

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Análise de técnicas de modelagem matemática da evolução do grão austenítico na
laminação a quente de aços microligados ao Nióbio

Autor: Felipe Monteiro Moraes de Moura Bastos

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Novembro de 2016

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Felipe Monteiro Moraes de Moura Bastos

Análise de técnicas de modelagem matemática da evolução da microestrutura aplicada à laminação a quente de aços microligados ao Nióbio

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. N. M. Barbosa

Belo Horizonte – Minas Gerais

Escola de Engenharia da UFMG

2016

Agradecimentos

Agradeço a todos aqueles que colaboraram no desenvolvimento deste trabalho e, em particular:

Ao Prof. Ronaldo Barbosa pela orientação, dedicação e pelas discussões durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas do grupo de estudos sobre o Nióbio, Tássia Ribeiro, Roney Eduardo Lino e Felipe Oliveira pelas discussões e trocas de informações.

Ao Eng. Marcelo Rebellato e família pela amizade e apoio, sem os quais o desenvolvimento deste trabalho não seria possível.

Aos meus pais, Ailton e Déborah, aos meus irmãos, Bruno e Paula, e aos meus avós pelo apoio, incentivo e suporte em todos os momentos.

À Clara, pelo companheirismo, amizade e memórias deixadas durante essa travessia.

À UFMG e ao PPGEM por todo o suporte oferecido.

À CBMM pelo apoio na disponibilização de material para o desenvolvimento desta dissertação.

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

Sumário

Lista de Figuras.....	v
Lista de Tabelas	ix
Lista de Notações.....	x
Resumo	xiv
Abstract.....	xv
1. Introdução	1
2. Objetivos.....	3
2.1. Objetivos específicos	3
2.2. Estratégia na consecução dos objetivos	3
3. Justificativa	5
4. Revisão Bibliográfica	6
4.1. Modelos de evolução da microestrutura austenítica relatados na literatura.....	6
4.2. Dados de processos industriais relatados na literatura.....	13
5. Metodologia.....	19
5.1. Dados para a validação do modelo MedG	19
5.2. Dados para a validação do modelo PopG	21
6. Resultados.....	23
6.1. Modelo de tamanho de grão médio, MedG.....	23
6.1.1. Introdução	23
6.1.2. Descrição detalhada do modelo MedG.....	23
6.1.3. Validação do código do modelo de tamanho de grão médio.....	35
6.2. Modelo de populações de tamanhos de grãos, PopG.....	40
6.2.1. Introdução	40
6.2.2. Descrição detalhada do modelo PopG	41
6.2.3. Validação do código do modelo de populações de tamanhos de grãos	50

6.3. Análise de casos	53
6.3.1. Laminação de tiras a quente.....	53
6.3.2. Laminação de perfil H	61
7. Discussão	78
7.1. Modelo MedG	78
7.2. Modelo PopG	94
8. Conclusões	106
9. Recomendações para trabalhos futuros.....	108
10. Referências Bibliográficas	109
Apêndice 1	112
Apêndice 2	114
Apêndice 3	120

Lista de Figuras

Figura 4.1 - Rotina proposta por Sellars ⁽³⁾ para o modelamento da evolução da microestrutura ao longo de passes durante uma laminação a quente.	6
Figura 5.1 – Distribuição de grãos inicial utilizada por Uranga <i>et al.</i> ⁽²⁾	22
Figura 6.1– Fluxograma representativo do modelo proposto por Pereda <i>et al.</i> ⁽¹⁾	34
Figura 6.2 – Variação da fração recristalizada com o inverso da temperatura absoluta. (a) Aço 1, 20Nb. (b) Aço 2, 30Nb30Mn. (c) Aço 3, 30Nb160Mn. (d) Aço 4, 35Nb. (e) Aço 5, 60Nb100N. (f) Aço 6, 60Nb50N.	36
Figura 6.3 – Evolução da quantidade de Nb precipitada (em % peso) para o Aço 3, liga 30Nb160Mn, e para o Aço 6, liga 60Nb50N.....	39
Figura 6.4 – Estrutura do modelo de evolução da microestrutura considerando populações de tamanhos de grãos, proposto por Uranga <i>et al.</i> ⁽²⁾	48
Figura 6.5 – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita. (a) Na entrada do passe 2. (b) Na entrada do passe 3. (c) Na saída do passe 6.	51
Figura 6.6 – Distribuição inicial dos tamanhos de grãos da placa entrando no processo de LTQ da chapa de 6 mm.....	54
Figura 6.7 – Variação da fração recristalizada calculada ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm.	58
Figura 6.8 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm.....	59
Figura 6.9 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9º decil calculados pelo modelo PopG para a LTQ da chapa de 6 mm.	60
Figura 6.10 – Valores da deformação residual na microestrutura ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm.....	61
Figura 6.11 – Distribuição dos tamanhos de grãos inicial calculada para o tarugo entrando no processo de laminação do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	62
Figura 6.12 – Variação da fração recristalizada ao longo dos passes de desbaste da laminação a quente do perfil estrutural W 360 x 64 mm.....	65
Figura 6.13 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes de desbaste da laminação a quente do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	66

Figura 6.14 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9° decil calculados pelo modelo PopG para passes de desbaste da laminação a quente do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	67
Figura 6.15 – Variação da fração recristalizada ao longo dos passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.....	68
Figura 6.16 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.....	69
Figura 6.17 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9° decil calculados pelo modelo PopG para passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	70
Figura 6.18 – Valores da deformação residual na microestrutura ao longo dos passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.....	71
Figura 6.19 – Variação da fração recristalizada ao longo dos passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	72
Figura 6.20 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	73
Figura 6.21 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9° decil calculados pelo modelo PopG para passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	73
Figura 6.22 – Valores da deformação residual na microestrutura ao longo dos passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.	74
Figura 6.23 – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita previstas pelo modelo PopG para a laminação do perfil estrutural W 360 x 64 mm na saída da laminação (a) de desbaste, (b) do acabamento do flange, (c) do acabamento da alma.	77
Figura 7.1 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm calculado pelo modelo MedG.	80
Figura 7.2 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da laminação de desbaste do perfil estrutural W 360 x 64 mm calculado pelo modelo MedG.	81
Figura 7.3 – Efeito da variação do coeficiente λ nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.....	83

Figura 7.4 – Efeito da variação do coeficiente λ nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, pelo modelo MedG.....	84
Figura 7.5 – Efeito da variação do coeficiente λ nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.	84
Figura 7.6 – Efeito da variação do coeficiente λ nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da laminação de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm, pelo modelo MedG.	85
Figura 7.7 – Efeito da consideração de presença de RXD nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.	87
Figura 7.8 – Efeito da consideração de presença de RXD nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.	88
Figura 7.9 – Efeito da consideração de presença de RXD nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.	89
Figura 7.10 – Efeito de diferentes teores de Nb nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.	90
Figura 7.11 – Efeito de diferentes teores de Nb nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.	91
Figura 7.12 – Efeito de diferentes teores de Nb nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG. (a) Para λ igual a 0,5, (b) para λ igual a 0,8.	92
Figura 7.13 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm calculado pelo modelo PopG.	95
Figura 7.14 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da laminação de desbaste do perfil estrutural W 360 x 64 mm calculado pelo modelo PopG.	96
Figura 7.15 – Efeito da consideração de presença de RXD nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.	98

Figura 7.16 – Efeito da consideração de presença de RXD nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.	99
Figura 7.17 – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita previstas pelo modelo PopG ao final do passe 11 da LTQ da chapa de 6 mm, considerando apenas RXS e a presença de RXD.	100
Figura 7.18 – Efeito da consideração de presença de RXD nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.	101
Figura 7.19 – Efeito de diferentes teores de Nb nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.....	102
Figura 7.20 – Efeito de diferentes teores de Nb nas deformações residuais calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.....	103
Figura 7.21 – Efeito de diferentes teores de Nb nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.	104
Figura 7.22 – Efeito de diferentes teores de Nb na distribuição de tamanhos de grãos de austenita calculada ao final da LTQ da placa de 6 mm, pelo modeloPopG.	104

Lista de Tabelas

Tabela 5.1 – Composição química dos aços estudados por Pereda <i>et al.</i> ⁽¹⁾ , em % de peso.	20
Tabela 5.2 – Sequências de deformação utilizadas por Pereda <i>et al.</i> ⁽¹⁾	20
Tabela 5.3 – Sequência de deformação utilizada por Uranga <i>et al.</i> ⁽²⁾	21
Tabela 6.1 – Equações adotadas no modelo por Uranga <i>et al.</i> ⁽²⁾	44
Tabela 6.2 – Parâmetros da LTQ da chapa de 6 mm de espessura apresentadas por Uranga <i>et al.</i> ⁽¹⁵⁾	53
Tabela 6.3 – Valores calculados dos parâmetros de deformação considerando os dados utilizados por Uranga <i>et al.</i> ⁽¹⁵⁾	56
Tabela 6.4 – Parâmetros termomecânicos da laminação de desbaste, para a alma e o flange do perfil W360x24 mm, calculados por Reis ⁽¹⁴⁾	61
Tabela 6.5 - Parâmetros termomecânicos da laminação de acabamento, no grupo tandem, para a alma e o flange do perfil W360x24 mm, calculados por Reis ⁽¹⁴⁾	63

Lista de Notações

2-D: Duas dimensões

3-D: Três dimensões

A : Constante para o cálculo do tempo para 5% de precipitação induzida por deformação de Nb

B : Constante para o cálculo do tempo para 5% de precipitação induzida por deformação de Nb

ARBL: Alta resistência e baixa liga

C: Carbono

d : Tamanho de grão

\bar{d} : Tamanho de grão médio

d_0 : Tamanho de grão inicial

Dc0.1: Nono decil

d_{gg} : Tamanho de grão após o crescimento

dT : Decremento de temperatura

d_r : Tamanho de grão recristalizado parcialmente

d_{REX} : Tamanho de grão recristalizado

d_{RXMD} : Tamanho de grão recristalizado metadinamicamente

d_{RXS} : Tamanho de grão recristalizado estaticamente

d_u : Tamanho de grão não-recristalizado

f : Frequência

f_v : Fração volumétrica

f_{veq} : Fração volumétrica de equilíbrio

h : Espessura de saída

H : Espessura de entrada

IP: Temperatura de início de precipitação

k_s : Coeficiente de supersaturação

LDPF: laminação direta de placas finas lingotadas continuamente

LTQ: Laminação de tiras a quente

m : Coeficiente da equação de crescimento de grão de austenita

MedG: Modelo de tamanho de grão médio de austenita

MFS: *Mean flow stress*

MEF: Métodos dos elementos finitos

Mn: Manganês

N: Nitrogênio

Nb: Nióbio

n_{rex} : Coeficiente da equação de Avrami para a recristalização

n_p : Coeficiente da equação de Avrami para a precipitação

P: Fósforo

PopG: Modelo de populações de tamanhos de grãos de austenita

Q_{def} : Energia de ativação para a deformação

Q_{gg} : Energia de ativação para o crescimento de grão

R' : Raio do cilindro de trabalho

$R(\%)$: Redução percentual

RPM: Rotações por minuto

RXD: Recristalização dinâmica

RXS: Recristalização estática

RXMD: Recristalização metadinâmica

S_0 : Estado da microestrutura inicial da austenita em um passe

S'_0 : Estado complementar da microestrutura inicial da austenita em um passe

S_i : Estado da microestrutura da austenita ao final de um passe

S'_i : Estado complementar da microestrutura da austenita ao final de um passe

Si: Silício

t : Tempo

T : Temperatura

T_0 : Temperatura de início de deformação

$t_{0.05p}$: Tempo para 5% de precipitação induzida por deformação de Nb

$t_{0.5RXMD}$: Tempo para 50% de recristalização metadinâmica

- $t_{0.5RXS}$: Tempo para 50% de recristalização estática
- $t_{0.95RXS}$: Tempo para 95% de recristalização estática
- t_{eq} : Tempo equivalente
- t_{gg} : Tempo para o crescimento de grão
- t_{ep} : Intervalo de tempo entre passes
- Ti: Titânio
- TME: Tensão média de escoamento
- T_{RA} : Temperatura de reaquecimento
- TSDR: *Thin Slab Casting and Direct Rolling*
- R : Constante universal dos gases
- U : Velocidade de rotação do cilindro de laminação
- V: Vanádio
- VBA: Visual basic for applications
- X : Fração recristalizada
- X_{RXMD} : Fração recristalizada metadinamicamente
- X_{RXS} : Fração recristalizada estaticamente
- X_f^{RXS} : Fração final recristalizada estaticamente
- X_f^{RXMD} : Fração final recristalizada metadinamicamente
- X_p : Fração precipitada
- Z : Parâmetro de Zener-Hollomon
- α : Arco de contato entre o cilindro de laminação e a placa
- Δt : Incremento de tempo
- ε : Deformação verdadeira
- $\dot{\varepsilon}$: Taxa de deformação
- ε_c : Deformação crítica
- ε_{eff} : Deformação efetiva
- ε_p : Deformação de pico
- ε_r : Deformação residual
- $\bar{\varepsilon}_r$: Deformação residual média

ε_T : Deformação de transição

λ : Fator constante

μ : Média

σ : Desvio padrão

Resumo

Modelos matemáticos têm se mostrado ferramentas eficientes e importantes no estudo do comportamento da microestrutura da austenita durante a laminação a quente. Através da modelagem matemática é possível se ter uma melhor compreensão das variáveis envolvidas no processamento termomecânico de aços, por vezes complexa, e da sua influência no comportamento dos grãos de austenita.

Duas abordagens para a modelagem matemática da evolução dos grãos de austenita durante a laminação a quente encontram-se difundidas na literatura: uma que considera um tamanho de grão médio, e outra que considera uma distribuição de tamanhos de grãos. Esses dois tipos de modelagem utilizam as mesmas premissas e equações para os cálculos. Cada uma, porém, apresenta particularidades que condicionam e influenciam diretamente a precisão dos cálculos e a sua aplicação.

Uma análise destes dois tipos de modelagem foi realizada neste trabalho. Códigos computacionais foram desenvolvidos fundamentados nos trabalhos mais atuais que representam cada tipo de modelagem. Em seguida, esses códigos foram validados e aplicados a casos industriais de laminação a quente com dados publicados na literatura. Por fim, o desempenho, as vantagens e as desvantagens de cada tipo de modelo foram discutidos.

Palavras-chave: Modelagem da microestrutura, aços microligados ao Nióbio, distribuição de grãos de austenita.

Abstract

Mathematical modeling has been used as an efficient and important tool in the study of the austenite microstructure behavior in hot rolling process. The mathematical modeling allows a proper understanding of the complex variables involved during the thermo-mechanical process of steels and its influence on the austenite grain evolution.

There are basically two approaches to the mathematical modeling of the austenite grain evolution during the hot rolling process: the first one considers a mean grain size entering each pass, and the second one considers a grain size distribution entering each pass. Each of these approaches has particularities that influence directly its application and accuracy.

Analyses of these two kinds of modeling were conducted in this work. Computational codes were developed based on the latest works published in the literature that represents each model. The codes were, then, validated and applied to industrial cases of hot rolling with data published in the literature. The behavior, advantages and disadvantages of each model were discussed.

Keywords: Microstructural modeling, Nb microalloyed steels, austenite grain size distribution.

1. Introdução

Uma maior eficiência dos processos de laminação a quente tem sido solicitada cada vez mais, seja ela pela necessidade de desenvolvimento de aços com melhores propriedades mecânicas, seja ela pela necessidade de redução nos custos de processamento. Por outro lado, o atual nível de conhecimento tecnológico tem permitido o desenvolvimento de ferramentas virtuais cada vez mais eficazes para a análise destes processos. O conhecimento do comportamento da microestrutura da austenita durante a laminação a quente é fundamental para o desenho de uma sequência de passes mais aprimorada, e para se prever as propriedades mecânicas obtidas ao final do processo. Neste sentido, a modelagem matemática permite uma melhor compreensão da interação entre as complexas variáveis envolvidas durante o processamento, e a sua influência no comportamento da microestrutura da austenita. Ademais, modelos matemáticos são uma ferramenta alternativa, ou no mínimo complementar, a testes industriais e de laboratório, que demandam maior custo e maior tempo para o retorno de resultados.

No âmbito da modelagem matemática, há duas abordagens para o cálculo da evolução de grãos de austenita na laminação a quente: uma que considera um tamanho de grão médio entrando em cada passe de laminação, e outra que considera populações de grãos entrando em cada passe. Estes dois tipos de modelagem partem basicamente das mesmas premissas e equações para calcular a evolução da microestrutura da austenita durante o processamento termomecânico. No entanto, cada um destes modelos apresenta particularidades que condicionam a sua aplicação e a precisão dos cálculos.

O primeiro tipo de modelagem, que considera um tamanho de grão médio, tem sido amplamente utilizado nos últimos 30 anos devido à simplicidade de sua reprodução em código computacional e à rapidez na realização dos cálculos. Este tipo de modelo permite acompanhar a evolução da microestrutura da austenita durante a laminação a quente em termos do seu tamanho de grão médio e da deformação média residual após cada passe de laminação. O estado mais atual deste tipo de modelagem pode ser sintetizada no trabalho de Pereda *et al.* ⁽¹⁾, onde equações e rotinas mais sofisticadas foram consideradas no estudo de casos de aços microligados ao Nb.

O segundo tipo de modelagem, que descreve a microestrutura da austenita em função de populações de tamanhos de grão, foi proposto por Uranga *et al.* ⁽²⁾ para o caso específico de uma laminação direta de placas finas lingotadas continuamente. Uma distribuição inicial de tamanhos de grãos de austenita foi considerada neste tipo de modelo, que retornava uma distribuição de grãos recristalizados e não-recristalizados após cada passe de laminação. O modelo seria, assim, sensível a possíveis heterogeneidades na microestrutura, que seria a sua grande vantagem. Para o caso de aços microligados ao Nb, por exemplo, a contribuição do Nb poderia ser quantificada não apenas no refino de grão, como também no aprimoramento da distribuição de grãos da microestrutura.

A comparação dessas duas técnicas de modelagem foi realizada nesta dissertação, através de uma análise crítica da aplicação de cada modelo a casos de laminação de aços microligados ao Nb. Primeiro, foi realizada uma revisão bibliográfica abordando os modelos matemáticos e os trabalhos com dados industriais mais relevantes publicados na literatura até a presente data. Em seguida, os trabalhos de Pereda *et al.* ⁽¹⁾, que representa o tipo de modelo que usa tamanho de grãos médio, e de Uranga *et al.* ⁽²⁾, representando o modelo do tipo de distribuição de tamanhos de grãos, foram particularmente estudados. Códigos computacionais foram desenvolvidos para a reprodução destes dois tipos de modelos. Os códigos para cada modelo foram validados utilizando dados da literatura, e em seguida aplicados a um processo de laminação de tiras a quente e a um processo de laminação de perfil estrutural, com dados publicados na literatura. Ao final, o desempenho e as vantagens e desvantagens de cada modelo foram discutidos, através da avaliação dos resultados obtidos nas previsões da evolução da microestrutura da austenita.

2. Objetivos

2.1. Objetivos específicos

São objetivos desta dissertação:

1. Escrever códigos computacionais utilizando os dois tipos de modelo consagrados na literatura: um que descreve a microestrutura em função do tamanho de grão médio da austenita, e outro que descreve a microestrutura em função de populações de tamanhos de grãos de austenita;
2. Testar e validar esses códigos comparando suas previsões com dados da literatura;
3. Aplicar os dois tipos de modelo, uma vez validados com dados da literatura, a uma sequência de passes de laminações industriais e comparar os desempenhos desses modelos.

2.2. Estratégia na consecução dos objetivos

Primeiro, foi realizada uma revisão bibliográfica abordando os modelos matemáticos e os trabalhos com dados de processos industriais conhecidos e publicados na literatura até a presente data. Dois modelos foram particularmente estudados: um publicado por Pereda *et al.* ⁽¹⁾, que representa o tipo de modelo que usa tamanho de grãos médio, e outro publicado por Uranga *et al.* ⁽²⁾, representando um modelo do tipo de distribuição de tamanhos de grão por populações. Após a revisão bibliográfica adequada, a dissertação teve como resultados os que seguem:

1. Validação dos modelos revisados: tamanho de grão médio e populações de tamanhos de grão;
2. Aplicação dos dois tipos de modelo a um caso de laminação de tiras a quente e a caso de laminação de perfil estrutural, com dados publicados na literatura;

3. Discussão sobre a eficiência, vantagens e desvantagens na aplicação de um modelo ou de outro.

3. Justificativa

A demanda pelo aumento da eficiência dos processos de laminação a quente de aços é cada vez maior, seja pela redução de custos, seja pela necessidade de fabricação de aços com melhores propriedades mecânicas. Neste contexto, a modelagem matemática dos processos de laminação a quente tem sido utilizada amplamente para a previsão do comportamento da austenita durante a laminação a quente. Modelos matemáticos permitem estudar estratégias de laminação a quente mais aprimoradas, a um menor custo e tempo, quando comparados a ensaios de laboratório e testes industriais.

Com os atuais níveis de tecnologia disponíveis, há campo para aprimoramento da precisão dos cálculos e da forma de implementação destes modelos. Por exemplo, a sua aplicação pode ser realizada diretamente a níveis de automação no laminador. Assim, faz-se necessária uma análise profunda nos desenvolvimentos realizados no campo de modelagem matemática da microestrutura da austenita durante a laminação a quente, até a presente data. O conhecimento mais específico dos tipos de modelagem matemática existentes, e o estudo do comportamento destes tipos de modelos, são fundamentais para compreender e direcionar as demandas e os futuros desenvolvimentos a serem realizados nesta área.

4. Revisão Bibliográfica

4.1. Modelos de evolução da microestrutura austenítica relatados na literatura

Há dois tipos de modelos relatados na literatura: um tipo que prevê a evolução do tamanho de grão da austenita usando um conceito de tamanho de grão médio, e um segundo tipo de modelo que usa um conceito de distribuição de tamanhos de grão em populações, em geral de 10 a 15 populações. Os dois tipos de modelo têm suas origens nos conceitos propostos na década de 80 por Sellars ⁽³⁾. Esses conceitos podem ser resumidos no diagrama mostrado na Figura 4.1.

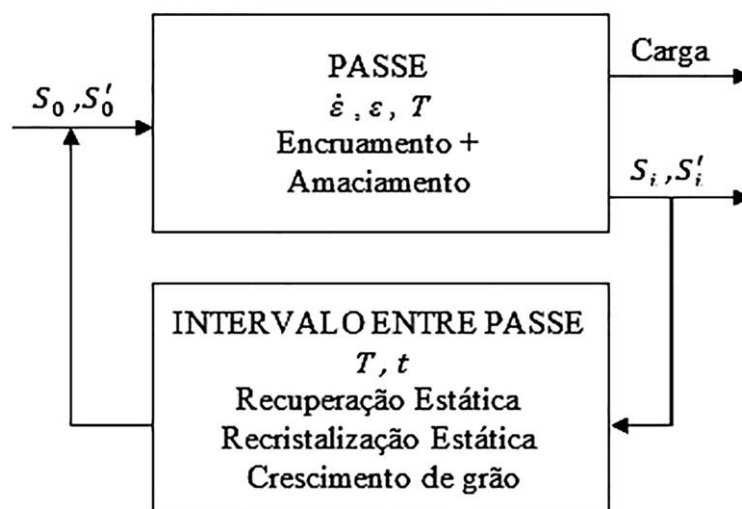


Figura 4.1 - Rotina proposta por Sellars ⁽³⁾ para o modelamento da evolução da microestrutura ao longo de passes durante uma laminação a quente.

