International*, v.16, p. 335-347, 2009.

CODA, R. C. *Processo Laminação de Barras*. Porto Alegre, Brasil: Fundação Luiz Englert, 2008, 97p.

EMAM, M. F. Improving the Mechanical Properties of a Thermomechanically Controlled Rolling, *Journal of Iron and Steel Research International*, v.16, p. 377-386, 2009.

GHOSH, A., et al. The structure and properties of a thermo-mechanically processed low carbon high strength steel, *Steel Research International*, v.77, n.4, p.276:283, 2006.

GORNI, A.A., Inovações tecnológicas na laminação de chapas grossas: Equipamentos, *XXXIII Seminário de Laminação da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, Volta Redonda, RJ, 1996.

GORNI, A. A., SILVEIRA, J. H. D., Modelo Matemático Para Cálculo da solubilização em aços microligados ao Nióbio, Titânio e/ou Vanádio, *XXXI Seminário de Laminação da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, Juiz de Fora, 1994.

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.

IRVINE, K. J., PICKERING, F.B. Grain Refined C-Mn Steels, *Journal of Iron and Steel Institute*, p. 161-182, 1967.

ISASTI, N., GARCÍA-RIESCO, P. M., JORGE-BADIOLA, D., TAHERI, M., LOPEZ, B. e URANGA, P. Modeling of CCT Diagrams and Ferrite Grain Size Prediction in Low Carbon Nb-Mo Microalloyed Steels, *ISIJ International*, v. 55, n. 9, p. 1963-1972, 2015

KIRKALDY, J. S. Prediction of Microstructure and Hardenability in Low Alloy Steels, Phase Transformations in Ferrous Alloys, *AIME, Warrendale*: p.125-148, 1983

LEE, Y., CHOI, S., HODGSON, P. D. Integrated Model of Thermo-mechanical Controlled Process in Rod (or Bar) Rolling, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 125-126, p. 678-688, 2002.

LEE, Y., KIM, H. J., HWANG, S. M. Analytic Model for the Prediction of Mean Effective Strain in Rod Rolling Process, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 114, p. 129-138, 2001.

LIU, J., YANAGIMOTO, J. Three-Dimensional Numerical Analysis of Microstructural Evolution in and after Bar and Shape Rolling Processes, *ISIJ International*, v. 42, n. 8, p. 868-875, 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.

MANOHAR, P. A., LIM, K., LEE, Y. Computacional 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.

MATSUURA, K. e ITOH, Y. Estimation of Three-dimensional Grain Size Distribution in Polycrystalline Material, *Materials Transactions, JIM*, v.32, n.11, p.1042-1047, 1991

NORDBERG, H., AARONSON, B. Solubility of Niobium Carbide in Austenite, *Journal of Iron and Steel Institute*, p. 1263-1266, 1968

OLIVEIRA, F. G. *Modelo matemático de evolução microestrutural de fio-máquina microligado ao nióbio laminado a quente*. Belo Horizonte, Brasil: Escola de Engenharia da UFMG, 2016. 106p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

OLIVEIRA, F. G., RONEY, L. E. e BARBOSA, R. A. M. N Mathematical model of microstructure evolution of hot rolled wire rods for Nb microalloyed steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PROCESSING & MANUFACTURING OF ADVANCED MATERIALS, 2016, Graz, Austria. In publication

OUCHI, C., SAMPEI, T., KOZASU, I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of γ - α Transformation After Hot Rolling, Transactions, *ISIJ international*, v. 22, n. 3, p. 214-222, 1982.

PALMIERE, E. J., GARCIA, C. I., DEARDO, A. J. Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 25A, p. 277, 1994.

PEREDA, B., IBABE, J. M. R., LÓPEZ, B. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels During Multipass Rolling, *ISIJ International*, v. 48, n. 10, p. 1457-1466, 2008.

REIS, E. G. *Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais*. Belo Horizonte, Brasil: Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2007. 91p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

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

SICILIANO JR, F. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1999. 165p. (PhD Thesis in Metallurgical Engineering).

SINGH, R. K. P., Thermomechanical Control Process and Its Effect on Structure and Properties of High Strength Low Alloy Steels, *Journal of Iron and Steel Research International*, v.18, p.511-520, 2011

URANGA, P., IBABE, J. M. R., STALHEIM, D. G., BARBOSA, R., REBELATTO, M. Application of Practical Modeling of Microalloyed Steels for Improved Metallurgy, Productivity and Cost Reduction in Hot Strip Mill Applications. AISTech Conference, Pittsburgh, PA. *Conference Proceedings of AISTech*: 16-19, maio, 2016, 1769-1778.

URANGA, P., FERNANDÉZ, A. I., LÓPEZ, B., IBABE, J. M. R. Modeling of Austenite Grain Size Distribution in Nb Microalloyed Steels Processed by Thin Slab Casting and Direct Rolling (TSDR) Route, *ISIJ International*, v. 44, n. 8, p. 1416-1425, 2004.

VERVYNCKT, S., THIBAU, P., VERBEKEN, K. Effects of Niobium on the Microstructure and Mechanical Properties of Hot Rolled Microalloyed Steels after Recrystallization-Controlled Rolling, *Metals and Materials International*, v.18, n.1, p. 37-46, 2011.

YUAN, X. Q., et al. The Onset Temperatures of γ to α -Phase Transformation in Hot Deformed and Non-Deformed Nb Micro-Alloyed Steels, *ISIJ Intenational*, v.46, n.4, p.579-585, 2006.

ZHAO, Z. A New Empirical Formulae for the Bainite Upper Temperature Limit of Steel, *Journal of Materials Science*, v.36, p.5045-5056, 2001.