Neste trabalho, o estado da microestrutura inicial do passe, S_0 , foi definido em termos do seu tamanho de grão, da deformação residual e da textura, enquanto um complemento do estado da microestrutura, S_0' , foi definido em termos da presença de segunda fase e da fração volumétrica dessa segunda fase, do seu tamanho e da sua

distribuição. Durante o passe, as condições de deformação e de temperatura determinam um balanço entre os mecanismos de amaciamento, como a recristalização, e de endurecimento, como a precipitação de compostos de microligantes. A relação entre esses mecanismos ditará o comportamento da tensão média de escoamento, com sigla TME em Português e com sigla MFS em Inglês, da expressão *mean flow stress*, e assim, o comportamento das cargas de laminação e da energia acumulada na microestrutura na saída de um passe. Essa energia acumulada, por sua vez, é responsável pelas mudanças na microestrutura durante o intervalo entre passes, definindo a microestrutura que entrará no próximo passe. Assim, os principais parâmetros que devem ser considerados durante a laminação são: a deformação aplicada no passe, ε , a taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, a temperatura inicial do passe, T , e o tempo entre passes, t . Esses conceitos foram aplicados desde a década de 80 a vários processos industriais. No que se segue, um sumário das principais contribuições no período de 20 a 30 anos são relatados.

Hodgson e Gibbs ⁽⁴⁾ apresentaram em 1992 uma aplicação das equações de Sellars ao caso da laminação a quente de aços C-Mn e também ao caso de aços microligados. A ideia básica apresentada no trabalho era a de poder prever propriedades mecânicas desses aços. Como o tamanho de grão ferrítico representa parcela importante no valor do limite de escoamento e no valor da resistência, o tamanho de grão ferrítico era obtido via modelamento matemático da evolução da austenita. Neste trabalho, a ideia de um tamanho de grão médio entrando em um determinado passe foi adotada pela primeira vez. Assim, o estado da microestrutura entrando em um determinado passe era dado por um tamanho de grão médio com uma deformação acumulada associada. Por exemplo, se a microestrutura estivesse 100% recristalizada, o tamanho de grão médio seria o tamanho de grão resultante da recristalização e do crescimento após a recristalização, e a deformação acumulada sendo transferida ao passe seguinte seria nula. No outro extremo, caso não ocorresse nenhuma recristalização, o tamanho de grão resultante do passe seria o mesmo que havia entrado no passe anterior, e a deformação acumulada transferida ao passe seguinte seria igual à deformação total aplicada no passe anterior. Essa deformação residual, ε_{ri} , transmitida de um passe a outro, era dependente do amaciamento que ocorresse entre os passes, ou seja ⁽⁴⁾:

$$\varepsilon_{ri} = \lambda(1 - X_i)\varepsilon_i \quad (4.1)$$

onde X_i é a fração recristalizada entre os passes, ε_i é a deformação no passe i e λ é um fator constante que varia entre 0,5 e 1. Este é um fator arbitrário e isto enfraquecia o conceito do modelo do ponto de vista dos fundamentos da metalurgia física. Porém, do ponto de vista numérico, caso X_i fosse menor que 1, isto é, caso ocorresse recristalização parcial entre os passes, haveria uma transmissão de uma deformação residual que dependeria do valor de λ . Se o valor de X_i fosse baixo, a deformação transmitida seria subestimada, e ao contrário se X_i fosse alto. Hodgson e Gibbs validaram o modelo comparando os valores de propriedades mecânicas previstos, isto é, o limite de escoamento e limite de resistência, com os valores medidos em produtos resultantes de casos de laminação de chapas grossas, tiras a quente e alguns casos de barras para aplicação estrutural.

Maccagno *et al.* ⁽⁵⁾ aplicaram, mais tarde, os conceitos do modelo proposto por Hodgson e Gibbs aos casos de laminação de barras e de fio-máquina de aços C-Mn. As previsões do modelo foram validadas comparando o tamanho de grão da austenita previsto imediatamente após o último passe de acabamento com o valor medido do material laminado. O modelo mostrava que a recristalização metadinâmica era o mecanismo que dominava a cinética de recristalização neste tipo de laminação, principalmente nos passes finais onde as velocidades de laminação são elevadas. O propósito da pesquisa realizada pelos autores era o de usar o modelo no exame de possíveis estratégias de laminação objetivando o maior refino possível do tamanho de grão austenítico ao final do processo. Constatou-se que pouco benefício seria potencialmente obtido em se alterarem as taxas de deformações, já bastante elevadas nos passes finais. Entretanto, maiores benefícios poderiam ser obtidos de acréscimos nas taxas de resfriamento durante a transformação de fases e/ou em se diminuir as temperaturas de deformação no processo nos passes finais. O trabalho também foi inovador por ter utilizado, pela primeira vez, uma tabela em Excel® para calcular os tamanhos de grãos de austenita entrando e saindo de cada passe.

No período entre 1996 e 1998, Siciliano e co-autores ⁽⁶⁻⁸⁾ fizeram cálculos da tensão média de escoamento, para cada cadeira de laminação, a partir de dados de laminações industriais ou *mill logs*. Esses dados experimentais de TME foram então comparados com valores previstos, ou seja, calculados usando uma equação modificada de Misaka na qual a deformação acumulada passe a passe e as cinéticas de recristalização, tanto estática quanto dinâmica, poderiam ser levadas em conta. Comparações entre os valores medidos e os valores calculados foram bastante razoáveis. Porém, o mais importante resultado deste trabalho foi o de mostrar que a análise da forma de uma curva TME versus $1/T$, o inverso da temperatura absoluta do passe, permitia se diagnosticar quando havia ocorrido recristalização metadinâmica no passe anterior. Isto porque, quando esse tipo de recristalização ocorria num dado passe, o valor de TME caía no passe seguinte, mesmo sendo a temperatura desse passe seguinte menor que a do passe anterior. Dessa forma, a análise da curva TME versus $1/T$ poderia produzir informações importantes sobre quando e quais processos de recristalização estariam ocorrendo durante a laminação.

Em 2002, Lee *et al.* ⁽⁹⁾ apresentaram um modelo termomecânico de laminação controlada integrado para a laminação de barras e de fio-máquina. Por integrado, os autores queriam dizer que o modelo calculava os parâmetros termomecânicos de processo, quais sejam, a deformação, a taxa de deformação e a variação de temperaturas durante laminação e entre cadeiras, e também os parâmetros metalúrgicos, quais sejam, o comportamento da recristalização e o comportamento do tamanho de grão da austenita. O modelo foi aplicado ao caso de uma laminação de fio-máquina para prever a forma e a área da secção transversal na saída de cada passe e o tamanho de grão médio da austenita. Os resultados obtidos pelos autores mostraram que o modelo proposto foi uma ferramenta eficiente para estudar os efeitos dos parâmetros relacionados ao processo, na qualidade e no controle de tolerância dimensional dos produtos deste tipo de laminação. Os resultados das simulações também demonstraram que as equações utilizadas na previsão da evolução do tamanho de grão da austenita aplicadas convencionalmente nas laminações de produtos planos poderiam ter limitações quando aplicadas diretamente às laminações de produtos longos, onde se tem uma elevada taxa de deformação.

Liu e Yanagimoto ⁽¹⁰⁾ propuseram mais tarde um modelo que possibilitava fazer uma análise da evolução da microestrutura considerando os gradientes de deformação e de temperatura ao longo do material laminado, e não apenas levando em consideração uma deformação efetiva média no passe e a temperatura medida na superfície do material, que eram os dados normalmente utilizados nos modelamentos. Para isso, os autores usaram o método dos elementos finitos, MEF, no modelamento matemático da microestrutura. Essa abordagem tornou possível realizar uma análise mais crítica de casos de laminação onde se tinha um estado mais complexo de deformação, como é o caso da laminação de produtos longos. O modelo foi validado comparando resultados de tamanho de grão médio da austenita previstos em cada passe contra os valores previstos pelo modelo de Maccagno *et al.* ⁽⁵⁾ para um caso de laminação de barra e um caso de fio-máquina, de aços C-Mn. Em outras palavras, o modelo foi validado contra outro modelo, isto é, não foram realizadas medidas de tamanho de grão para validar o modelo de Liu e Yanagimoto. Em seguida, os autores aplicaram o modelo a casos reais de laminação de barras e de perfis do tipo H para estudarem o comportamento da microestrutura obtida à temperatura ambiente, ou seja, uma microestrutura predominantemente ferrítica. Como o tamanho de grão de ferrita é uma função do tamanho de grão da austenita ao final do processo, da deformação acumulada total na microestrutura e da taxa de resfriamento durante a transformação de fases, os autores avaliaram o impacto de diferentes estratégias de resfriamento forçado no refino do tamanho de grão final da ferrita. Resultados coerentes do ponto de vista metalúrgico foram obtidos neste trabalho. Entretanto, o tempo necessário para se realizar cálculos da evolução do tamanho de grão da austenita durante uma sequência inteira de passes de laminação, empregando o MEF, era consideravelmente maior que o tempo de processamento do aço na linha de laminação. Logo, modelos que usavam o MEF tendiam a serem utilizados *off line* quando utilizados em computadores usuais.

Em 2003, Manohar *et al.* ⁽¹¹⁾ propuseram um “*sistema expert*”, realizando “*explorações computacionais*” sobre a deformação e o comportamento dos mecanismos de amaciamento em um aço médio C-Mn, sob condições de taxas de deformações e temperaturas encontradas na laminação de fios-máquina. Os cálculos computacionais foram validados comparando os resultados previstos pelo modelo com dados medidos na planta industrial. Essa validação foi realizada comparando o tamanho de grão da

austenita um pouco antes da transformação austenita-ferrita. O modelo proposto foi projetado para operar *off line*.

Este é o “*estado da arte*” do conhecimento sobre modelagem matemática de evolução da microestrutura. Os autores basicamente utilizaram as equações originais de Sellars para cinéticas de recristalização, crescimento de grão e precipitação, com pequenas modificações introduzindo alterações em coeficientes, sem, contudo, mudar a forma da equação. À exceção de Manohar *et al.*, em 2003, que modelou um caso de aço médio carbono, os demais autores trataram de aço baixo carbono e de microligados. A partir daí, o que ocorreu foram melhorias significativas na descrição da metalurgia física do processo tais como, a consideração de uma população de grãos e não apenas de um grão médio e a melhoria das equações de Dutta e Sellars, como será descrito abaixo.

Uranga *et al.* ⁽²⁾ em 2004 realizaram um modelamento da distribuição de tamanhos de grãos da austenita em aços microligados ao Nb processados na laminação direta de placas finas lingotadas continuamente, LDPF, sigla em Português, que se origina do termo *Thin Slab Casting and Direct Rolling*, com sigla TSDR em Inglês. A maior novidade neste trabalho foi utilizar uma distribuição de grãos da austenita ao longo da seção transversal de uma placa ao invés de utilizar valores médios de tamanho de grão, que eram tipicamente usados para representar a microestrutura em modelos convencionais. O fato de trabalhar com uma distribuição de tamanhos de grãos foi importante para representar a grande faixa de tamanhos de grãos da austenita como lingotada, “*as cast*”, apresentadas na microestrutura deste processo. O modelo utilizava, então, uma distribuição inicial de tamanhos de grãos da austenita como dado de entrada, e retornava uma distribuição de tamanhos de grãos recristalizados e não-recristalizados após cada passe de laminação. A validação do modelo foi realizada em testes de torção em laboratório simulando múltiplos passes de uma laminação. O modelo foi capaz de prever quaisquer heterogeneidades que pudessem ocorrer na microestrutura final após esse tipo de processamento, e que não poderiam ser previstas utilizando modelos convencionais com base em valores médios de tamanho de grão.

Em 2008, Pereda *et al.* ⁽¹⁾ apresentaram um modelo aprimorado para o cálculo da cinética de precipitação induzida por deformação e para a previsão da evolução da microestrutura de aços microligados durante a laminação em passes múltiplos. No

trabalho, os autores propuseram um aperfeiçoamento da equação clássica de cálculo do tempo de início de precipitação induzida por deformação de compostos de Nb após cada passe de laminação. Os resultados obtidos pelos autores usando esse novo modelo foram comparados com os resultados obtidos em testes de laboratório simulando passes múltiplos. O modelo permitiu um melhor entendimento das interações complexas ocorrendo entre o Nb e os mecanismos de amaciamento na microestrutura dependentes da composição química e dos parâmetros de processamento.

Mais recentemente, em 2014, Medina *et al.* ⁽¹²⁾ também estudaram o modelamento das cinéticas de precipitação induzida por deformação em aços microligados. Também fundamentados na equação clássica de Dutta e Sellars para o cálculo do tempo de início de precipitação induzida por deformação, os autores construíram um modelo que levava em consideração a influência de variáveis como as quantidades de elementos microligantes, a deformação, a temperatura, a taxa de deformação e o tamanho de grão médio. A maior contribuição deste trabalho foi que nele também se considerava a precipitação induzida por deformação de V e Ti. No estudo, os autores geraram diagramas de recristalização-precipitação-tempo-temperatura, sigla RPTT, através de testes de torção em laboratório, para aços microligados com diferentes conteúdos de Nb, Ti e V. A análise matemática dos resultados desses testes indicou a modificação de alguns parâmetros envolvidos no cálculo da cinética de precipitação, que antes eram tomados como constantes, e que agora foram considerados como função da composição química do aço. Assim, novas equações para esses parâmetros foram deduzidas, numa tentativa de melhorar o modelamento da precipitação induzida por deformação. Essas equações se mostraram mais consistentes e possibilitaram prever as curvas de tempo para início de precipitação com mais precisão que a equação original, de Dutta e Sellars.

Os principais desenvolvimentos realizados até a presente data, no campo do modelamento matemático da microestrutura durante a laminação a quente, foram abordados com a revisão dos trabalhos mais relevantes publicados na literatura, apresentada acima. Esta dissertação apresentará programas de computador modelando a evolução do tamanho de grão austenítico considerando tamanhos de grão médio e população de tamanhos de grão. Esses programas deverão ser testados contra resultados de casos industriais publicados na literatura. A seguir, então, será apresentada uma

revisão dos dados disponíveis na literatura e que eventualmente poderão ser usados para testes dos modelos.

4.2. Dados de processos industriais relatados na literatura

Há uma série de trabalhos publicados na literatura contendo dados industriais de processos de laminação a quente de produtos planos e longos. Poucos trabalhos, no entanto, dispõem de todas as informações necessárias para se modelar o processamento de aços microligados ao Nb. Os parâmetros necessários para a modelagem da evolução da microestrutura da austenita de um aço microligado ao Nb, durante a laminação a quente, são: a composição química do aço, a temperatura utilizada para o reaquecimento da placa, no caso de um produto plano, ou do tarugo, no caso de longos, o tamanho de grão da austenita após o reaquecimento, que seria o tamanho de grão inicial entrando no processo de laminação, e os parâmetros de processamentos, quais sejam, a temperatura de deformação, a deformação e a taxa de deformação de cada passe, e o intervalo de tempo entre passes. Alguns dos trabalhos publicados na literatura que contém dados industriais mais relevantes deste tipo de processo serão revisados no que se segue.

Cetlin *et al.* ⁽¹³⁾, em 1993, relataram experimentos sobre simulações em laboratório de uma laminação de fio-máquina de aços livres de intersticiais microligados com Ti e Nb. Neste trabalho, os autores descreveram o processo de laminação em termos dos parâmetros termomecânicos usuais, ou seja, temperatura, deformação, taxa de deformação e intervalo de tempo entre passes. Valores de deformação e de temperaturas típicas industriais foram considerados. Entretanto, como as simulações foram realizadas via ensaios de torção, as taxas de deformação usadas eram muito menores que as taxas de deformação de um processo real. No caso deste processo em particular, tratava-se de um laminador com 7 passes de desbaste, 4 passes intermediários, 4 passes de pré-acabamento e 10 passes de acabamento, com um total de 25 passes. Os dados apresentados pelos autores são, entretanto, úteis à presente dissertação particularmente no que diz respeito à sequência de passes para produção de fio-máquina. Por outro lado,

como mencionado, os autores trataram de uma laminação de aços livres de intersticiais, o que não se aplica ao caso desta dissertação.

Lee *et al.* ⁽⁹⁾ apresentaram em 2002 dados de um caso de laminação de fio-máquina de aços C-Mn com 5,5 mm de diâmetro. O processo continha um total de 29 passes de laminação dispostos da seguinte maneira: 13 passes de desbaste, 6 passes intermediários e 10 passes de acabamento. Os valores de deformação, taxa de deformação e os intervalos de tempo entre passes foram detalhados pelos autores, passe a passe. As temperaturas de superfície do material também foram informadas. Essas temperaturas foram modeladas a partir das temperaturas medidas em alguns pontos específicos do processo. Os autores apresentaram, além disso, relatos sobre os tipos de recristalização ocorrendo a cada passe, o tamanho de grão médio da austenita e a fração recristalizada. No entanto, essas previsões poderão ser apenas usadas como referência nesta dissertação, uma vez que os aços utilizados pelos autores foram do tipo alto carbono, isto é, 0,67 e 0,8%C e não aços microligados, objeto deste trabalho.

Ainda em 2002, e independentemente de Lee *et al.*, Liu e Yanagimoto ⁽¹⁰⁾ apresentaram um modelo tridimensional de evolução da microestrutura, analisando os casos de barras e de perfis. Os autores utilizaram o Método dos Elementos Finitos para prever a distribuição de deformações e de temperaturas nas secções transversais, e ao longo do comprimento dos materiais laminados. Assim, a evolução da microestrutura pôde ser acompanhada em pontos específicos como, por exemplo, centro, $\frac{1}{4}$ e superfície do material. Três casos de laminação foram apresentados neste trabalho: dois de barras; uma com diâmetro final de 24 mm e outra com 10 mm, e um caso de perfil do tipo H 550 x 200 – 6 x 16. Os valores das variáveis termomecânicas das laminações referidas acima poderiam ser estimados a partir dos dados e gráficos fornecidos no trabalho. Entretanto, valores exatos não poderiam ser calculados, especialmente no caso das taxas de deformação, por não se conhecerem os diâmetros dos cilindros e suas velocidades de rotação.

Em 2003, Manohar *et al.* ⁽¹¹⁾ estudaram um processo de laminação contínua de fio-máquina produzindo arame de médio carbono, 0,16 %, de diâmetro de 6.0 mm, laminado a partir de um tarugo com seção de 160 x 160 mm. O processo consistia de trinta e um passes dispostos em: 5 passes de desbaste, 8 passes de desbaste

intermediários, 6 passes de acabamento intermediários, 8 passes de acabamento e 4 passes de ajuste dimensional. A temperatura inicial de processamento foi de 1000 °C, decrescendo a até 900 °C na entrada do acabador intermediário, passe 14, e se elevando de novo a partir dali a até 980 °C na saída da região de acabamento, ou seja, no passe 27. Entre os passes 27 e 28, uma caixa de resfriamento forçado de água foi utilizada para reduzir a temperatura de 970 °C a 960 °C. Outra caixa de resfriamento forçado estava instalada ao fim da laminação, após o passe 31, onde a temperatura foi reduzida de 970 °C a 830 °C a uma taxa de resfriamento de 727 °C/s. As reduções de área obtidas em cada passe variaram entre uma faixa de 17-27 %, com exceção dos dois últimos passes, de aproximadamente 5 %. Já as velocidades de laminação utilizadas variaram de 0,12 m/s, no início do processo, a 110 m/s, no final do processo. Isso levou a taxas de deformação obtidas da ordem de até 2800 s⁻¹. O esquema de deformações, taxas de deformações e temperaturas foram apresentados, passe a passe, em uma tabela. Como resultados, os autores mostraram inclusive a distribuição de tamanhos de grão obtidos ao final do processo, tanto austenítico quanto ferrítico. Entretanto, os tempos entre passes não foram fornecidos, o que tornaria difícil a reprodução dos resultados do modelo proposto. De toda forma, no caso da presente dissertação, o interesse é a modelagem de aços microligados, e não a de aços CMn; o trabalho de Manohar *et al.* foi aqui incluído apenas para mencionar os dados termomecânicos de processo relatados pelos autores.

Reis ⁽¹⁴⁾, em 2007, desenvolveu em seu trabalho um modelo matemático via planilha de Excel® para prever a evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de perfis estruturais após a laminação a quente, utilizando dados de uma linha industrial. A autora realizou a caracterização do processo de conformação de perfis para um produto com dimensões W 360 x 64 mm, englobando os principais parâmetros, tais como, deformação, taxa de deformação, temperatura e tempo entre passes. Estes dados foram obtidos de corridas industriais experimentais, e aplicados como dados de entrada ao modelo matemático. O modelo foi validado, então, comparando as suas previsões com os resultados obtidos diretamente da laminação industrial. Um aço com especificação ASTM A 572 Gr. 50 microligado ao Nb foi o escolhido para o estudo. O processo consistia numa sequência de laminação disposta como: 9 passes de desbaste e 14 passes de acabamento, em um grupo tandem. Nos 14 passes de acabamento, grupo tandem, a

laminação da alma e a laminação do flange do perfil estrutural foram caracterizadas em termos das variáveis mecânicas individualmente. Ou seja, a laminação de cada um desses grupos tinha valores de deformação, taxas de deformação e temperaturas próprias. As temperaturas iniciais e finais de cada etapa de laminação, ou seja, do desbaste e do grupo tandem, foram medidas por pirômetros dispostos na linha. As deformações equivalentes totais de cada passe foram calculadas como as deformações médias de passe, considerando as dimensões iniciais e finais do material, que são: a espessura da alma, e a altura e a largura do flange. Todos estes dados foram apresentados em tabelas próprias. Como o processo apresentado por Reis diz respeito à laminação de um produto longo de interesse, de um aço microligado ao Nb, estes dados serão utilizados para a comparação dos desempenhos dos códigos computacionais desenvolvidos nesta dissertação. Uma revisão mais detalhada dos dados deste processo será realizada no capítulo de resultados desta dissertação, para facilitar a leitura.

Recentemente, em 2016, Uranga *et al.* ⁽¹⁵⁾ apresentaram em seu trabalho um software chamado Microsim®, que previa a evolução da microestrutura durante a laminação de tiras a quente, sigla LTQ. Neste software foi utilizada a abordagem de modelamento que considera a distribuição de tamanhos de grãos da austenita em populações, e o modelo foi descrito como uma ferramenta para aprimorar o desenho de ligas e de processos de laminação. Para demonstrar a utilização do modelo, os autores utilizaram o caso de uma LTQ de um aço ARBL microligado ao Nb. O processo consistia na laminação de uma placa com espessura inicial de 257 mm a uma chapa com 6 mm de espessura final, numa sequência de 15 passes de laminação, divididos em: 8 passes de desbaste e 7 passes de acabamento. Os valores das reduções percentuais, dos diâmetros dos cilindros e das velocidades de laminação após cada passe foram fornecidos. Dessa forma, seria possível se calcular a deformação e a taxa de deformação de cada passe. A temperatura de reaquecimento, as temperaturas de entrada nos passes, e os intervalos de tempo entre passes foram também fornecidos em tabela. Após apresentarem os parâmetros termomecânicos do processo, os autores utilizaram o modelo para estudar o impacto da variação das temperaturas de reaquecimento e de laminação, e o efeito da adição de Nb, na microestrutura obtida. Por ser um caso de laminação de aço microligado ao Nb, contendo os valores dos parâmetros necessários para se modelar a evolução da microestrutura durante a LTQ, estes dados também serão utilizados para comparar o

desempenho dos dois códigos computacionais escritos nesta dissertação para estes processos. Um resumo deste processo será realizado no capítulo de resultados, na sessão de análise de casos.

Também em 2016, Oliveira ⁽¹⁶⁾ e Oliveira *et al.* ⁽¹⁷⁾ utilizaram dados industriais de uma laminação de fio-máquina de um aço C-Mn e de um aço microligado ao Nb e desenvolveram modelo próprio para previsão de tamanho de grão austenítico, ferrítico e propriedades mecânicas. O modelo adotado era similar aos modelos de Hodgson e Gibbs ⁽⁴⁾ e de Maccagno *et al.* ⁽⁵⁾. Nos trabalhos de Oliveira e outros, um fio-máquina com 5.5 mm de diâmetro foi laminado a partir de um tarugo com seção quadrada de 155 x 155 mm, em uma sequência de 29 passes. Os passes eram dispostos na seguinte sequência: 4 passes de desbate, 13 passes intermediários, 4 passes de pré-acabamento e 8 passes de acabamento. A temperatura de reaquecimento dos tarugos utilizada foi de 1150 °C para se obter solubilização completa do composto Nb(C,N) antes do processo de laminação. Já as temperaturas do processo variaram entre 1125 °C e 910 °C, informadas em tabela publicada pelos autores, para cada passe. As deformações, as taxas de deformação e os intervalos de tempo entre passes foram também informados passe a passe. Os autores também realizaram algumas medições de tamanho de grão médio da austenita e de distribuição de tamanhos de grãos ao longo do processo: após o passe 11, após o passe 19, e antes do formador de espiras. Foram relatados também, os tamanhos de grão da ferrita na bobina final. Essas medições possibilitaram aos autores avaliar as previsões do modelo proposto por eles quanto ao comportamento da microestrutura austenítica ao longo do processo, e não apenas o resultado final obtido na laminação. Esta é a primeira vez que se tem conhecimento de dados publicados da laminação de fio-máquina microligados, com relatos sobre a microestrutura austenítica e não apenas ferrítica. No entanto, a aplicação das equações clássicas encontradas na literatura deveria ser analisada com mais cautela para os processos de fio-máquina, conforme relatado por Hodgson e Gibbs ⁽⁴⁾ e Lee *et al.* ⁽⁹⁾. Logo, a modelagem deste processo mereceria uma avaliação mais particular, e os dados deste trabalho não serão utilizados nesta dissertação, cujo objetivo é o de se comparar o desempenho de um modelo contra o outro.

Em suma, até aqui foram revisados os modelos de evolução microestrutural da austenita na laminação a quente. Também foram revisados os dados industriais mais relevantes da laminação a quente de aços publicados na literatura. O interesse desta dissertação é comparar o desempenho dos modelos de tamanho de grão médio e de distribuição de grãos em populações na laminação a quente de aços microligados ao Nb. O modelo mais recente que considera um grão médio da austenita é o modelo de Pereda *et al.*⁽¹⁾. A partir daqui este modelo será chamado de modelo MedG, por simplicidade. Já o modelo que descreve a microestrutura em função da distribuição de grãos da austenita em populações considerado nesta dissertação será o modelo proposto por Uranga *et al.*⁽²⁾. Este modelo será a partir daqui tratado como modelo PopG, também por simplicidade. Cabe comentar que o modelo descrito por Liu e Yanagimoto⁽¹⁰⁾ também permitiria modelar a microestrutura considerando uma distribuição de grãos, porém não figura nas possibilidades desta dissertação devido ao tempo de processamento que normalmente um modelo de elementos finitos depende quando comparado aos modelos que usam equações empíricas.

Dessa forma, os dois modelos a serem apresentados e discutidos daqui para frente, MedG e PopG, serão os modelos de Pereda *et al.*⁽¹⁾ e de Uranga *et al.*⁽²⁾, respectivamente. Uma descrição destes modelos, e as estruturas que serão seguidas para a codificação em VBA serão apresentadas no capítulo de resultados desta dissertação, para facilitar a leitura. O desempenho destes dois modelos será avaliado utilizando os dados dos trabalhos de Reis⁽¹⁴⁾, de uma laminação de perfil estrutural, e de Uranga *et al.*⁽¹⁵⁾, de uma LTQ, que serão apresentados também no capítulo de resultados. A metodologia que será utilizada para a reprodução e a validação dos dois modelos encontra-se detalhada no capítulo que se segue.

5. Metodologia

Os dois tipos de modelo de evolução da microestrutura considerados nesta dissertação serão reproduzidos e os seus desempenhos serão comparados utilizando dados disponíveis na literatura. A seguinte sequência de atividades será utilizada na execução dos objetivos desta dissertação:

- Os modelos MedG e PopG serão reproduzidos na plataforma *Visual Basic for Applications*, VBA.
- Em seguida, os dois modelos serão validados utilizando os dados obtidos da literatura.
- Por fim, os desempenhos dos dois modelos serão analisados utilizando dados de um processo de LTQ e de um processo de laminação de perfil estrutural tipo H.

A plataforma VBA foi escolhida devido à possibilidade de se utilizar o Excel® como interface de entrada e de saída de dados. Como o intuito desta dissertação é a de se comparar os desempenhos dos modelos, uma plataforma onde se tivesse maior facilidade de manipulação do código e da estrutura do modelo deveria ser a preferida frente a plataformas que fossem mais sofisticadas, mas de manipulação mais complexa.

5.1. Dados para a validação do modelo MedG

O modelo MedG será validado utilizando os dados apresentados por Pereda *et al.* ⁽¹⁾. Neste trabalho, os autores validaram o modelo proposto via testes de torção em laboratório, simulando múltiplos passes de um processo de laminação a quente para seis aços microligados ao Nb. A Tabela 5.1 mostra a composição química dos aços estudados, e a Tabela 5.2 mostra as condições de processamento empregadas.

Tabela 5.1 – Composição química dos aços estudados por Pereda *et al.* ⁽¹⁾, em % de peso.

Aço	Liga	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Nb (%)	N (%)
1	20Nb	0,14	1,18	0,02	0,019	0,0037
2	30Nb30Mn	0,05	0,27	0,27	0,029	0,0040
3	30Nb160Mn	0,05	1,60	0,05	0,029	0,0047
4	35Nb	0,10	1,42	0,31	0,035	0,0053
5	60Nb100N	0,06	1,00	0,35	0,056	0,0100
6	60Nb50N	0,05	1,56	0,05	0,06	0,0047

Os valores das deformações, taxas de deformação e os intervalos de tempo entre passes que foram utilizados nos ensaios de torção por Pereda *et al.* ⁽¹⁾, para cada aço, se encontram mostrados na Tabela 5.2. Nesta mesma tabela, T_{RA} é a temperatura de reaquecimento que foi utilizada, T_0 é a temperatura de início de deformação, ou seja, entrando no primeiro passe, e dT é o valor do decremento da temperatura para cada passe.

Tabela 5.2 – Sequências de deformação utilizadas por Pereda *et al.* ⁽¹⁾.

Aço	T_{RA} (°C)	d_0 (µm)	$d\varepsilon/dt$ (s ⁻¹)	t_{ep} (s)	ε	Nº passes	T_0 (°C)	dT (°C)
1	1400	1000	1,0	30	0,3	17	1180	30
2	1350	550	1,0	20	0,4	17	1180	30
3	1440	540	1,0	20	0,4	19	1150	20
4	1420	805	1,0	30	0,4	17	1180	30
5	1400	780	1,0	30	0,3	17	1180	30
6	1440	585	1,0	20	0,4	19	1150	20

Pereda *et al.* ⁽¹⁾ obtiveram resultados para as frações amaciadas ao final de cada passe, para as temperaturas onde ocorreram o início da precipitação induzida por deformação

dos compostos de Nb(C,N) e para a quantidade de Nb precipitado ao longo do processo. Assim, as sequências apresentadas acima serão utilizadas para validar o código computacional desenvolvido nesta dissertação para cálculo do modelo MedG. Os resultados previstos serão então comparados contra os resultados obtidos por Pereda *et al.* As comparações serão mostradas e discutidas no próximo capítulo.

5.2. Dados para a validação do modelo PopG

Da mesma forma, um código computacional será aqui desenvolvido para se poder utilizar o modelo PopG, proposto Uranga *et al.* ⁽²⁾. Neste trabalho, os autores também validaram o modelo deles usando ensaios de torção em laboratório simulando múltiplos passes de uma laminação a quente. A Tabela 5.3 mostra a sequência de deformação utilizada. A composição química do aço estudado foi de 0,1% C, 0,035% Nb e 0,005% N. Os autores empregaram uma T_{RA} de 1400 °C, para garantir a solubilização completa de compostos de Nb(C,N).

Tabela 5.3 – Sequência de deformação utilizada por Uranga *et al.* ⁽²⁾.

Passe	T (°C)	dε/dt (s⁻¹)	t_{ep} (s)	ε
1	1100	5,0	25	0,55
2	1050	5,0	25	0,55
3	1000	5,0	25	0,55
4	950	5,0	10	0,31
5	930	5,0	7.5	0,31
6	915	5,0	1.0	0,21

Como o modelo de Uranga *et al.* (2) trabalhava com populações de grãos, a distribuição de grãos da austenita entrando no processo de laminação, ou seja, após o reaquecimento, também foi medida. A Figura 5.1 mostra a distribuição inicial de grãos da austenita considerada pelos autores. As distribuições de grãos medidas ao final do

passe 1, ou seja, na entrada do passe 2, ao final do passe 3, ou seja, na entrada do passe 4, e ao final do passe 6, também foram apresentadas. Portanto, a validação do código computacional desenvolvido nesta dissertação na implementação do modelo de PopG será realizada utilizando esses dados.

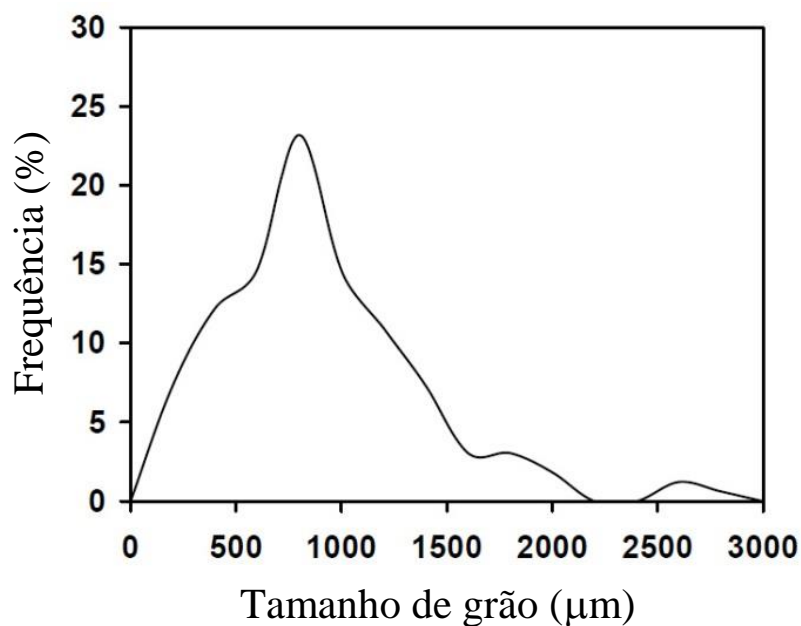


Figura 5.1 – Distribuição de grãos inicial utilizada por Uranga *et al.* ⁽²⁾.

A seguir, no capítulo de resultados, os modelos MedG e PopG serão descritos com mais detalhes, e a estrutura para o desenvolvimento dos dois códigos computacionais, um para cada modelo, serão apresentados e esses códigos serão validados conforme explicado nesta sessão de metodologia.

6. Resultados

6.1. Modelo de tamanho de grão médio, MedG

6.1.1. Introdução

O modelo que utiliza a abordagem de um tamanho de grão médio desta dissertação, modelo MedG, foi desenvolvido com base no modelo proposto por Pereda *et al.* ⁽¹⁾. Neste trabalho, os autores propuseram um aprimoramento do modelamento matemático da microestrutura, com um foco no desenvolvimento de uma equação mais geral para a previsão do início da precipitação induzida por deformação em aços microligados ao Nb. Dessa forma, a equação clássica de Dutta e Sellars foi modificada para se adequar a uma ampla variedade de composições químicas e de condições de deformação. Ademais, a evolução da precipitação induzida por deformação do Nb foi modelada para que fosse possível determinar a quantidade de Nb precipitada após cada passe de deformação. Um resumo mais detalhado deste trabalho e da estrutura de funcionamento deste modelo é realizado a seguir.

6.1.2. Descrição detalhada do modelo MedG

Em seu trabalho, Pereda *et al.* ⁽¹⁾ consideraram apenas condições de recristalização estática, RXS, ou seja, condições onde a deformação efetiva do passe fosse menor que a deformação crítica para a ativação da recristalização dinâmica, ε_c .

A evolução da fração recristalizada ao longo do tempo entre os passes foi descrita pela equação de Avrami, dada por:

$$X = 1 - \exp\left(-\ln(2) \cdot \left(\frac{t_{ep}}{t_{0.5RXS}}\right)^{n_{rex}}\right) \quad (6.1)$$

onde t_{ep} é o tempo entre passes, $t_{0,5RXS}$ é o tempo para que fosse atingida 50% de recristalização e n_{rex} é o expoente de Avrami para a recristalização.

O tempo para 50% de RXS foi calculado como:

$$t_{0,5RXS} = 9.92 \times 10^{-11} \cdot d_0 \cdot \varepsilon^{-5.6d_0^{0.15}} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0.53} \cdot \exp\left(\frac{180000}{RT}\right) \cdot \exp\left[\left(\frac{275000}{T} - 185\right) \cdot [Nb]\right] \quad (6.2)$$

onde d_0 representa o tamanho de grão médio da austenita entrando no passe, ε e $\dot{\varepsilon}$ são a deformação e a taxa de deformação aplicadas no passe, respectivamente, T é a temperatura absoluta no início do passe e $[Nb]$ é a quantidade de Nb disponível em solução sólida no início do passe.

A equação (6.2) foi determinada numa faixa de temperaturas altas, entre 1100 e 1150 °C, onde o valor do expoente de Avrami era considerado quase independente dos parâmetros de deformação, com um valor médio próximo a $n_{rex} = 1$. Entretanto, quando se considerasse uma faixa maior de temperaturas, uma dependência de n_{rex} quanto à temperatura teria que ser levada em conta. A equação abaixo passaria então a ser válida para aços microligados, prevendo um ligeiro decréscimo nos valores de n_{rex} com uma queda na temperatura:

$$n_{rex} = 28 \cdot \exp\left(-\frac{36000}{RT}\right) \quad (6.3)$$

Esta equação foi determinada para uma faixa de condições de deformação onde não havia ocorrência de precipitação induzida por deformação. Entretanto, quando houvesse uma interação entre precipitação induzida por deformação e os processos de

amaciamento, o expoente n_{rex} teria valores ainda menores que aqueles previstos pela equação (6.3), ou seja:

$$n_{rex} = 155 \cdot \exp\left(-\frac{56485}{RT}\right) \quad (6.4)$$

Dessa forma, a equação (6.3) foi usada na modelagem da cinética de recristalização na faixa em que os passes eram aplicados antes do início da precipitação, e a equação (6.4) na faixa depois.

As equações (6.1) a (6.4) foram desenvolvidas para condições isotérmicas; entretanto, durante as simulações de laminação a temperatura diminui continuamente. Os princípios da regra da aditividade de Scheil foram, então, utilizados para adequar o modelamento realizado por essas equações, para condições de resfriamento contínuo. A curva de resfriamento era dividida em incrementos de tempo, Δt , com uma queda de temperatura associada a cada intervalo, ΔT , calculada como $\Delta T = \Delta t \cdot \nu$, onde ν é a taxa de resfriamento. Se a fração recristalizada ao final de um intervalo de temperatura T_j fosse X_j , a fração recristalizada ao final de um intervalo de temperatura subsequente $T_{j+1} < T_j$ seria calculada, primeiro determinando-se o tempo equivalente t_{eq} necessário para que o valor da fração equivalente anterior X_j fosse atingido durante o intervalo à temperatura T_{j+1} . A fração recristalizada real neste intervalo era calculada como:

$$X_{j+1}(\Delta t) = X_{j+1}(\Delta t + t_{eq}) - X_{j+1}(t_{eq}) \quad (6.5)$$

A fração recristalizada calculada para cada intervalo era então somada ao valor calculado no intervalo anterior. Adicionando-se o tempo de espera para cada intervalo, o tempo necessário para obter um certo valor de fração recristalizada poderia também ser determinado.

Uma vez avaliadas as cinéticas de recristalização estática, o tamanho de grão recristalizado estaticamente após cada passe, d_{RXS} , foi estimado pela seguinte equação:

$$d_{RXS} = 1.4 \left(\frac{d_0^{0.56}}{\varepsilon} \right) \quad (6.6)$$

Para descrever as cinéticas de crescimento de grão, por sua vez, a seguinte equação proposta por Hodgson e Gibbs para aços microligados ao Nb foi aplicada:

$$d_{gg}^{4.5} = d_{RXS}^{4.5} + 4,1 \times 10^{-23} \cdot t_{gg} \cdot \exp\left(\frac{-435000}{RT}\right) \quad (6.7)$$

onde t_{gg} é o tempo disponível após a recristalização se completar, ou seja, a partir de quando a fração recristalizada atingisse 95%, tomado como $t_{gg} = t_{ep} - t_{0.95RXS}$. A equação acima foi também obtida em condições isotérmicas, logo a queda contínua de temperatura nos processos de laminação teve também que ser levada em conta. Assim, no caso do crescimento de grão, uma regra de aditividade foi também aplicada nos cálculos das cinéticas de crescimento de grão.

Numa laminação de passes múltiplos seria possível haver recristalização parcial após um passe de deformação, ε_i , se o intervalo de tempo entre esse passe e o próximo passe não fosse longo o suficiente para que a recristalização se completasse. Dessa forma, uma microestrutura mista seria introduzida no próximo passe de deformação, ε_{i+1} . Para lidar com esse efeito, o “método do amaciamento uniforme” foi utilizado. Neste método, a microestrutura recristalizada parcialmente era descrita por um tamanho de grão médio com uma deformação acumulada efetiva dada por:

$$\varepsilon_{eff_i} = \varepsilon_i + \lambda(1 - X_{i-1})\varepsilon_{i-1} \quad (6.8)$$

onde λ é um fator constante tomado como 0,5 para aços microligados ao Nb, e X_{i-1} é a fração recristalizada entre os passes i e $i-1$.

Essa deformação efetiva era levada em consideração para o cálculo das cinéticas de recristalização e de precipitação após cada passe. Para o cálculo do tamanho de grão médio recristalizado parcialmente, diversas equações encontravam-se disponíveis na literatura. Os autores, entretanto, comentaram que a aproximação deste tamanho de grão médio pelo próprio valor do tamanho de grão recristalizado completamente mostrava uma boa correlação com resultados experimentais. Assim, para o modelamento da evolução de uma microestrutura mista quando a recristalização parcial ocorresse, o tamanho de grão médio recristalizado parcialmente foi considerado como:

$$\bar{d} = d_{RXS} \quad (6.9)$$

Para os casos de aços microligados ao Nb, a cinética de recristalização seria atrasada caso ocorresse precipitação induzida por deformação. Pereda *et al.* poderiam então utilizar um modelo para prever início de precipitação induzida por deformação em aços microligados ao Nb proposto por Dutta e Sellars. O tempo para se atingir 5% de precipitação dos compostos de Nb(C,N) foi calculado pela seguinte equação:

$$t_{0,05p} = A \cdot [Nb]^{-1} \cdot \varepsilon^{-1} \cdot Z^{-0,5} \cdot \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \cdot \exp\left(\frac{B}{T^3 \cdot [\ln(k_s)]^2}\right) \quad (6.10)$$

onde A e B são constantes calculadas experimentalmente, Z é o parâmetro de Zener-Hollomon ($Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp(Q_{def}/RT)$), sendo Q_{def} a energia de ativação para deformação), k_s representa o coeficiente de supersaturação à temperatura T , definido como a relação entre a quantidade verdadeira de Nb, C e N em solução e a quantidade de equilíbrio, calculada pela equação do produto de solubilidade. Dutta e Sellars, considerando o valor de $Q_{def} = 400$ kJ/mol e o produto de solubilidade de Irvine *et al.*, calcularam os

valores médio de $A = 3 \times 10^{-6}$ e $B = 2.5 \times 10^{10}$ através de dados experimentais disponíveis.

Porém, Pereda *et al.* comentaram relatos na literatura que mostravam que os valores previstos para o início da precipitação calculados com as constantes A e B não estavam de acordo com os valores medidos, para algumas faixas de composições químicas e de deformações. Essa limitação havia sido compensada em alguns outros trabalhos publicados, propondo-se novos valores para essas constantes. Porém, as aplicações ainda eram limitadas para certas composições químicas e condições de deformações específicas.

Em seu modelo, Pereda *et al.* utilizaram um valor de $Q_{def} = 340$ kJ/mol. Para o cálculo do coeficiente de supersaturação, a seguinte equação para o produto de solubilidade foi empregada:

$$k_s = \frac{[Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]}{10^{2,06 - 6700/T}} \quad (6.11)$$

Já as constantes A e B foram tomadas como dependentes da composição química, ou seja, das quantidades de Nb, C e N. Através da análise de dados de precipitação disponíveis na literatura, novos valores para A e B foram determinados buscando aprimorar os cálculos de precipitação quando comparados com valores experimentais para uma ampla faixa de composição química e de condições de deformação. Dados de 17 aços microligados ao Nb, e alguns microligados ao Ti e Nb, foram utilizados. Primeiramente foram calculadas as quantidades de Nb, C e N que estariam em solução para a temperatura de reaquecimento considerada em cada caso. Essas quantidades foram estimadas utilizando o produto de solubilidade dado pela equação (6.11). Para cada aço estudado, o método dos mínimos quadrados foi aplicado para encontrar os valores de A e B que estavam de acordo com os dados de início de precipitação, considerando a equação (6.10). Foi observado que o valor de B aumentava à medida que o valor do produto de $[Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]$ crescia. Uma diferença de quase uma ordem de magnitude foi observada no valor dessa constante para a faixa de composição química analisada. Isso significava que supor um valor constante para B poderia levar a

erros consideráveis no cálculo do início da precipitação. A seguinte equação foi proposta para o cálculo dessa constante:

$$B = 1.59 \times 10^9 \exp\{459 \cdot ([Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N])\} \quad (6.12)$$

Os valores ideais para a constante A foram em seguida calculados introduzindo na equação (6.10) os valores que foram obtidos para B utilizando a equação (6.12). Esses valores foram também calculados pela aplicação do método dos mínimos quadrados contra os dados de tempos de início de precipitação experimentais. Uma tendência na redução do valor de A foi observada conforme o valor do produto de $[Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]$ aumentava. Além disso, notou-se que a dispersão dos valores obtidos para A era significativamente menor quando os valores eram classificados separadamente em função do método de detecção utilizado nos testes. Por exemplo, os dados obtidos por extração eletrolítica e centrifugação poderiam ser agrupados independentemente dos outros dados, resultando na seguinte equação:

$$A_{Ext.Quim.} = 9.42 \times 10^7 \exp\{-372 \cdot ([Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N])\} \quad (6.13)$$

A maior desvantagem relacionada à análise de precipitados por extração química é que ela não era capaz de separar a precipitação em contornos de grãos da precipitação na matriz, o que poderia levar a valores de tempos de início de precipitação menores do que os observados em outros métodos de detecção de precipitação.

Considerando o restante dos dados, os valores calculados para A nos aços em que foram empregados ensaios mecânicos para análise da precipitação, como testes de relaxamento de tensão, ensaios de compressão dupla ou ensaios de torção dupla, levaram à derivação da seguinte equação:

$$A_{Mec.} = 8.74 \times 10^{-6} \exp\{-372 \cdot ([Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N])\} \quad (6.14)$$

Para os dados onde foram utilizadas medições de microdureza ou “extração de réplica”, a equação obtida foi:

$$A_{\text{Réplica-Dureza}} = 3.70 \times 10^{-5} \exp\{-372 \cdot ([Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N])\} \quad (6.15)$$

Medições por “extração de réplica” tornariam difícil a detecção de precipitados finos, e poderiam, portanto, superestimar o tempo previsto para o início de precipitação. As medições por este método mostraram tempos até 5 vezes maiores que tempos medidos por outros procedimentos. Medições de microdureza, por sua vez, traziam dificuldade em separar o endurecimento ocasionado por precipitados, do incremento de dureza causado por outros mecanismos, como aumento de resistência por tamanho de grão, por solução sólida ou por deslocamentos. Neste caso, os valores de início de precipitação seriam também superestimados.

A aplicação das equações (6.12) a (6.15) estaria limitada à faixa de composição química considerada nas suas deduções, ou seja: composição nominal de %C de 0,019 a 0,51; %Nb de 0,007 a 0,12 e valores do produto $[Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]$ de 0,00143 a 0,0063, supondo o produto de solubilidade dado pela equação (6.11).

A comparação entre as previsões pelo modelo de precipitação apresentado, e pelo modelo de Dutta e Sellars, mostrou que resultados mais precisos foram obtidos utilizando as equações propostas por Pereda *et al.* Em alguns casos, algumas diferenças nos valores de início de precipitação ainda foram observadas quando comparados aos valores experimentais, porém com um desvio significativamente menor.

Como a precipitação é um processo que envolve nucleação e crescimento, a cinética de precipitação de Nb(C,N) poderia também ser modelada por uma equação do tipo Avrami, ou seja:

$$X_p = 1 - \exp\left(\ln(0.95) \cdot \left(\frac{t_{ep}}{t_{0.05p}}\right)^{n_p}\right) \quad (6.16)$$

onde X_p é a fração precipitada no tempo t_{ep} , n_p é o expoente de Avrami para a precipitação, considerado como 0,6, e $t_{0,05p}$ representa o tempo para o início de precipitação induzida por deformação, dado pela Equação (6.10).

A uma temperatura constante, a fração volumétrica máxima de precipitados dependeria das condições de equilíbrio. Essa fração volumétrica precipitada de equilíbrio poderia ser calculada supondo a estequiometria dos precipitados e o produto de solubilidade, dado pela equação (6.11). A fração volumétrica precipitada para uma temperatura constante, então, poderia ser calculada como:

$$f_v = f_{veq} \cdot X_p \quad (6.17)$$

onde f_{veq} é a fração volumétrica de equilíbrio na temperatura considerada e X_p é a fração precipitada, calculada pela equação (6.16).

Assim como no caso da recristalização estática, as equações (6.10), (6.16) e (6.17) foram obtidas para condições isotérmicas. Considerando-se uma laminação com passes múltiplos, a queda constante de temperatura deveria ser levada em conta. Logo, o tempo necessário para o início da precipitação após a deformação foi também calculado aplicando-se a regra da aditividade, através da seguinte relação:

$$\sum_{T_i}^{T_j} \frac{\Delta t}{t_{0,05p}(T_j)} = 1 \quad (6.18)$$

onde $t_{0,05p}(T_j)$ é o tempo para 5% de precipitação no intervalo de tempo da temperatura T_j e T_i é a temperatura de deformação, ou seja, a temperatura de início do passe i .

O tempo para o início da precipitação foi estimado a cada intervalo a partir da temperatura de deformação, e quando o somatório $\Delta t/t_{0,05p}(T_j)$ atingisse o valor unitário, supunha-se que a precipitação havia começado e que a recristalização seria

totalmente interrompida. Dessa forma, o valor de fração recristalizada alcançada após a deformação corresponderia à fração recristalizada acumulada até o intervalo j que satisfizesse a equação (6.18).

A equação (6.18) fornecia as condições para o início da precipitação induzida por deformação após um dado passe de deformação. A evolução da fração precipitada, dada pela equação (6.17) deveria também ser determinada, uma vez que após iniciada a precipitação, mais e mais Nb seria retirado de solução. Com isso, uma menor quantidade de Nb estaria disponível em solução sólida para nova precipitação no passe seguinte. A regra da aditividade foi também aplicada no cálculo da evolução da precipitação considerando condições de resfriamento constante. A seguinte equação foi utilizada para o cálculo da fração precipitada ao final de um intervalo de temperatura T_{j+1} :

$$X_{Pj+1}(\Delta t) = X_{Pj+1}(\Delta t + t_{eq}) - X_{Pj+1}(t_{eq}) \quad (6.19)$$

onde, como na recristalização, t_{eq} representa o tempo equivalente para que uma fração precipitada X_{Pj} , presente ao final de um intervalo de temperatura $T_j > T_{j+1}$, seja alcançada no próximo intervalo isotérmico T_{j+1} .

A fração volumétrica precipitada de equilíbrio, f_{veqj} , foi também calculada a cada intervalo de tempo, e assim a fração volumétrica precipitada verdadeira ($f_{vj}(\Delta t) = X_{Pj}(\Delta t) \cdot f_{veqj}$) foi obtida utilizando a equação (6.17). Os valores de frações precipitadas nos diversos intervalos de tempo foram somados de intervalo a intervalo, e a fração volumétrica precipitada total, assim como a quantidade de $[Nb]$ e a concentração de carbono efetivo $[C + (12/14) \cdot N]$ remanescente em solução ao final do passe, foram calculadas. No próximo passe, todos os somatórios eram zerados e os cálculos iniciavam-se novamente, mas considerando as novas quantidades de $[Nb]$ e $[C + (12/14) \cdot N]$ em solução nas equações (6.2) e (6.10), para o cálculo das cinéticas de recristalização e de precipitação. Dessa maneira, o modelo previa a fração recristalizada

e as quantidades de Nb remanescentes em solução e precipitada após cada passe, ao longo de toda a sequência de deformação.

A Figura 6.1 mostra o fluxograma da estrutura do modelo. O primeiro passo realizado neste modelo era o de se calcular, de acordo com o produto de solubilidade, as quantidades de $[Nb]$ e de $[C+(12/14)N]$ em solução no início do processo para a temperatura de reaquecimento considerada, T_{RA} . Em seguida, o cálculo da evolução da microestrutura era realizado, e três possíveis situações eram previstas ao final do passe:

- Recristalização parcial sem precipitação;
- Crescimento de grão após recristalização completa;
- Recristalização parcial devido ao início de precipitação induzida por deformação.

No próximo passe, o novo tamanho de grão médio da austenita, as concentrações de $[Nb]$ e $[C+(12/14)N]$ remanescentes em solução, e a deformação acumulada na microestrutura no passe anterior eram considerados para os cálculos. As constantes de precipitação na equação (6.10) eram tomadas como dependentes do Nb, C e N em solução, e também eram recalculadas após cada passe. Após o último passe, um arquivo de dados de saída era gerado, incluindo: a fração recristalizada, o tamanho de grão da austenita, a fração volumétrica precipitada de Nb(C,N) e as quantidades de $[Nb]$ e $[C+(12/14)N]$ em solução calculados após cada passe.

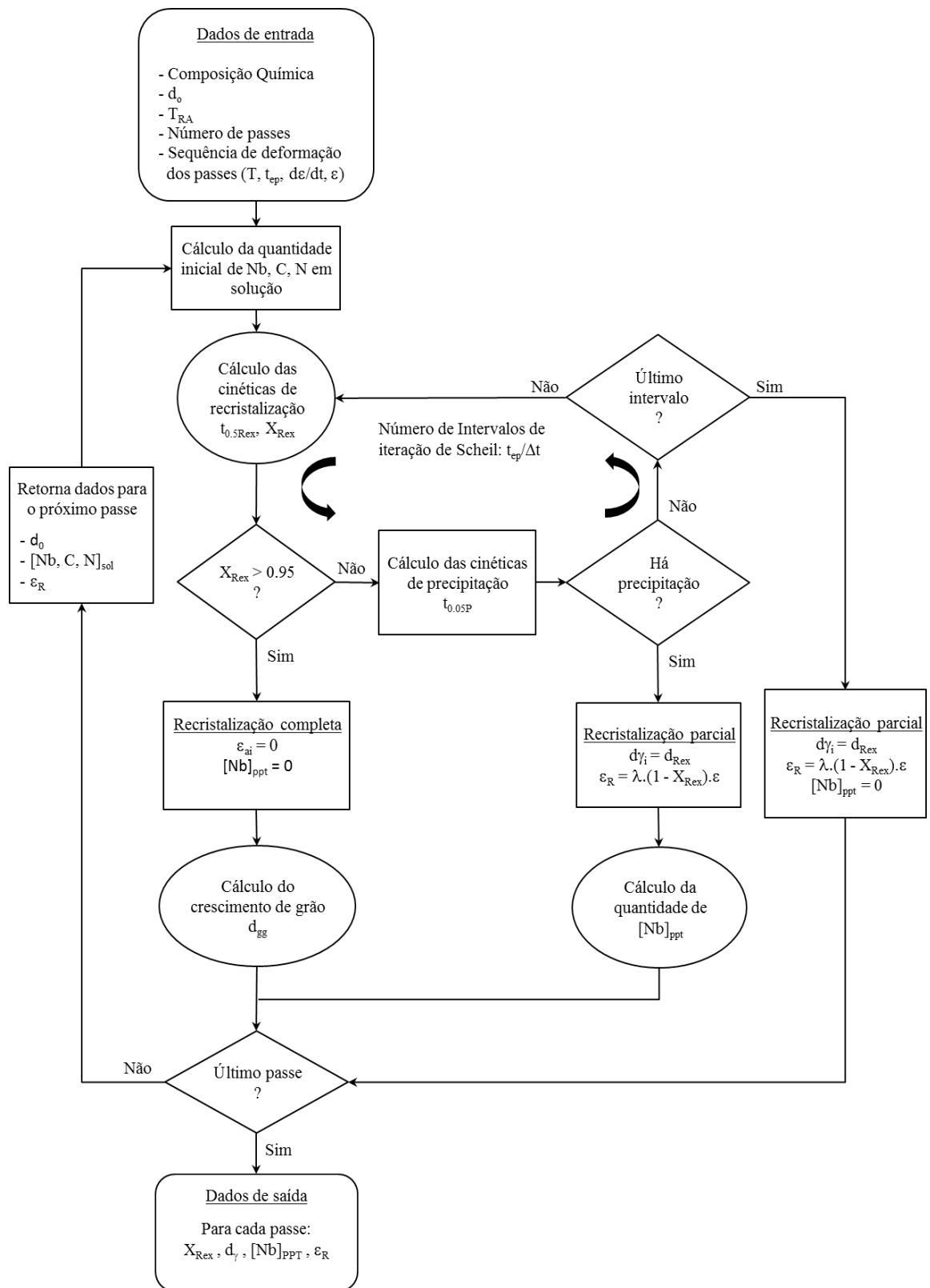


Figura 6.1– Fluxograma representativo do modelo proposto por Pereda *et al.* ⁽¹⁾.

Em suma, o modelo proposto por Pereda *et al.* introduziu os seguintes aprimoramentos quando comparado aos modelos clássicos de evolução da microestrutura, que consideram um tamanho de grão médio:

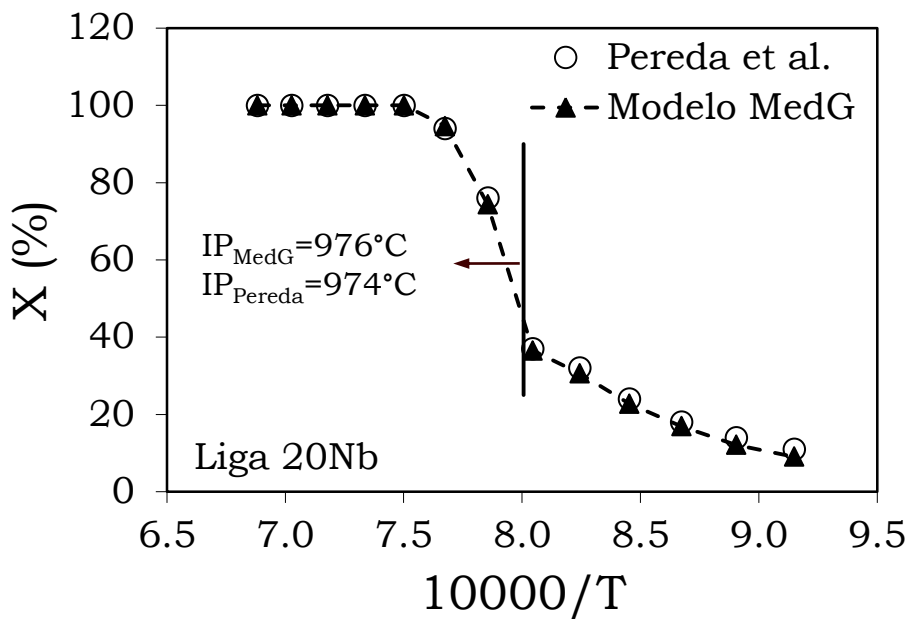
- Dependência do expoente de Avrami para o cálculo da fração recristalizada, quanto à temperatura e à presença de precipitação;
- Dependência das constantes A e B para o cálculo das cinéticas de precipitação, quanto à composição química (C, N e Nb);
- Possibilidade do cálculo da quantidade de Nb remanescente em solução e disponível para os passes subsequentes, uma vez que a precipitação induzida por deformação ocorresse.

A validação do código desenvolvido em VBA nesta dissertação para o modelo MedG será apresentada a seguir.

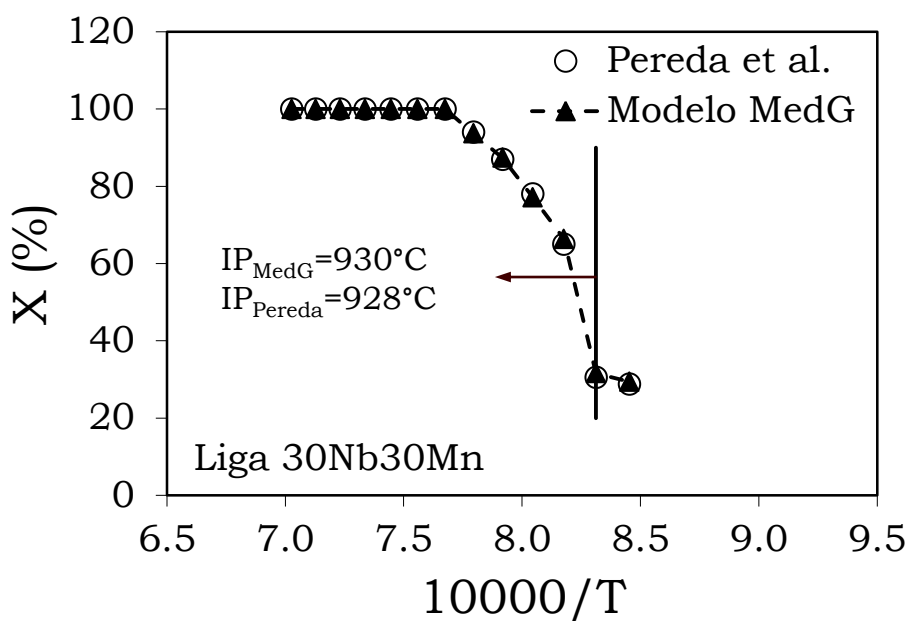
6.1.3. Validação do código do modelo de tamanho de grão médio

O modelo de evolução da microestrutura que considera um tamanho de grão médio desta dissertação, modelo MedG, foi aplicado aos aços e às respectivas sequências que simulam múltiplos passes de uma laminação, apresentados nas Tabelas 5.1 e 5.2 do capítulo da metodologia desta dissertação. Para facilitar a leitura nesta seção, os aços listados de 1 a 6 na Tabela 5.1 serão aqui tratados por nomes abreviados de cada liga, também dispostos nesta tabela.

A Figura 6.2 mostra os resultados da evolução da fração recristalizada com o inverso da temperatura absoluta, na forma de $10000/T$, para as ligas 20Nb (a), 30Nb30Mn (b), 30Nb160Mn (c), 35Nb (d), 60Nb100N (e), 60Nb50N (f). As previsões realizadas utilizando o código computacional desenvolvido nesta dissertação, modelo MedG, estão representadas pela curva com triângulos cheios. Os resultados obtidos por Pereda *et al.* ⁽¹⁾ estão representados como círculos vazios.

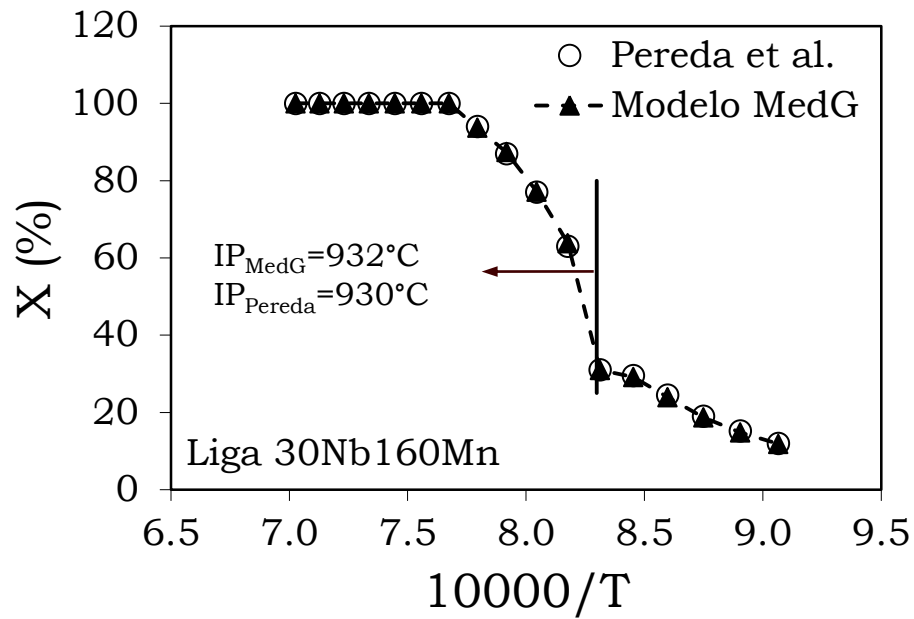


(a)

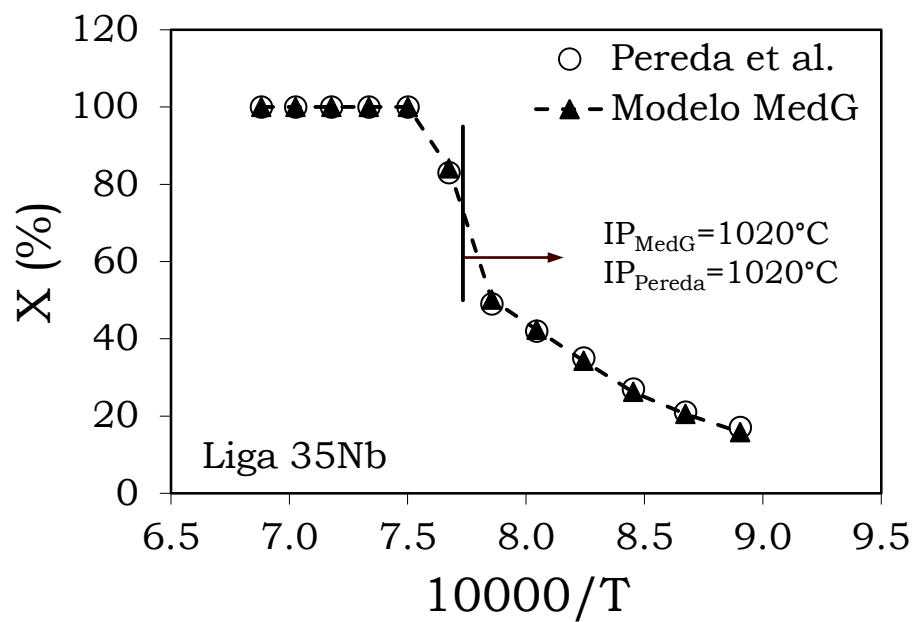


(b)

Figura 6.2 – Variação da fração recristalizada com o inverso da temperatura absoluta.
 (a) Aço 1, 20Nb. (b) Aço 2, 30Nb30Mn. (c) Aço 3, 30Nb160Mn. (d) Aço 4, 35Nb.
 (e) Aço 5, 60Nb100N. (f) Aço 6, 60Nb50N.

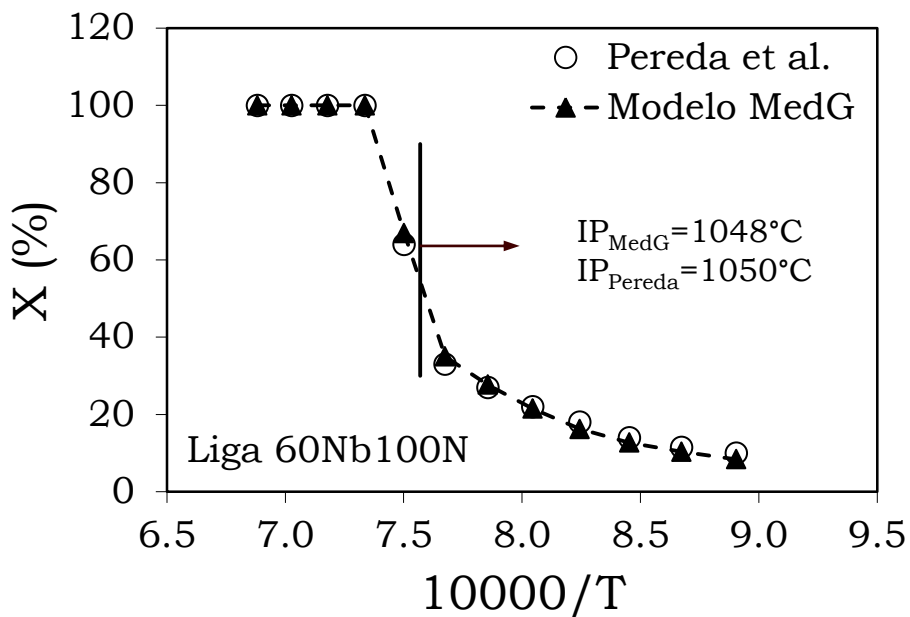


(c)

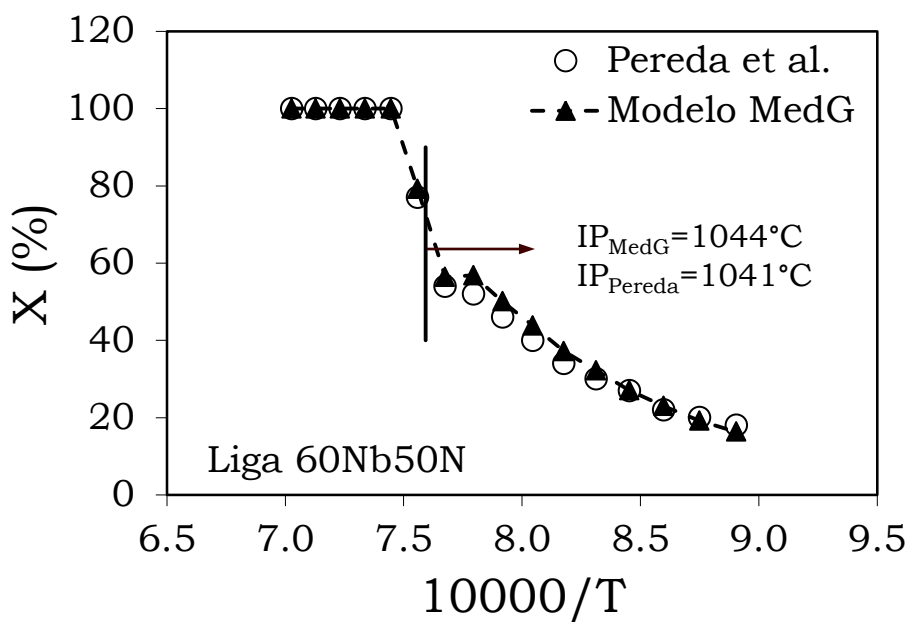


(d)

Figura 6.2 (Continuação) – Variação da fração recristalizada com o inverso da temperatura absoluta. (a) Aço 1, 20Nb. (b) Aço 2, 30Nb30Mn. (c) Aço 3, 30Nb160Mn. (d) Aço 4, 35Nb. (e) Aço 5, 60Nb100N. (f) Aço 6, 60Nb50N.



(e)



(f)

Figura 6.2 (Continuação) – Variação da fração recristalizada com o inverso da temperatura absoluta. (a) Aço 1, 20Nb. (b) Aço 2, 30Nb30Mn. (c) Aço 3, 30Nb160Mn. (d) Aço 4, 35Nb. (e) Aço 5, 60Nb100N. (f) Aço 6, 60Nb50N.

Como pode ser visto, os resultados calculados utilizando o código computacional escrito nesta dissertação coincidiram praticamente em 100% dos casos, validando o código aqui desenvolvido. As temperaturas de início de precipitação, que estão marcadas nos gráficos como IP, foram calculadas como as temperaturas exatas no momento em que a condição descrita pela equação (6.18) foi satisfeita. Os valores dessas temperaturas também foram praticamente coincidentes com os resultados calculados por Pereda *et al.* Com isso, o código computacional desenvolvido nesta dissertação foi capaz de prever as regiões onde a cinética de recristalização seria atrasada pelo efeito da precipitação, isto é, a temperaturas abaixo de IP, e a contribuição de atraso na cinética de recristalização por efeito do arraste de soluto, isto é, regiões acima de IP.

A Figura 6.3 mostra a evolução da quantidade de Nb precipitado com o inverso da temperatura absoluta, na forma de $10000/T$, para as ligas 60Nb50N e 30Nb160Mn. As previsões realizadas utilizando o código computacional desenvolvido nesta dissertação estão representadas pela curva com triângulos cheios. Os resultados obtidos por Pereda *et al.* estão representados como círculos vazios. Os resultados calculados utilizando o código computacional escrito nesta dissertação também coincidiram nos dois dos casos, validando o código aqui desenvolvido.

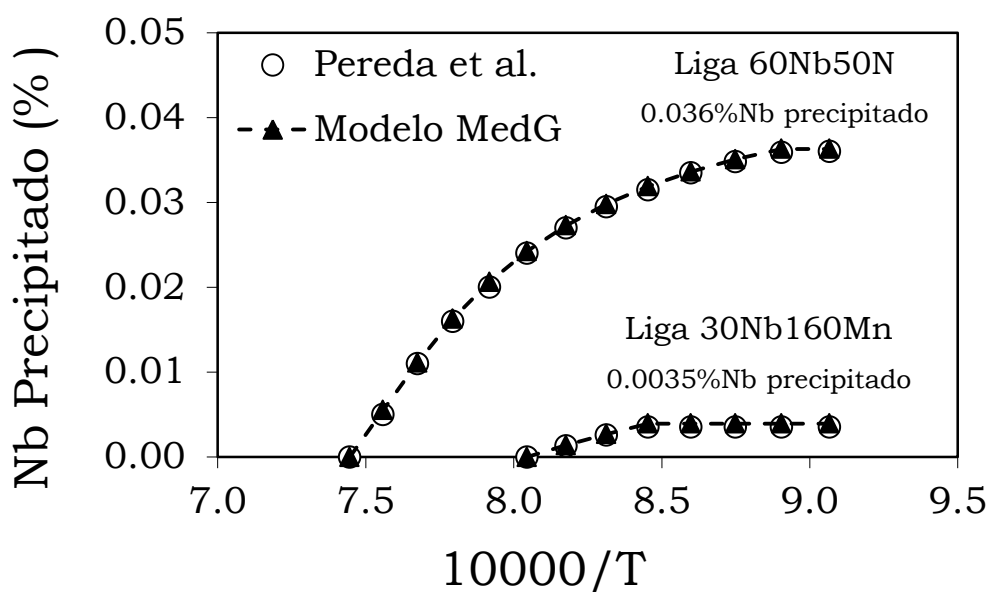


Figura 6.3 – Evolução da quantidade de Nb precipitada (em % peso) para o Aço 3, liga 30Nb160Mn, e para o Aço 6, liga 60Nb50N.

Ainda em relação à Figura 6.3, é importante comentar que as duas ligas mostradas foram submetidas às mesmas condições de deformação: uma deformação por passe de 0,4, uma taxa de deformação por passe de 1 s^{-1} e um tempo entre passes de 30 s. Estas ligas também têm a mesma base, ou seja, teores de C, Mn e N, porém com diferentes quantidades de Nb: 0,029 % e 0,060 %. Os resultados da Figura 6.3 mostram que, como esperado, a precipitação foi iniciada a temperaturas mais altas para o aço com 0,06% de Nb, e logo, a quantidade de Nb precipitado por passe para este aço também foi maior - ao final do passe, mais da metade do Nb estaria precipitado para esta liga, enquanto que no aço com 0,029% de Nb, liga 30Nb160Mn, a quantidade precipitada de Nb foi de apenas cerca de 28% do Nb total. Isto se dá pela melhor condição de supersaturação atingida quando mais Nb está disponível em solução.

Portanto, o modelo cinético de precipitação é muito importante neste modelo. Conhecendo-se a quantidade de Nb precipitada por deformação durante os passes de laminação, é possível estimar o quanto de Nb ficaria remanescente em solução ao final do processo. Este Nb em solução pode precipitar posteriormente, durante ou após a transformação de fase, e contribuir também para aumento da resistência do aço.

6.2. Modelo de populações de tamanhos de grãos, PopG

6.2.1. Introdução

O modelo desta dissertação que considera a distribuição dos tamanhos de grãos da austenita em populações, PopG, foi desenvolvido com base no modelo de Uranga *et al.* ⁽²⁾. A particularidade deste modelo é que ele leva em conta a grande faixa de tamanhos de grãos da austenita presentes na microestrutura inicial do processo, incorporando a distribuição de tamanhos de grãos inicial como dado de entrada, ao invés de um valor médio. O modelo avalia a interação dos diferentes mecanismos de amaciamento, estático e dinâmico, com a precipitação induzida por deformação de carbonitreto de Nb, e permite prever uma distribuição de tamanhos de grãos

recristalizados e não-recristalizados após cada passe de laminação. Um resumo deste modelo e da sua estrutura de funcionamento é apresentado a seguir.

6.2.2. Descrição detalhada do modelo PopG

No modelo de Uranga *et al.* ⁽²⁾, a evolução da microestrutura da austenita durante a laminação foi modelada empregando equações desenvolvidas para valores de tamanhos de grãos médios e parâmetros de deformação constantes, sendo estes a deformação, a taxa de deformação e a temperatura, por passe. Dada uma sequência de laminação, o modelo era aplicado para cada passe de deformação, calculando a microestrutura na entrada do passe subsequente. O modelo foi então organizado numa “estrutura em árvore”, onde o número de níveis organizacionais do modelo era igual ao número total de passes. Cada nível por sua vez era dividido em duas ramificações: uma zona de grãos recristalizados e outra de grãos não-recristalizados. Essas ramificações foram tratadas independentemente para cada segmento de deformação usando a “lei das misturas” ⁽²⁾.

Este método introduziria complexidade no arranjo do número crescente de estruturas diferentes ao longo do processo. Uma deformação residual igual a zero era atribuída aos grãos de uma fração volumétrica recristalizada, X , e no caso da fração não-recristalizada, toda a deformação aplicada no início do passe era retida. Assim, a ramificação recristalizada e a não-recristalizada ficavam caracterizadas pelo valor do tamanho de grão médio recristalizado, d_r , e pelo valor de tamanho de grão médio não-recristalizado, d_u , respectivamente.

Considerando que o número de sítios de nucleação se mantivesse, que não houvesse mudança na forma dos grãos, que a distribuição dos grãos recristalizados se mantivesse estável, e que não houvesse crescimento de grão, a evolução do tamanho de grão médio recristalizado, d_r , com o tempo foi calculado pela seguinte relação:

$$d_r = d_{REX} \cdot X^{1/3} \quad (6.20)$$

onde d_{REX} representa o tamanho de grão final recristalizado calculado pelo mecanismo de amaciamento que atuasse, quer seja recristalização estática, d_{RXS} , recristalização metadinâmica, d_{RXMD} , ou uma combinação dos dois.

Já o tamanho efetivo de um grão não-recristalizado, d_u , foi calculado pela seguinte expressão:

$$d_u = 1.06 \cdot d_0 \cdot \exp(-\varepsilon) \cdot (1 - X)^{1/3} \quad (6.21)$$

onde ε é a deformação aplicada no passe e X é a fração volumétrica total recristalizada: estática, X_{RXS} , metadinâmica, X_{RXMD} , ou a soma das duas.

Essa equação leva em conta tanto o achatamento quanto o alongamento do grão original devido à deformação aplicada.

Quanto aos mecanismos de amaciamento, foi adotado e aplicado que: em faixas de deformações abaixo da deformação crítica para a ativação da recristalização dinâmica, isto é, $\varepsilon < \varepsilon_c$, o mecanismo de amaciamento pós-dinâmico operante seria a recristalização estática. Já quando $\varepsilon > \varepsilon_c$, a recristalização dinâmica iniciaria e o mecanismo de amaciamento pós-dinâmico seria governado pelos mecanismos de recristalização metadinâmica e estática. A recristalização metadinâmica seria o único mecanismo de amaciamento a atuar no período entre passes apenas quando uma deformação mínima ε_T fosse alcançada. Em alguns casos específicos, como para tamanhos de grãos iniciais muito grandes, o valor dessa deformação poderia ser significativamente maior que ε_c . A origem desse fato viria de que a recristalização metadinâmica envolveria apenas o crescimento de grãos já nucleados dinamicamente. Se esses grãos fossem pequenos em comparação com os grãos originais, seria razoável supor que uma fração mínima de grãos recristalizados dinamicamente fosse necessária para obter um amaciamento completo pela recristalização subsequente, que seria metadinâmica.

Conseqüentemente, haveria uma região de transição entre a zona onde a recristalização estática operaria como o mecanismo de amaciamento pós-dinâmico principal, que seria quando $\varepsilon < \varepsilon_c$, e a zona quando a recristalização metadinâmica governaria como mecanismo pós-dinâmico principal, quando $\varepsilon > \varepsilon_T$. Neste intervalo, tanto a recristalização metadinâmica quanto a recristalização estática se iniciariam, mas para que o amaciamento fosse completado, seria necessária a ativação dos mecanismos clássicos da recristalização estática nas áreas que permanecessem deformadas. As deformações ε_c e ε_T , estão relacionadas à deformação de pico, ε_p , e foram calculadas pelas seguintes relações:

$$\varepsilon_p = 3.7 \times 10^{-3} \frac{\{1 + 20([Nb] + 0.02[Ti])\}}{1.78} d_0^{0.147} Z^{0.155} \quad (6.22)$$

$$\varepsilon_c = 0.77 \varepsilon_p \quad (6.23)$$

$$\varepsilon_T = 1.7 \varepsilon_p \quad (6.24)$$

Onde $[Nb]$ e $[Ti]$ representam as concentrações de Nb e Ti em solução em % peso, d_0 é o tamanho de grão inicial da austenita e Z é o parâmetro de Zener-Hollomon, calculado utilizando uma energia de ativação $Q_{def} = 325$ kJ/mol.

Dependendo da relação entre a deformação aplicada e as deformações ε_c e ε_T , as equações apropriadas para o cálculo do tempo para 50% de recristalização, $t_{0.5}$, da fração recristalizada, e do tamanho de grão médio recristalizado durante o intervalo de tempo entre os passes seriam selecionadas. A Tabela 6.1 mostra essas equações. O valor de $t_{0.5}$ era utilizado para determinar as cinéticas de recristalização por meio da equação de Avrami, dada por

$$X = 1 - \exp\left(-\ln(2) \cdot \left(\frac{t_{ep}}{t_{0.5RXS}}\right)^{n_{rex}}\right) \quad (6.25)$$

onde t_{ep} é o tempo após a deformação e n_{rex} é uma constante, considerada neste modelo como um valor entre 1 e 2.

Tabela 6.1 – Equações adotadas no modelo por Uranga *et al.* ⁽²⁾.

Região I ($\varepsilon < \varepsilon_c$)		Equação
Tempo 50% RXS	$t_{0.5RXS} = 9.92 \times 10^{-11} \cdot d_0 \cdot \varepsilon^{-5.6d_0^{0.15}} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0.53} \cdot \exp\left(\frac{180000}{RT}\right) \cdot \exp\left[\left(\frac{275000}{T} - 185\right) \cdot ([Nb] + 0.374[Ti])\right]$	(6.26)
Tamanho de grão RXS	$d_{RXS} = 1.4 \left(\frac{d_0^{0.56}}{\varepsilon}\right)$	(6.27)
Região III ($\varepsilon > \varepsilon_T$)		Equação
Tempo 50% RXMD	$t_{0.5RXMD} = 1.77 \times 10^{-6} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0.62} \cdot \exp\left(\frac{153000}{RT}\right)$	(6.28)
Tamanho de grão RXMD	$d_{RXMD} = 1370 \left(\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{RT}\right)\right)^{-0.13}$	(6.29)
Região II ($\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$)		Equação
$X = X_{RXS} + X_{RXMD} \quad (a)$		
Fração RSX + RXMD	$\begin{cases} X_{RXMD} = X_f^{RXMD} \left[1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left(\frac{t_{ep}}{t_{0.5RXMD}}\right)\right) \right] \\ X_{RXS} = X_f^{RXS} \left[1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left(\frac{t_{ep}}{t_{0.5RXS}}\right)\right) \right] \end{cases} \quad (b)$	(6.30)
$\begin{cases} X_f^{RXMD} = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_T - \varepsilon_c} \\ X_f^{RXS} = 1 - X_f^{RXMD} \end{cases} \quad (c)$		
Tamanho de grão RSX + RXMD	$d_r = d_{rRXS} \cdot X_{RXS} + d_{rRXMD} \cdot X_{RXMD}$ <p style="text-align: center;">Onde,</p> $d_{rRXS,RXMD} = d_{RXS,RXMD} \cdot X_{RXS,RXMD}^{1/3}$	(6.31)

Em resumo, três regiões de comportamentos de amaciamento pós-deformação foram delimitadas em função da deformação aplicada:

- **Região I** ($\varepsilon < \varepsilon_c$): Para deformações abaixo da deformação crítica, onde o amaciamento ocorreria por mecanismos clássicos de recristalização estática. As equações (6.26) e (6.27) seriam consideradas neste caso. Nestas equações, d_0 representa o tamanho de grão inicial da austenita, ε e $\dot{\varepsilon}$ são a deformação aplicada e a taxa de deformação, respectivamente, e T é a temperatura em Kelvin. Para aços microligados ao Nb, o expoente da equação de Avrami, n_{rex} , para o modelamento das cinéticas de recristalização estática foi considerado como 1.
- **Região III** ($\varepsilon > \varepsilon_T$): Para deformações maiores que a deformação de transição, a recristalização metadinâmica seria o único mecanismo de amaciamento a operar. A equação (6.28) seria a utilizada para o cálculo do tempo para 50% de recristalização metadinâmica, $t_{0,5RXMD}$. O expoente de Avrami, n_{rex} , para calcular a evolução da fração recristalizada neste caso também foi tomado como 1. O tamanho de grão médio recristalizado metadinamicamente, d_{RXMD} , seria calculado pela equação (6.29).
- **Região II** ($\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$): Na faixa de deformações intermediárias, entre a deformação crítica e a deformação de transição, os dois mecanismos de amaciamento pós-dinâmico, recristalização estática e metadinâmica, atuariam simultaneamente. Neste caso, o amaciamento geral seria calculado pela soma individual das componentes envolvidas, como mostrado nas equações (6.30 a-c). Nestas equações, os termos X_f^{RXS} e X_f^{RXMD} representam as frações recristalizadas finais alcançadas por cada um dos mecanismos. Os valores dessas frações mudam com o valor da deformação aplicada no passe. Se a deformação estivesse próxima de ε_c , recristalização estática seria a principal contribuinte do amaciamento total. Se, por outro lado, a deformação se aproximasse de ε_T , o amaciamento total se daria principalmente por recristalização metadinâmica. O cálculo do tamanho de grão médio recristalizado neste caso também requeria a

consideração dos grãos recristalizados estaticamente e metadinamicamente. A “lei das misturas” foi então aplicada no cálculo das frações recristalizadas, como mostrado na equação (6.31).

Se o tempo entre passes, t_{ep} , fosse longo o suficiente para que a recristalização estática e/ou metadinâmica se completasse, crescimento de grão poderia ocorrer. A cinética de crescimento de grão após a recristalização foi descrita neste modelo pela seguinte equação:

$$d_{gg}^m = d_{REX}^m + 4,1 \times 10^{23} \cdot t_{gg} \cdot \exp\left(-\frac{Q_{gg}}{RT}\right) \quad (6.32)$$

onde d_{REX} é o tamanho de grãos recristalizado resultante de qualquer um dos casos descritos acima, A é a constante dependente do material, Q_{gg} é a energia de ativação para o crescimento de grão e t_{gg} é o tempo remanescente após a recristalização se completar, assumindo uma fração recristalizada de 95%, representado como $t_{gg} = t_{ep} - t_{0,95REX}$. Os seguintes valores propostos por Hodgson e Gibbs para aços microligados ao Nb foram considerados para esses parâmetros: $m = 4,5$, $A = 4,1 \times 10^{23} \mu\text{m/s}$, $Q_{gg} = 435 \text{ kJ/mol}$.

O modelo também considerava a interação entre a recristalização e a precipitação induzida por deformação. O tempo para 5% de precipitação induzida por deformação de Nb(C,N) foi calculado pela equação de Dutta e Sellars, como mostrado abaixo. O produto de solubilidade proposto por Irvine *et al.* foi adotado no coeficiente de supersaturação, como também se mostra abaixo. Se durante o tempo entre passes a precipitação, definida por $t_{0,05p}$, começasse antes da recristalização se completar, supunha-se que a precipitação era o mecanismo atuando e a recristalização era interrompida, impedindo nova recristalização desta porção não-recristalizada da microestrutura nos passes subsequentes.

$$t_{0,05p} = 5.3 \times 10^7 \cdot [Nb]^{-1} \cdot \varepsilon^{-1} \cdot Z^{-0.5} \cdot \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \cdot \exp\left(\frac{1.3 \times 10^{10}}{T^3 \cdot [\ln(k_s)]^2}\right) \quad (6.33)$$

$$k_s = \frac{[Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]}{10^{2.26 - 6770/T}} \quad (6.34)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{341000}{RT}\right) \quad (6.35)$$

Todas as equações acima foram obtidas considerando condições isotérmicas. No entanto, em condições industriais a temperatura diminui continuamente durante o tempo entre passes. Para aplicar essas equações sob condições de resfriamento constante, a regra da aditividade foi utilizada. Essa abordagem foi aplicada no cálculo das cinéticas de recristalização, de precipitação e de crescimento de grão, seguindo a mesma metodologia descrita na sessão anterior, do modelo MedG.

Como comentado, todas as equações acima foram desenvolvidas considerando-se um tamanho médio de grão de austenita. No entanto, o objetivo deste tipo modelo foi o de prever não apenas os valores dos tamanhos médios de grãos, mas também prever a distribuição desses tamanhos em torno dessas médias, ou seja, prever as heterogeneidades na microestrutura. Portanto, o modelo descrito acima foi aplicado considerando como dado de entrada uma distribuição inicial dos tamanhos de grãos da austenita, ao invés de um valor médio.

A Figura 6.4 mostra a estrutura do modelo de evolução da microestrutura considerando populações de tamanhos de grãos, proposto por Uranga *et al.* ⁽²⁾. As frações volumétricas, $[f_v]_i$, correspondentes aos tamanhos de grãos da distribuição inicial, que se encontram num espaço 3-D, $[d_0]_i$, eram obtidas de medidas metalográficas num espaço 2-D. Logo, para se utilizar o modelo e sua abordagem de distribuição de grãos, era necessário converter as medidas realizadas no espaço 2-D para o espaço 3-D e vice-versa. Dessa forma, o primeiro passo seria o de se converter uma distribuição inicial dos tamanhos de grãos da austenita, medidos metalograficamente em duas dimensões, 2-D, em uma distribuição tridimensional, 3-D. Isso foi feito com a ajuda de um método

desenvolvido por Matsuura e Ioth para qualquer tipo de distribuição de tamanhos de grãos.

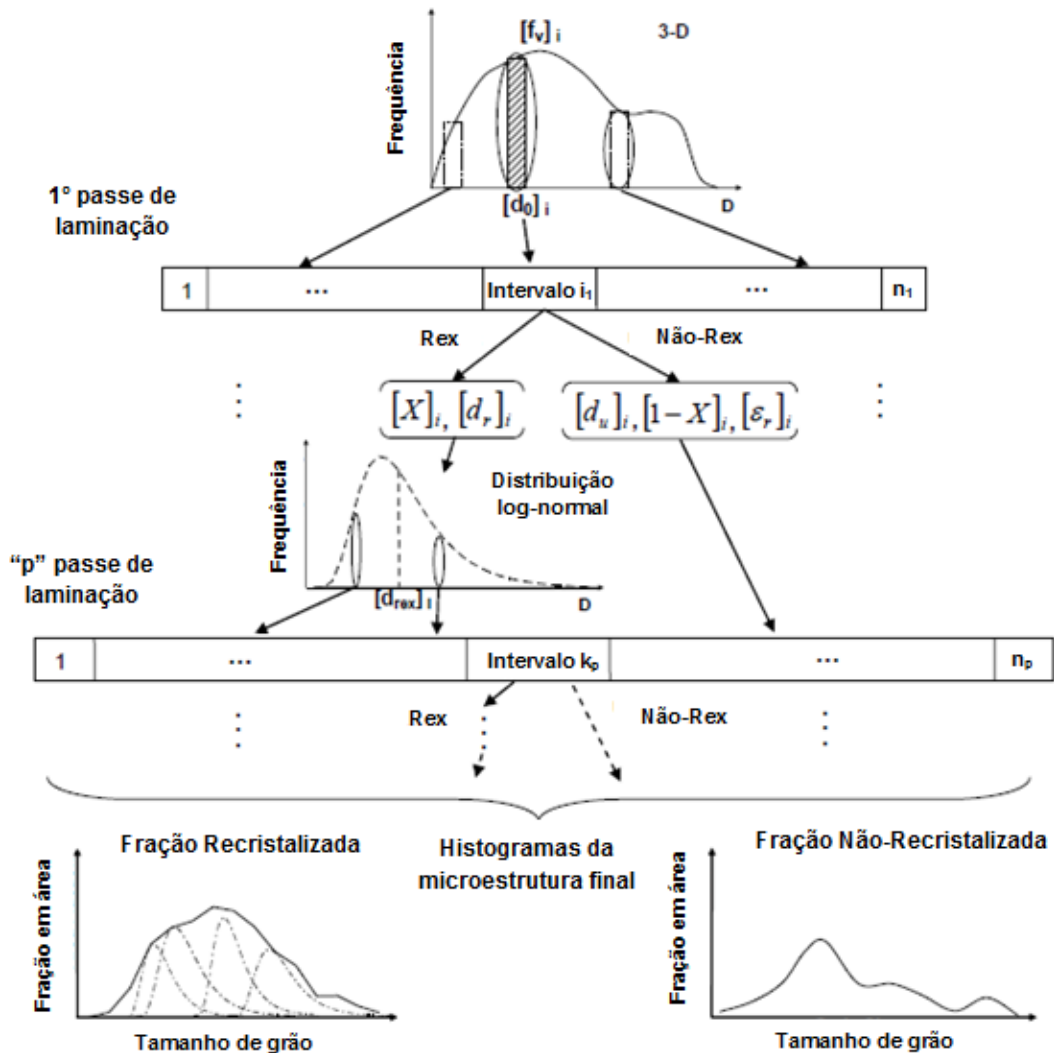


Figura 6.4 – Estrutura do modelo de evolução da microestrutura considerando populações de tamanhos de grãos, proposto por Uraga *et al.* ⁽²⁾.

Ao final do tempo entre passe, a microestrutura não-recristalizada seria definida pelo agrupamento das frações não-recristalizadas, $[1-X]_i$, e dos tamanhos de grãos não-recristalizados, $[d_u]_i$, resultantes dos n intervalos considerados individualmente, ponderados pelas frações volumétricas iniciais correspondentes. Para a parte da microestrutura recristalizada, definida pela fração recristalizada, $[X]_i$, e pelo tamanho

de grão recristalizado, $[d_r]_i$, uma distribuição dos tamanhos de grãos recristalizados obtidos para cada intervalo i deveria ser considerada, ao invés apenas dos valores médios obtidos. Para construir essas distribuições individuais, os seguintes aspectos foram levados em conta:

- A distribuição de um tamanho de grão proveniente de uma microestrutura recristalizada pode ser descrito por uma distribuição log-normal⁽²⁾;
- A relação do tamanho de grão máximo obtido em uma microestrutura recristalizada é de normalmente 3 vezes o tamanho do grão médio⁽²⁾.

Assim, uma distribuição log-normal era derivada para cada tamanho de grão recristalizado obtido para cada intervalo i . Esta distribuição era construída utilizando a seguinte equação:

$$f = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot d \cdot \sigma} \cdot \exp\left\{-\frac{[\ln(d) - \mu]^2}{2\sigma^2}\right\} \quad (6.36)$$

onde d é o tamanho de cada grão considerado para a discretização da distribuição, f é a frequência associada ao tamanho de grão d , σ é o desvio padrão, obtido experimentalmente por Uranga *et al.*⁽²⁾ como 0,6 e μ é dado por:

$$\mu = \ln(d_{REX}) - \frac{\sigma^2}{2} \quad (6.37)$$

Onde d_{REX} é o tamanho de grão recristalizado do intervalo i , calculado pela equação (6.27), (6.29) ou (6.31).

O histograma final dos grãos recristalizados, então, era gerado agrupando-se todas as distribuições log-normais resultantes do tamanho de grão recristalizado calculado para cada intervalo i , ponderado pela fração volumétrica inicial de cada grão, e pela fração recristalizada no passe.

Os resultados obtidos ao final de um período de tempo entre passes eram considerados como os dados de entrada do próximo passe de laminação. Cada dado era analisado separadamente, como feito no primeiro passe e era considerado que a parte não-recristalizada do material acumulava toda a deformação aplicada no passe anterior. Esse procedimento era repetido para toda a sequência de laminação.

O modelo permitia também calcular o histórico da deformação. A deformação residual média era determinada ao final de cada passe como a soma de todas as deformações acumuladas para cada fração não-recristalizada prevista pelo modelo, ou seja:

$$\bar{\varepsilon}_r = \sum_{i=1}^k (1 - X_i) \cdot [\varepsilon_r]_i \quad (6.38)$$

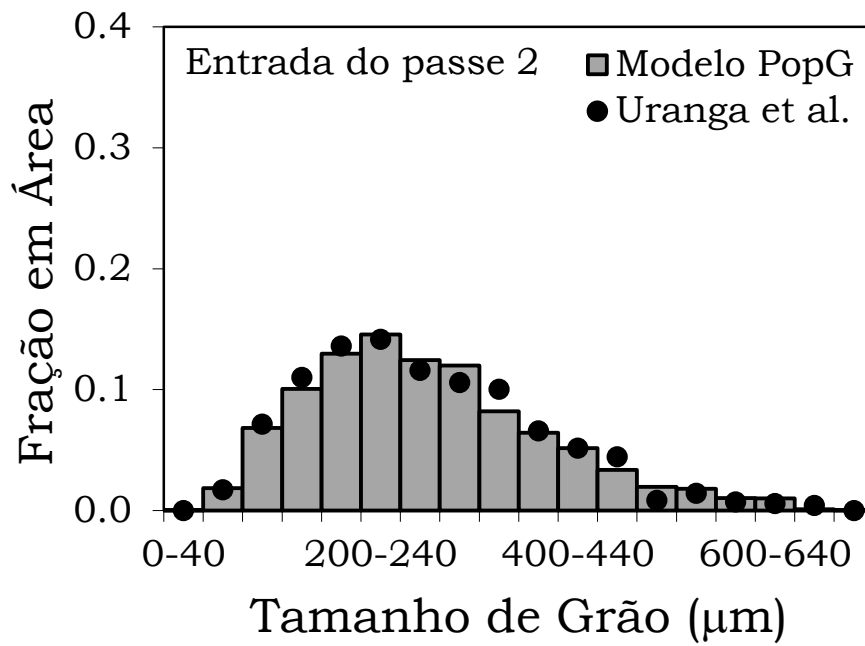
onde k era o número total de frações não-recristalizadas final gerado pelo modelo.

Este é o roteiro básico para o modelamento da microestrutura considerando uma distribuição de tamanhos de grãos divididos em populações. A validação do código desenvolvido em VBA nesta dissertação para o modelo PopG será apresentada a seguir.

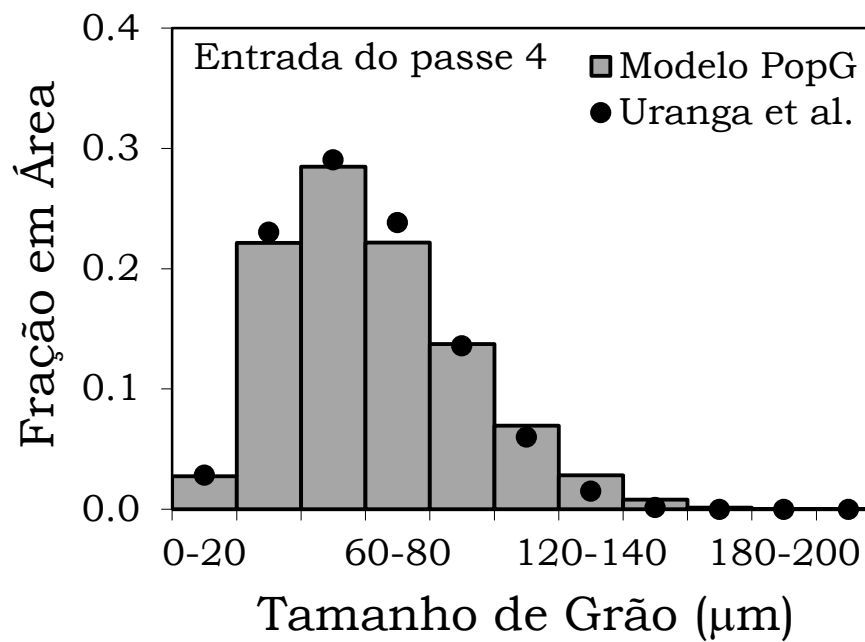
6.2.3. Validação do código do modelo de populações de tamanhos de grãos

O modelo de evolução da microestrutura que considera a abordagem de populações de tamanhos de grãos, modelo PopG, foi aplicado ao aço com composição química apresentada no capítulo da metodologia desta dissertação, considerando a sequência de passes simulando uma laminação mostrada na Tabela 5.3.

A Figura 6.5 mostra as distribuições dos tamanhos de grãos em fração em área, entrando no passe 2 (a), entrando no passe 4 (b) e saindo imediatamente após o passe 6 (c). As previsões utilizando o código computacional desenvolvido nesta dissertação, modelo PopG, estão representadas pelas barras cheias. Os resultados obtidos por Uranga *et al.*⁽²⁾ são mostrados como círculos cheios.

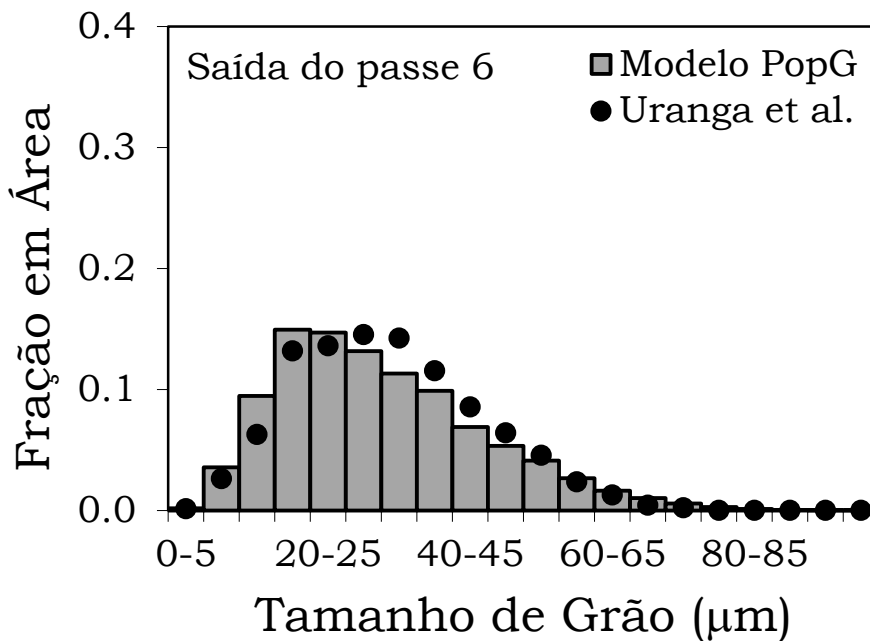


(a)



(b)

Figura 6.5 – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita. (a) Na entrada do passe 2. (b) Na entrada do passe 3. (c) Na saída do passe 6.



(c)

Figura 6.5 (Continuação) - Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita. (a) Na entrada do passe 2. (b) Na entrada do passe 3. (c) Na saída do passe 6.

Como pode ser visto, os resultados computados utilizando o código computacional escrito nesta dissertação coincidem com os valores calculados por Uranga *et al.*, validando o código aqui desenvolvido. Os tamanhos de grãos médios foram estimados como 162,4 μm , 40,4 μm e 20,6 μm para as Figuras 6.5 (a), 6.5 (b) e 6.5 (c), respectivamente. Porém, pode-se ver que tamanhos de grãos até 5 vezes maiores que os valores dos tamanhos médios foram atingidos, como na entrada do passe 4, Figura 6.5 (b). Tamanhos de grãos dessa ordem podem vir a não recrystalizar, uma vez que o aumento do tamanho de grão contribui para o atraso da cinética de recrystalização. Portanto, o comportamento da microestrutura previsto considerando-se apenas um tamanho de grão médio pode não reproduzir o que acontece de fato no material durante a laminação. O conhecimento da distribuição dos tamanhos de grãos é assim o ponto importante deste modelo.

6.3. Análise de casos

Os códigos computacionais dos modelos de evolução da microestrutura escritos nesta dissertação foram apresentados e validados nas seções anteriores deste capítulo. Os desempenhos destes dois modelos, MedG e PopG, serão então comparados no que se segue, utilizando casos industriais reais de laminações a quente de aços microligados ao Nb relatados na literatura.

6.3.1. Laminação de tiras a quente

Os dados relatados por Uranga *et al.* ⁽¹⁵⁾ correspondem à laminação convencional de tiras a quente, de um produto com 6 mm de espessura. A Tabela 6.2 contém os valores dos parâmetros do laminador para a sequência de 15 passes. Esses parâmetros são: a temperatura, T , o tempo entre passes, t_{ep} , a redução percentual, $R(\%)$, a velocidade de laminação, v_{lam} , e o diâmetro dos cilindros, $diam_{cil}$. Os passes de 1 a 8 correspondem aos passes de desbaste, e os passes de 9 a 15 aos passes de acabamento.

Tabela 6.2 – Parâmetros da LTQ da placa de 6 mm de espessura apresentadas por Uranga *et al.* ⁽¹⁵⁾.

Passo	R (%)	v_{lam} (m/min)	T (°C)	t_{ep} (s)	$diam_{cil}$ (mm)
1	19	205,8	1191	25,54	1204
2	12	179,0	1175	15,33	1058
3	17	147,9	1158	18,16	1058
4	21	115,3	1142	20,43	1058
5	26	83,5	1126	23,27	1058
6	28	59,0	1109	24,82	1058
7	27	43,9	1093	4,04	1120
8	24	33,8	1091	73,68	1102
9	35	69,2	954	2,96	728
10	30	103,4	942	2,07	704
11	25	143,5	931	1,42	740
12	22	189,2	919	1,29	697
13	18	236,3	908	0,91	686
14	15	285,7	896	0,90	726
15	9	326,0	884	0,65	740

O aço estudado tinha a seguinte composição química: 0,1% C; 0,53% Mn; 0,01% Si; 0,032% Al; 0,024% Nb; 0,004% Ti e 0,0041% N. A placa foi reaquecida a uma temperatura de 1200 °C, e um tamanho de grão médio de 150 μm foi assumido na saída forno e entrada do laminador. A Figura 6.6 mostra a distribuição inicial de tamanhos de grãos, para este valor médio. Após a laminação, o material foi resfriado à taxa de 15,7 °C/s a até 800 °C.

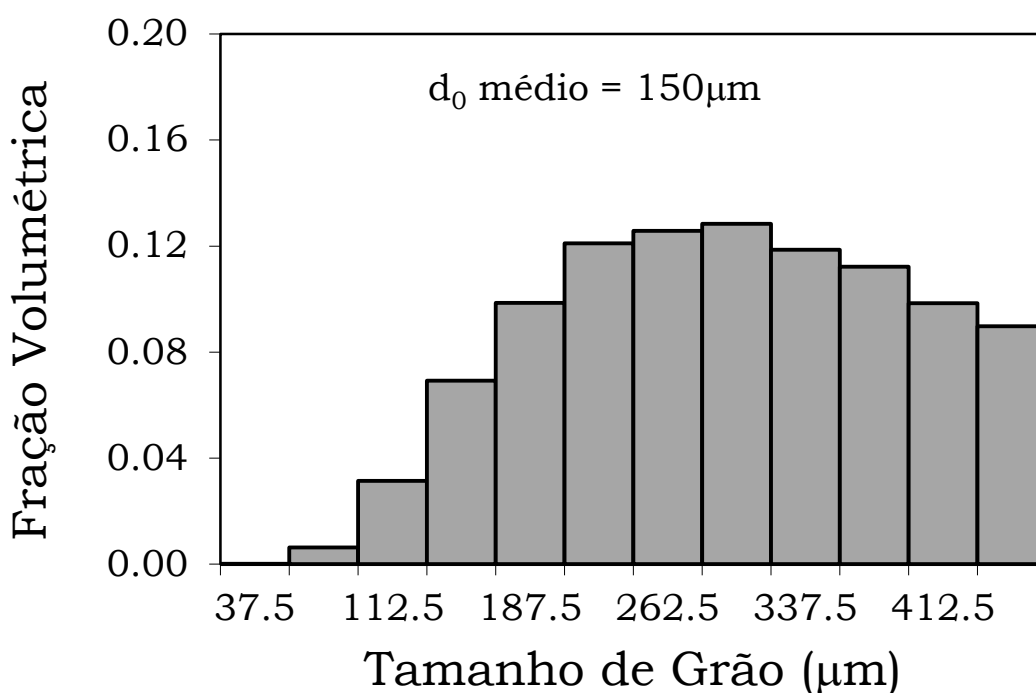


Figura 6.6 – Distribuição inicial dos tamanhos de grãos da placa entrando no processo de LTQ da chapa de 6 mm.

Considerando a Tabela 6.2, as reduções percentuais da espessura neste caso foram calculadas como:

$$R(\%) = \frac{H - h}{H} \cdot 100 \quad (6.39)$$

onde H é a espessura de entrada do material no passe, e h é a espessura de saída do material nesse mesmo passe.

Como o processo diz respeito a uma laminação de planos, a deformação verdadeira de cada passe, considerando as mesmas espessuras de entrada e saída, foi calculada por:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \ln\left(\frac{H}{h}\right) \quad (6.40)$$

Substituindo as equações (6.39) e (6.40) em função da espessura de entrada, H , a seguinte relação poderia ser obtida:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1 - \frac{R(\%)}{100}}\right) \quad (6.41)$$

A equação (6.41) foi utilizada para calcular as deformações por passe a partir das reduções apresentadas na Tabela 6.2.

A taxa de deformação pode ser definida como a deformação efetiva no passe pelo tempo de aplicação da deformação, isto é, o tempo de contato entre o material e o cilindro de laminação, t_c , ou seja:

$$d\varepsilon/dt = \frac{\varepsilon}{t_c} = \frac{\varepsilon}{\left(\frac{\alpha \cdot 60}{2\pi U}\right)} \quad (6.42)$$

Onde U é a velocidade de rotação do cilindro de laminação, em RPM, e α é o arco de contato entre o cilindro de laminação e a placa, calculada pela seguinte relação:

$$\alpha = \arccos\left(1 - \frac{H - h}{2R'}\right) \quad (6.43)$$

onde R' é o raio do cilindro de trabalho.

As equações (6.42) e (6.43) foram utilizadas para o cálculo das taxas de deformação por passe. A Tabela 6.3 mostra os resultados calculados das deformações e das taxas de deformações.

Tabela 6.3 – Valores calculados dos parâmetros de deformação considerando os dados utilizados por Uranga *et al.* ⁽¹⁵⁾.

Passe	ε	$d\varepsilon/dt$ (s ⁻¹)
1	0,24	4,7
2	0,15	3,7
3	0,22	4,0
4	0,27	3,9
5	0,35	3,6
6	0,38	3,1
7	0,37	2,5
8	0,31	2,1
9	0,50	7,8
10	0,42	13,1
11	0,32	18,9
12	0,28	26,9
13	0,22	33,5
14	0,18	38,5
15	0,11	34,8

As temperaturas e os tempos entre passes apresentados na Tabela 6.2, e as deformações e as taxas de deformação calculadas e mostradas na Tabela 6.3 foram utilizadas como os dados de entrada para avaliar o processo nos códigos computacionais desta dissertação. As tabelas com os resultados calculados pelo modelo MedG e pelo modelo PopG se encontram no Apêndice 1 desta dissertação.

A Figura 6.7 mostra a variação da fração recristalizada ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm. Os valores calculados pelo código desenvolvido nesta dissertação para o modelo MedG estão apresentados como triângulos cheios e linha cheia. Os valores

calculados pelo código desta dissertação para o modelo PopG estão apresentados como círculo vazios e linha pontilhada.

Pode-se ver que durante a sequência da laminação de desbaste, ou seja, até o passe 8, praticamente recristalização completa foi prevista pelos dois modelos. Durante a laminação de acabamento, ou seja, para a sequência compreendida após o passe 9, o modelo MedG calculou maior atraso na recristalização, notado pelos menores valores das frações recristalizadas ao final de cada passe. Cabe comentar que as deformações aplicadas não foram suficientes para ativar os mecanismos de recristalização dinâmica; ou seja, apenas recristalização estática foi observada no processo. Também, nenhum dos dois modelos previu a ocorrência de precipitação induzida por deformação de compostos de Nb(C,N) ao longo deste processo.

A evolução das frações recristalizadas prevista pelos dois modelos, num geral, condisse com o comportamento esperado da microestrutura em uma laminação controlada de tiras a quente de um aço microligado ao Nb. Nos passes de desbaste, o condicionamento da austenita seria o desejado, ou seja, o refino e a homogeneização da distribuição dos tamanhos de grãos. Já na laminação de acabamento, a recristalização não seria mais desejada, e o objetivo seria evitar a recuperação e a nucleação de novos grãos, e por outro lado, acumular a deformação passada à microestrutura, de modo que essa deformação contribuísse para o refino de grão da ferrita durante a transformação de fases. Assim, a contribuição da precipitação induzida por deformação dos compostos de Nb(C,N) seria desejada durante a laminação de acabamento. Porém, no caso apresentado, as altas temperaturas impediram que a precipitação ocorresse. O atraso da recristalização, calculado pelos dois modelos durante o acabamento, se deu basicamente pelo efeito de arraste do Nb em solução sólida, em condição de supersaturação. Cabe comentar que apenas recristalização estática, RXS, foi prevista pelos dois modelos.

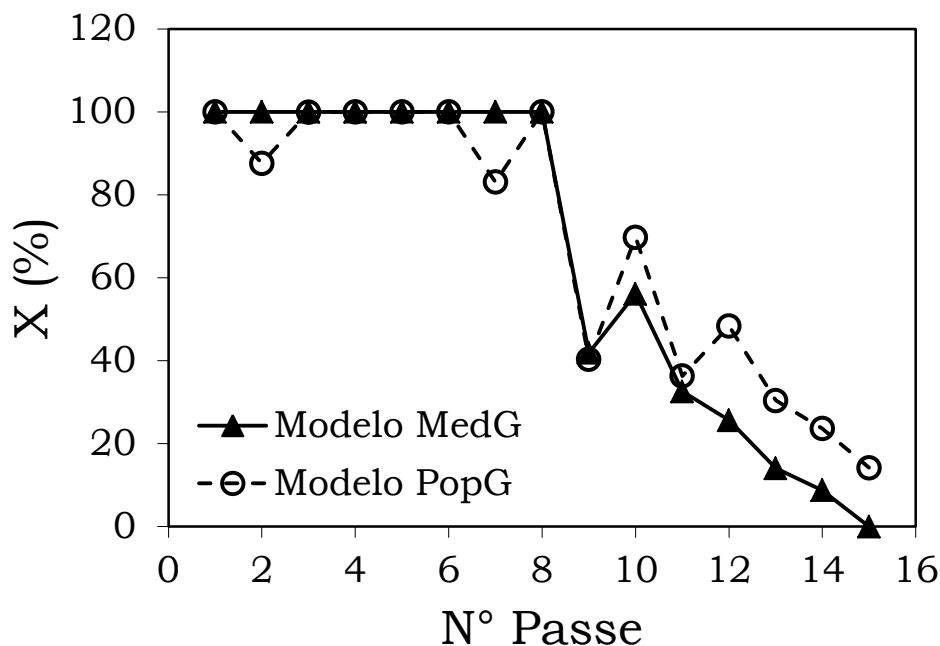


Figura 6.7 – Variação da fração recristalizada calculada ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm.

A Figura 6.8 mostra os valores de tamanhos de grãos médios da austenita ao final de cada passe, calculados utilizando os dois códigos computacionais desta dissertação. Durante a transição entre o desbaste e o acabamento um crescimento de grão foi previsto, que pode ser notado ao final do passe 8, resultado do tempo de transferência de 74 s. O modelo MedG calculou um crescimento de grão de aproximadamente 20 μm neste período, enquanto o modelo PopG calculou um crescimento de 25 μm . Este comportamento de crescimento de grão será comentado no capítulo de discussões desta dissertação. Ao final da laminação, isto é, ao final do passe 15, um tamanho de grão médio de austenita de 11,1 μm foi calculado pelo modelo PopG. Este valor condissu com o comportamento da recristalização observado na Figura 6.7, e com o valor médio de grão de austenita que seria esperado ao final de um processo de LTQ. O modelo MedG, no entanto, previu crescimento de grão durante os últimos passes. Um tamanho de grão médio de austenita de 19,4 μm foi calculado ao final do processo por este modelo.

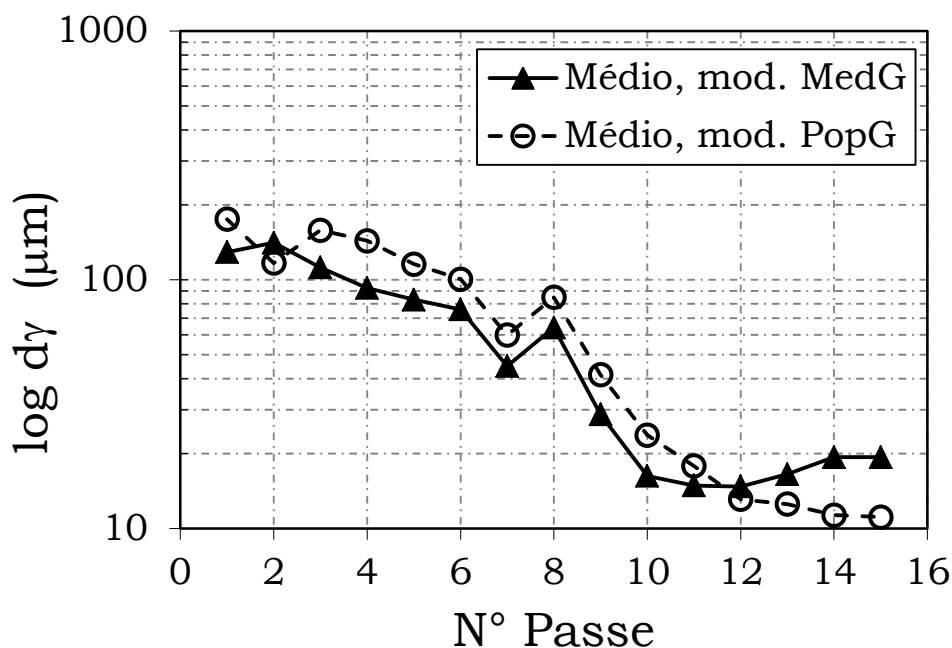


Figura 6.8 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm.

Ainda analisando a Figura 6.8, os tamanhos de grãos médios calculados pelo modelo PopG para os passes de desbaste foram ligeiramente maiores que os valores calculados pelo modelo MedG. Uma diferença de até 50 μm nas previsões dos tamanhos de grãos médios foi obtida, ao final do passe 4. Os dois modelos utilizaram as mesmas equações para o cálculo do tamanho de grão recristalizado e para o crescimento de grão. A diferença nos tamanhos de grão médio calculados se deu pela consideração da presença de grãos maiores no modelo PopG, que fez com que o valor da média aumente. A Figura 6.9 mostra os valores calculados pelo modelo PopG para o tamanho de grão médio, mostrado na Figura 6.8, e para o valor do tamanho de grão do 9º decil, ou seja, o valor abaixo do qual se encontram 90% dos tamanhos de grãos da distribuição, representado como $D_{c0.1}$. Pode-se ver que para os passes de desbaste, os tamanhos de grãos atingiram valores muito maiores que a média calculada, da ordem de até 3 vezes, como no passe 3. A presença de tamanhos de grãos desta ordem explicam os valores maiores de grãos médios em relação ao modelo MedG observados na Figura 6.8.

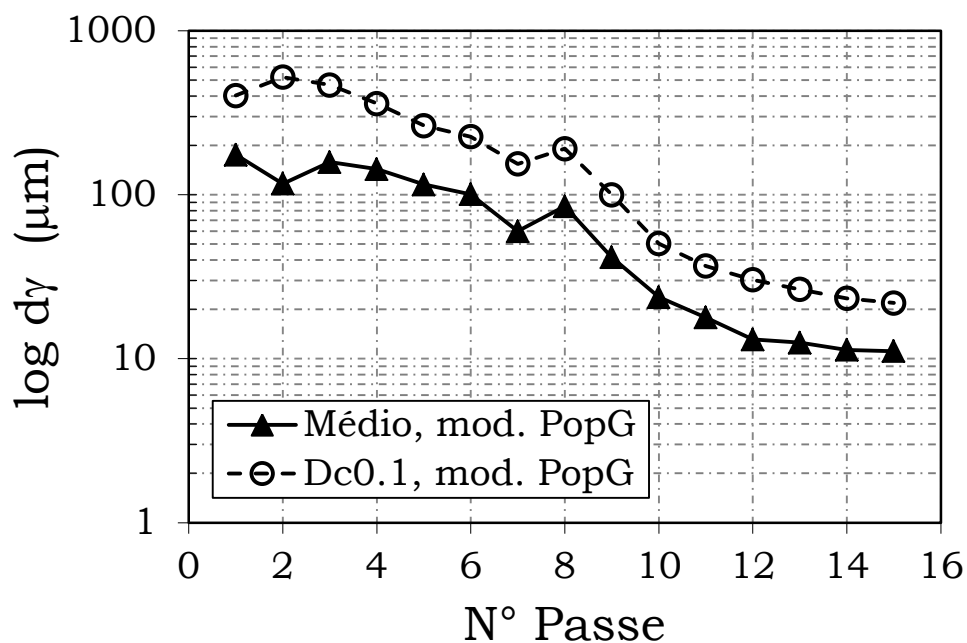


Figura 6.9 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9º decil calculados pelo modelo PopG para a LTQ da chapa de 6 mm.

A Figura 6.10 mostra os valores das deformações residuais calculadas pelos modelos MedG e PopG ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm. Mesmo prevendo menores valores de frações recristalizadas durante a laminação de acabamento, o que deveria contribuir para um maior acúmulo de deformação, o modelo MedG previu menor valor de deformação residual na microestrutura ao final do processo de laminação. Este comportamento será comentado no capítulo de discussões desta dissertação.

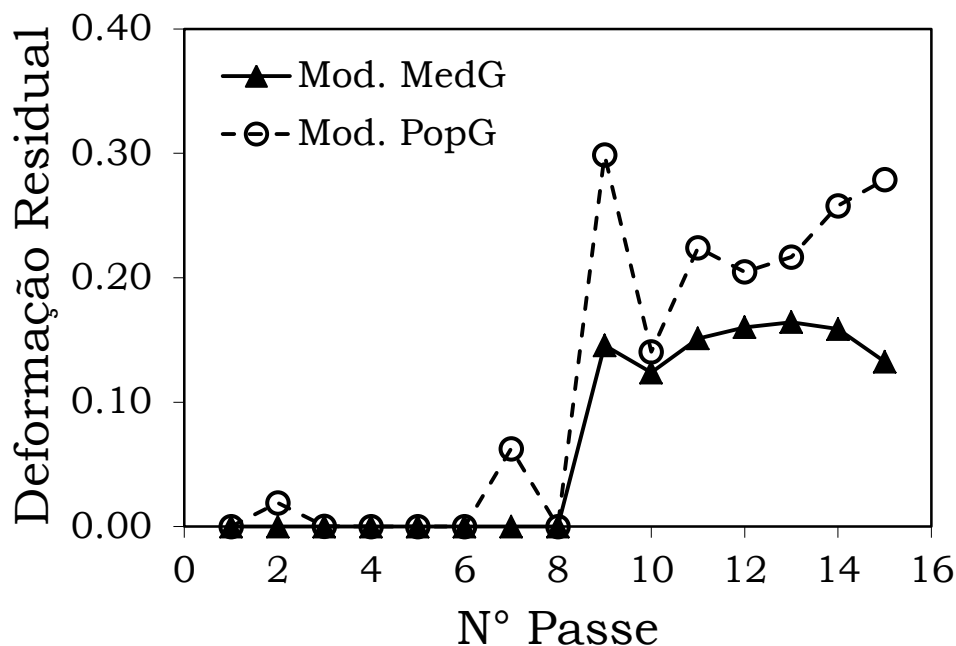


Figura 6.10 – Valores da deformação residual na microestrutura ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm.

6.3.2. Laminação de perfil H

Os dados utilizados por Reis ⁽¹⁴⁾ na validação do seu modelo dizem respeito a uma laminação de perfil estrutural do tipo “H”. O aço considerado foi um ASTM A 572 Gr. 50 microligado ao Nb, com a seguinte composição química: 0,16% C; 1,05% Mn; 0,20% Si; 0,012% P; 0,025% Nb e 0,005% N.

A temperatura de reaquecimento do tarugo foi de 1250 °C. Um tamanho de grão médio de austenita de 200 μm foi obtido após o reaquecimento, e considerado no início da laminação. A Figura 6.11 mostra a distribuição inicial de tamanhos de grãos que foi considerada para a análise deste processo no modelo PopG. Esta distribuição foi gerada utilizando a função log-normal descrita pelas equações (6.36) e (6.37), a partir do valor médio de 200 μm, assumido por Reis.

Após o reaquecimento, o tarugo seguiu para a laminação de desbaste, com 9 passes. A Tabela 6.4 mostra os parâmetros termomecânicos desta sequência.

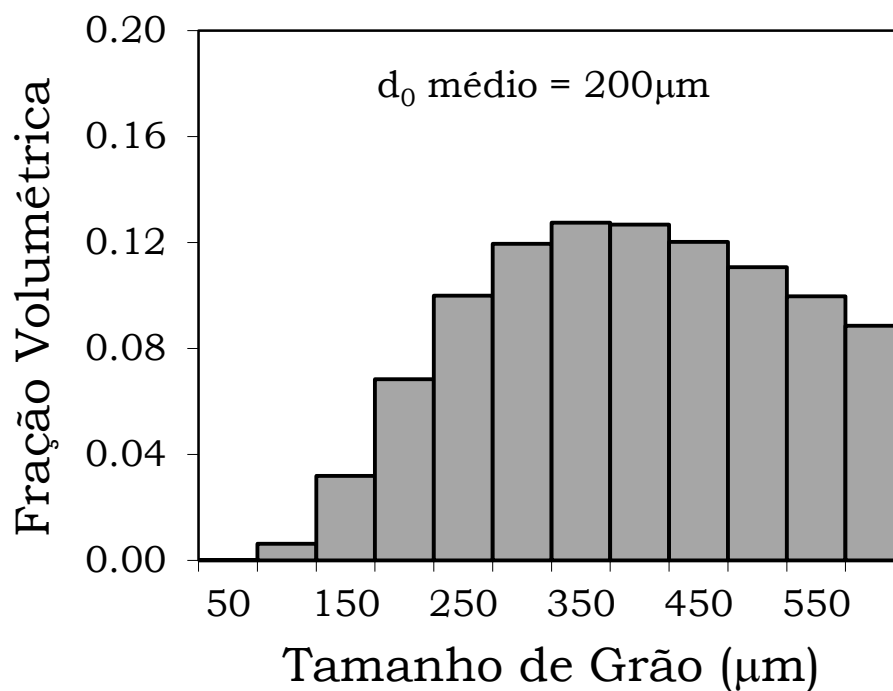


Figura 6.11 – Distribuição dos tamanhos de grãos inicial calculada para o tarugo entrando no processo de laminação do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Tabela 6.4 – Parâmetros termomecânicos da laminação de desbaste, para a alma e o flange do perfil W360x24 mm, calculados por Reis ⁽¹⁴⁾.

Desbaste				
Passe	T (°C)	dε/dt (s⁻¹)	t_{ep} (s)	ε
1	1106	0,2	13,6	0,03
2	1122	2,7	12,9	0,24
3	1146	3,6	21,2	0,28
4	1131	0,6	16,8	0,02
5	1134	3,6	12,3	0,18
6	1158	3,8	18,8	0,17
7	1122	0,5	19,7	0,02
8	1132	5,1	13,6	0,11
9	1148	2,0	89,8	0,03

Na sequência, o material foi laminado em um grupo tandem dispondo de 13 passes. Neste grupo, as laminações da alma e do flange do perfil foram realizadas por cilindros individuais, ou seja, a laminação da alma e do flange possuíam características termomecânicas próprias. Assim, cada laminação deveria ser analisada separadamente, como duas porções de materiais individuais com comportamentos próprios da microestrutura. A Tabela 6.5 mostra os valores dos parâmetros termomecânicos envolvidos na laminação da alma e na laminação do flange.

Tabela 6.5 - Parâmetros termomecânicos da laminação de acabamento, no grupo tandem, para a alma e o flange do perfil W360x24 mm, calculados por Reis ⁽¹⁴⁾.

Passe	Grupo Tandem - Alma				Grupo Tandem - Flange			
	T (°C)	$d\varepsilon/dt$ (s ⁻¹)	t_{ep} (s)	ε	T (°C)	$d\varepsilon/dt$ (s ⁻¹)	t_{ep} (s)	ε
10	1063	7,7	5,4	0,12	1068	2,8	5,4	0,05
11	1085	10,2	15,6	0,13	1075	6,3	15,6	0,17
12	1090	10,4	5,2	0,15	1077	6,4	5,2	0,18
13	1016	15,3	17,8	0,15	1077	9,6	17,8	0,17
14	992	16,3	5,7	0,14	1088	10,4	5,7	0,17
15	960	20,4	19,0	0,13	1118	13,3	19,0	0,17
16	958	21,2	5,2	0,13	1086	14,2	5,2	0,16
17	949	25,7	21,9	0,12	1099	17,6	21,9	0,15
18	915	20,4	6,5	0,11	1053	14,1	6,5	0,14
19	855	26,2	25,6	0,10	1037	19,0	25,6	0,13
20	848	16,6	6,2	0,09	1013	12,3	6,2	0,12
21	808	18,4	27,95	0,08	980	13,8	27,95	0,11
22	784	15,5	5,70	0,07	950	12,6	5,70	0,10

As temperaturas de laminação da alma foram consideravelmente menores que as do flange. Isto porque, durante a laminação, houve troca de calor da alma com a água de resfriamento dos cilindros de laminação, que ficava alojada sobre o canal formado entre os flanges e alma do perfil.

Após a saída do grupo tandem, a temperatura da alma caiu a 720 °C, e a temperatura do flange até 890 °C, antes do resfriamento para a transformação de fases. Este resfriamento se deu ao ar, a taxas de 1,0 °C/s para a alma e 2,0 °C/s para o flange.

A composição química deste aço, dada acima, e os parâmetros termomecânicos apresentados nas Tabelas 6.4 e 6.5 foram utilizados como os dados de entrada para avaliar o processo de laminação de perfil estrutural usando os códigos computacionais desta dissertação. As tabelas com os resultados calculados pelo modelo MedG e pelo modelo PopG se encontram no Apêndice 2 desta dissertação. Para uma melhor visualização e comparação entre o comportamento previsto pelos dois códigos computacionais para a evolução da microestrutura, o processo foi dividido em três partes: *desbaste*, *grupo tandem da alma*, que diz respeito à microestrutura da austenita durante a laminação de acabamento da alma, e *grupo tandem do flange*, que diz respeito à microestrutura durante a laminação de acabamento do flange. Os comportamentos previstos pelos dois modelos para a evolução da microestrutura em cada uma dessas etapas serão comentados a seguir.

Desbaste

A Figura 6.12 mostra o comportamento das frações recristalizadas previstas pelos modelos MedG e PopG ao final de cada passe do desbaste. Os valores calculados pelos dois modelos foram praticamente os mesmos. Nos passes 1, 4 e 7, as deformações aplicadas foram relativamente pequenas, com valores abaixo de 0,03. Assim a ocorrência de recristalização não foi prevista nestes passes, uma vez que os valores de deformação seriam insuficientes para se ativar este mecanismo. Para os demais passes, a recristalização estática foi prevista como o mecanismo que governou a evolução da microestrutura, uma vez que os valores das deformações não foram suficientes para ativar mecanismos de RXD.

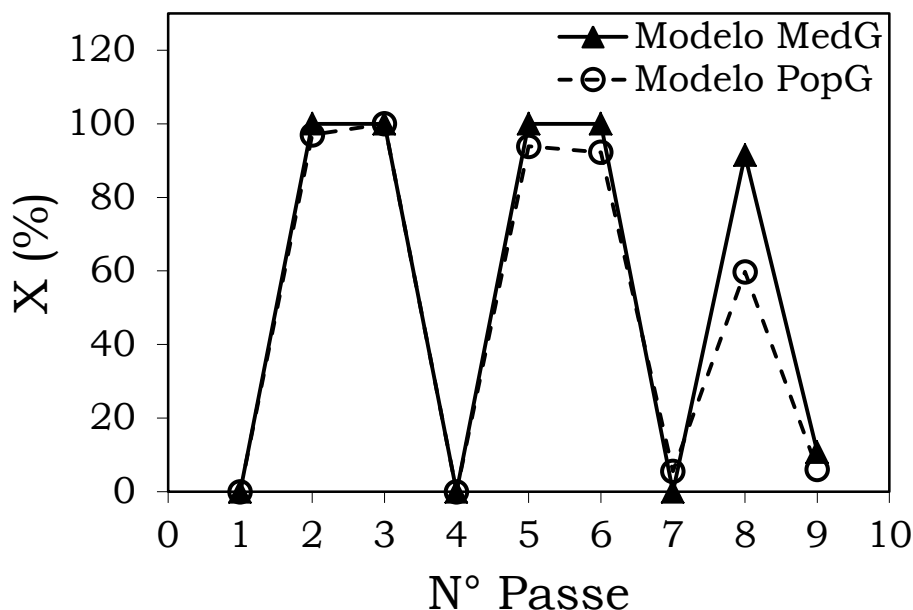


Figura 6.12 – Variação da fração recristalizada ao longo dos passes de desbaste da laminação a quente do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Quanto aos tamanhos de grãos, a Figura 6.13 mostra os valores dos tamanhos de grãos médios de austenita calculados pelos modelos MedG e PopG ao final de cada passe do desbaste. Os valores ligeiramente maiores calculados pelo modelo PopG para a maior parte do desbaste, se deram devido à consideração da presença de grãos maiores neste modelo, elevando assim o valor da média. Nos últimos dois passes, entretanto, onde recristalização parcial foi prevista, valores de tamanhos de grãos médios muito altos foram calculados pelo modelo MedG. O valor do tamanho de grão médio de austenita previsto por este modelo ao final do desbaste foi de 718 μm . O modelo PopG também previu crescimento de grão ao final do desbaste, que foi de um tamanho médio de 124,8 μm , calculado ao final do passe 8, à 225,4 μm , calculado ao final do passe 9. Este comportamento de crescimento de grão será comentado no capítulo de discussões desta dissertação.

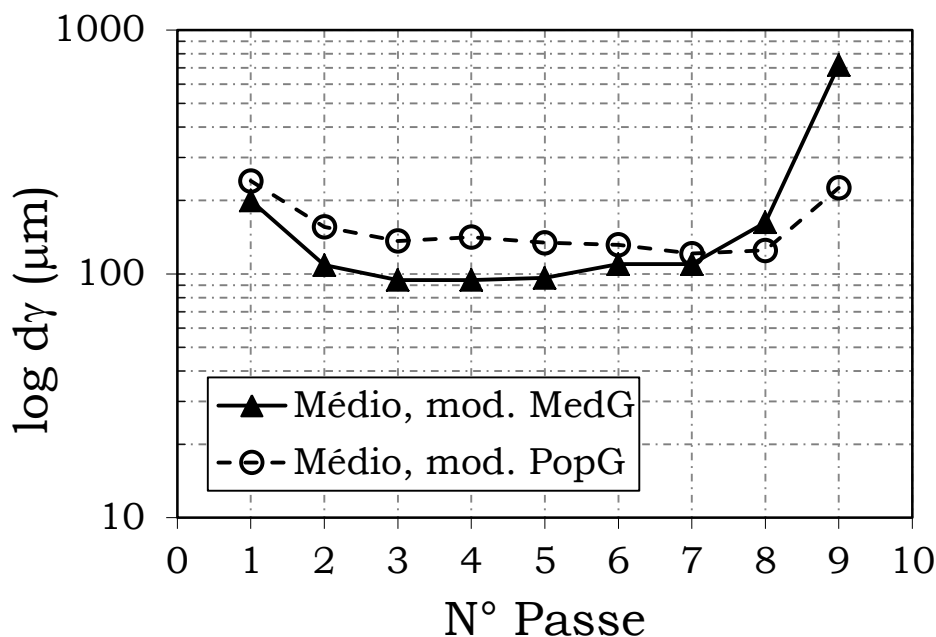


Figura 6.13 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes de desbaste da laminação a quente do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

A relação da evolução dos tamanhos de grãos médio e do 9º decil, $D_{c0.1}$, calculados pelo modelo PopG para o desbaste é mostrada na Figura 6.14. O modelo previu um crescimento nos valores dos tamanhos de grãos que representam o 9º decil ao longo do processo, o que significaria um aumento na dispersão ao redor do valor médio, ou seja, na distribuição dos tamanhos de grãos calculados ao longo do processo. Como deformações pequenas foram utilizadas nesta etapa do processo, a recristalização de grãos com tamanhos maiores seria dificultada, e estes grãos tenderiam a crescer. Este fato explica por que o modelo PopG previu frações recristalizadas parciais próximas a 90%, e não completas, para os passes 5 e 6. Devido ao longo tempo de transição utilizado após o último passe do desbaste, de quase 90 s, tamanhos de grãos de até 650 μm foram calculados pelo modelo PopG. Este comportamento também será abordado no capítulo de discussão.

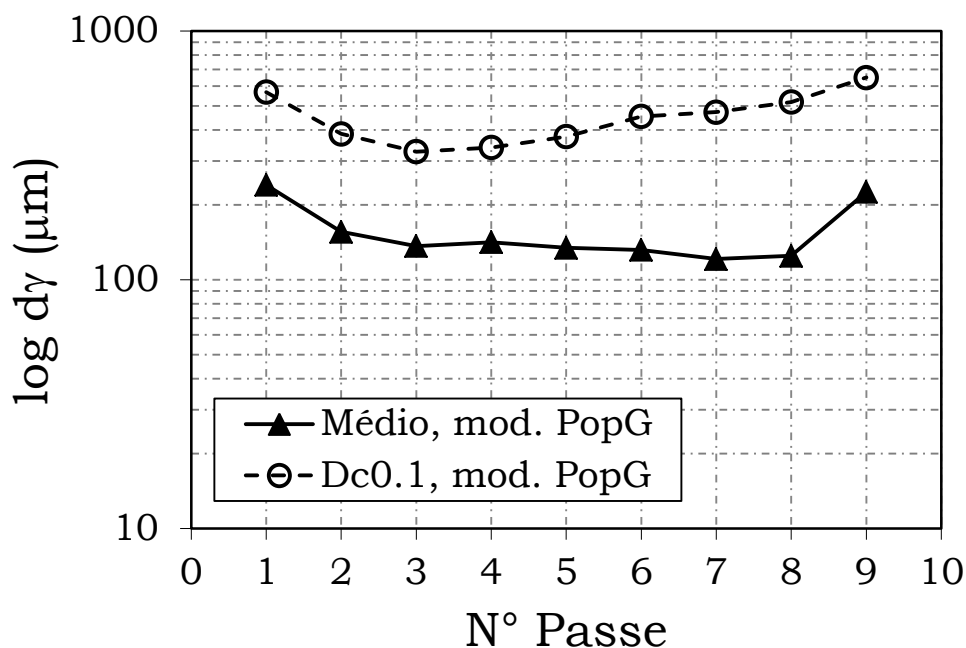


Figura 6.14 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9º decil calculados pelo modelo PopG para passes de desbaste da laminação a quente do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Grupo tandem do flange

A laminação do flange também foi realizada a altas temperaturas, entre 1000 e 1118 °C, exceto pelos dois últimos passes, laminados a 980 e 950 °C, respectivamente.

A Figura 6.15 mostra o comportamento da fração recristalizada previsto pelos modelos MedG e PopG para os passes de laminação do flange do perfil. Os comportamentos de frações recristalizadas previstos pelos dois modelos para esta etapa da laminação também foram parecidos; recristalização estática completa foi prevista nos passes ímpares, enquanto recristalização estática parcial ocorreu nos passes pares (12, 14, 16 e 18). As deformações e as temperaturas aplicadas em todos os passes foram da mesma ordem. A variação no comportamento geral da recristalização se deu, neste caso, devido aos intervalos de tempo entre passes mais curtos, após os passes pares. Enquanto os intervalos de tempo após os passes ímpares variaram entre 15 e 20 s, os intervalos de tempo após os passes pares foram da ordem de 5 s. Dessa forma, não houve tempo

suficiente para que a recristalização se completasse considerando as condições termomecânicas a que o flange foi submetido. É importante comentar que o modelo PopG calculou valores de frações recristalizadas parciais relativamente menores, novamente devido à consideração da presença de grãos maiores neste modelo.

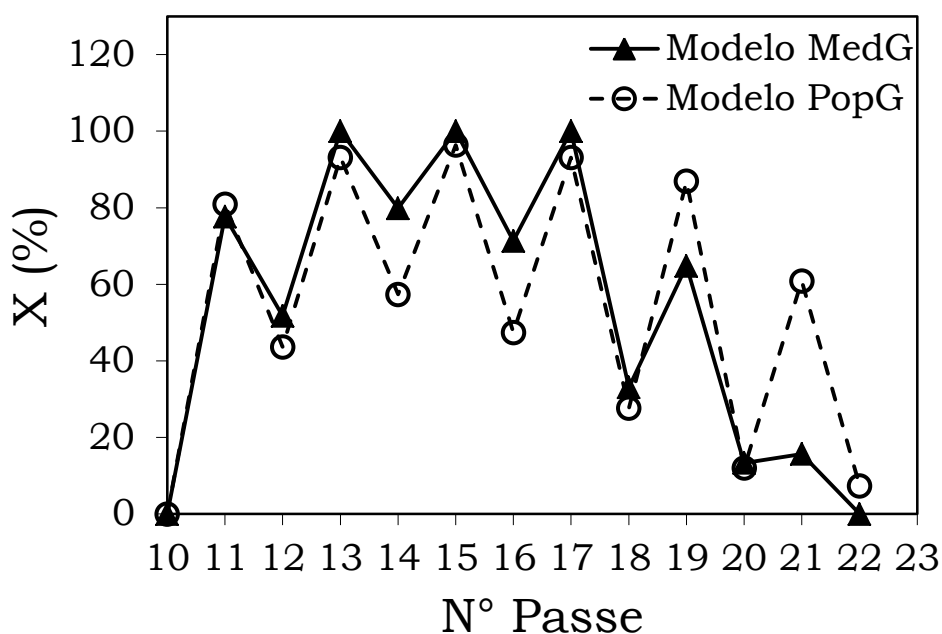


Figura 6.15 – Variação da fração recristalizada ao longo dos passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Ainda a respeito do comportamento previsto da recristalização, o modelo MedG previu a precipitação induzida por deformação de compostos de Nb(C,N) nos últimos 4 passes da laminação do flange, iniciada a uma temperatura de 1027 °C, e a recristalização foi consideravelmente atrasada. Nestes passes, a recristalização também foi calculada com grande atraso pelo modelo PopG; porém a precipitação de Nb não foi prevista. O atraso da recristalização se deu, neste caso, por efeito de arraste do Nb em solução sólida em estado de supersaturação.

Quanto às previsões dos tamanhos de grãos médios, a Figura 6.16 mostra os valores calculados após cada passe da laminação do flange pelos dois modelos. Como o modelo PopG previu mais recristalização nos últimos passes, o tamanho do grão médio de austenita calculado ao final da laminação do flange foi menor: 57,9 μm , contra um tamanho médio de 122,8 μm calculado pelo modelo MedG. Entretanto, mesmo calculando um tamanho de grão médio menor, o modelo PopG previu tamanhos de grãos de até 211,3 μm ao final da laminação do flange.

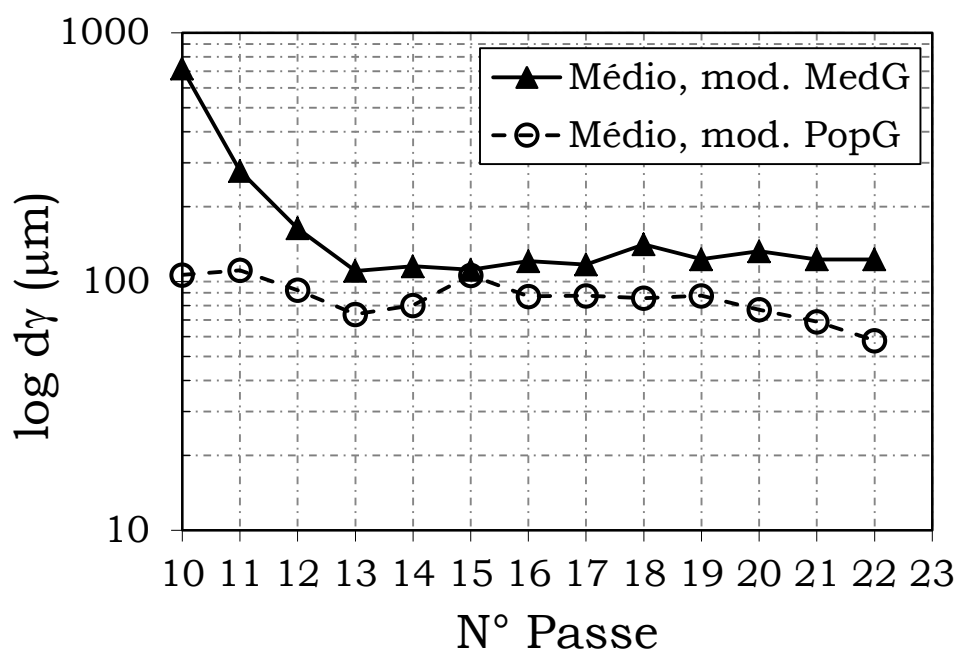


Figura 6.16 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

A Figura 6.17 mostra o comportamento da evolução do tamanho de grão previsto para o 9º decil, $D_{c0.1}$, em relação aos tamanhos de grãos médios calculados pelo modelo PopG.

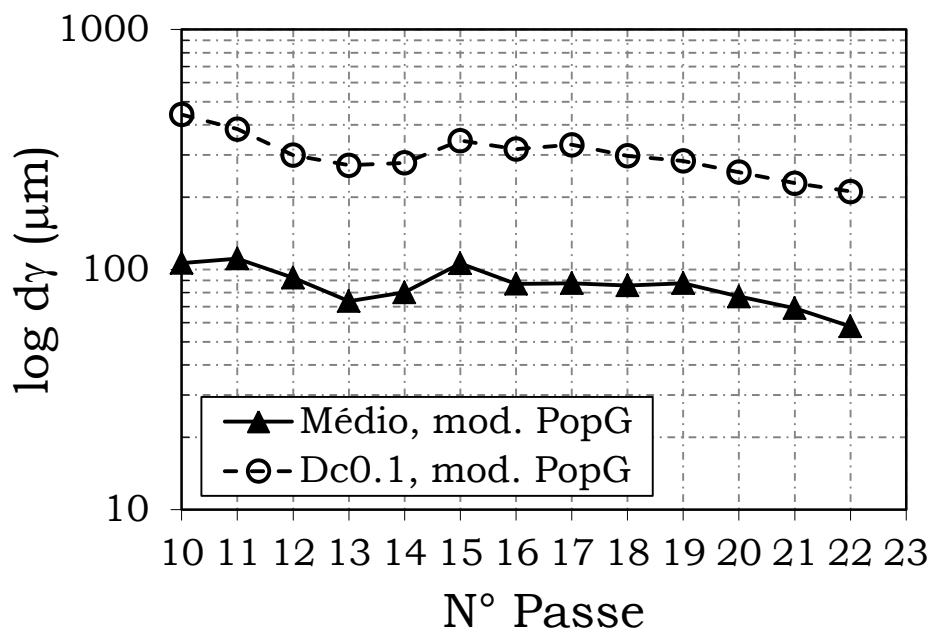


Figura 6.17 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9º decil calculados pelo modelo PopG para passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Estes valores, no entanto, foram relativamente maiores do que o valor do tamanho de grão médio da austenita calculado por Reis ⁽¹⁴⁾ ao final desta etapa de laminação, de 24,1 μm. É importante comentar aqui, ainda, que o valor do grão médio de austenita calculado pelo modelo MedG foi maior pois era considerado que os grãos não recristalizavam mais nos últimos passes devido à precipitação de Nb; uma maior deformação residual na microestrutura, no entanto, deveria ser calculada por estes modelo. A Figura 6.18 mostra os valores das deformações residuais na microestrutura calculadas pelos dois modelos para os passes da laminação do flange. O valor da deformação residual calculado pelo modelo MedG ao final da laminação foi menor, ao contrário do esperado. Este comportamento, e a diferença nos tamanhos de grãos calculados ao final do processo, comentada acima, serão discutidos no próximo capítulo desta dissertação.

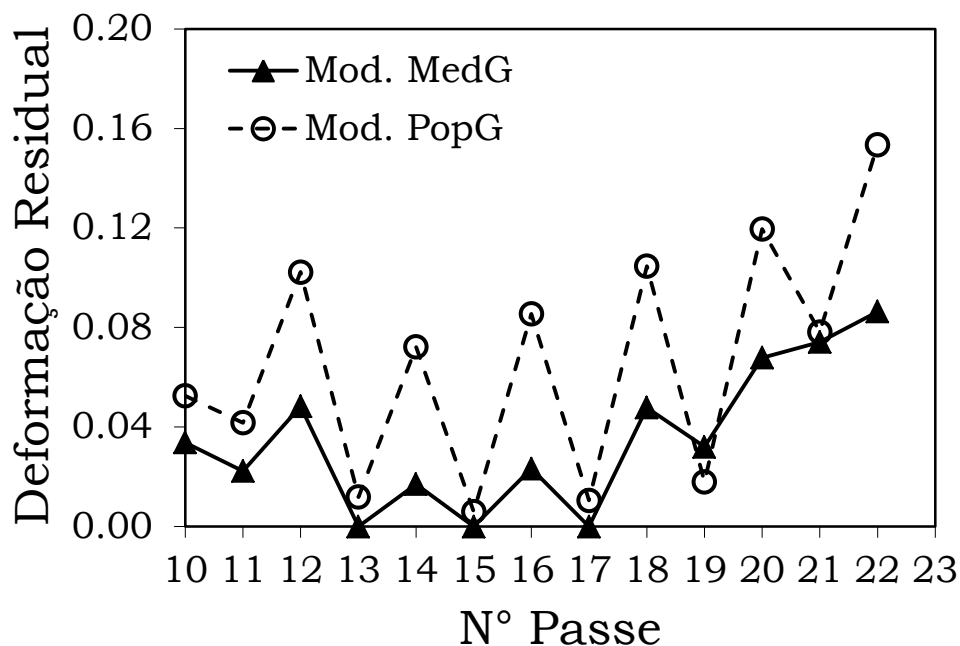


Figura 6.18 – Valores da deformação residual na microestrutura ao longo dos passes de acabamento do flange do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Grupo tandem a alma

As condições de deformação utilizadas na laminação da alma foram parecidas com as condições de deformação do flange. Os valores de intervalo de tempo entre os passes também foram os mesmos, uma vez que as duas laminações foram realizadas simultaneamente. A laminação da alma, no entanto, foi realizada a temperaturas mais baixas, mostradas na Tabela 6.5.

A Figura 6.19 mostra os valores das frações recristalizadas previstas ao final de cada passe da laminação da alma pelos modelos MedG e PopG. Devido às temperaturas de laminação menores da alma, a precipitação do Nb foi prevista já no 4° passe pelo modelo MedG, a uma temperatura de 1005 °C. A partir deste passe, a recristalização diminuiu gradativamente, consequência de uma mistura de precipitação de compostos de Nb(C,N), efeito de arraste do Nb remanescente em solução sólida e baixa deformação à baixa temperatura. Já no modelo PopG, a recristalização também foi reduzida gradativamente. Porém, a precipitação de Nb não foi prevista, e neste caso, a

recristalização foi atrasada como consequência de uma mistura de efeito de arraste do Nb em solução sólida e dos baixos valores da deformação aplicada.

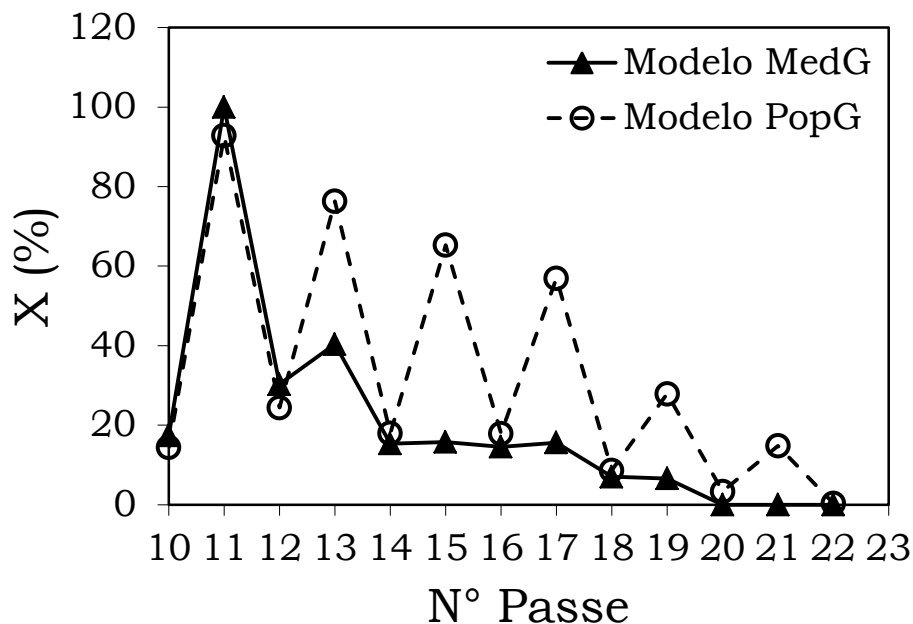


Figura 6.19 – Variação da fração recrystalizada ao longo dos passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

A Figura 6.20 mostra os valores dos tamanhos de grãos médios de austenita calculados pelos modelos MedG e PopG ao final de cada passe de acabamento da alma. Como consequência de mais recrystalização prevista ao final da laminação da alma, o modelo PopG calculou um tamanho de grão médio de austenita mais refinado ao final deste processo, de 27,1 μm , contra um valor de 80,9 μm calculado pelo modelo MedG. Tamanhos de grãos de até 92,5 μm , no entanto, foram calculados ao final desta etapa da laminação pelo modelo PopG. A Figura 6.21 mostra a evolução dos tamanhos de grão médio e do 9º decil calculada pelo modelo PopG para a laminação da alma.

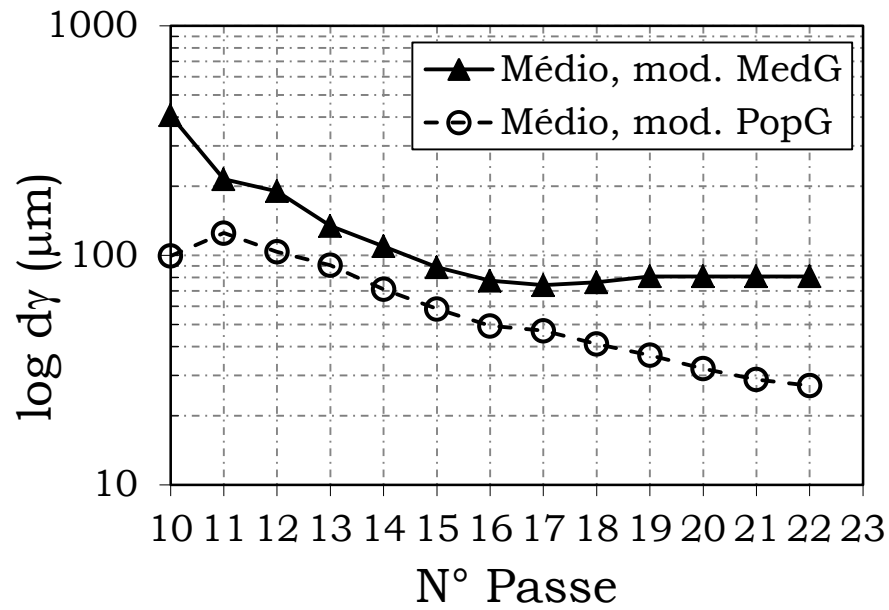


Figura 6.20 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

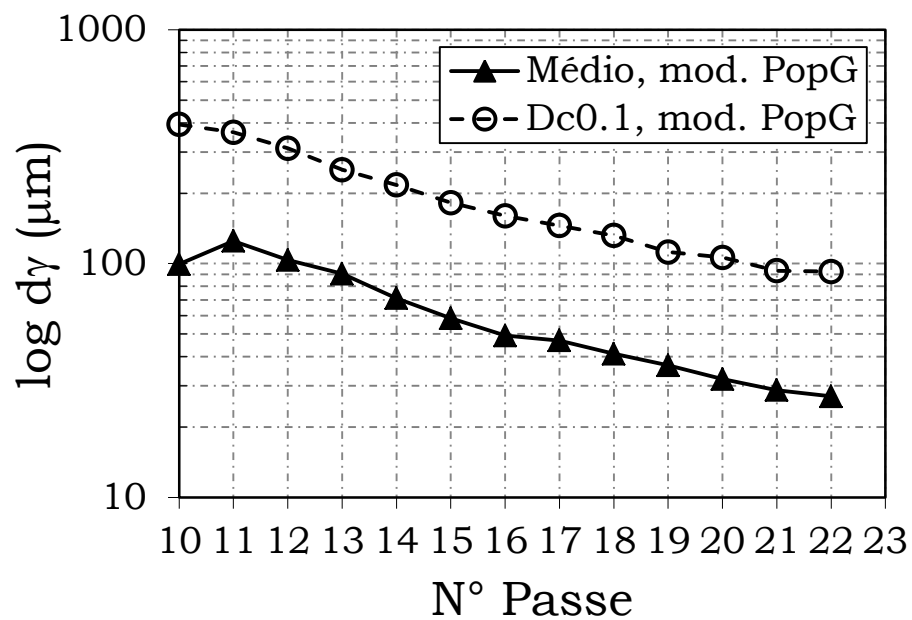


Figura 6.21 – Valores dos tamanhos de grãos de austenita médio e do 9º decil calculados pelo modelo PopG para passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

Cabe comentar que os valores de tamanhos de grãos médios de austenita calculados pelos dois modelos ao final da laminação da alma também foram maiores do que o valor de 18,4 μm , calculado por Reis⁽¹⁴⁾ em seu trabalho, para essa etapa do processo.

Ademais, o valor de tamanho de grão médio de austenita maior calculado pelo modelo MedG ao final da laminação da alma, se deu como na laminação do flange, ao fato da presença de precipitação induzida por deformação do Nb, neste caso, após o passe 4. O tamanho de grão médio, então, permaneceu praticamente inalterado para o restante do processo. Uma maior deformação residual na microestrutura deveria ser prevista neste caso. A Figura 6.22 mostra os valores das deformações acumuladas previstas pelos modelos MedG e PopG ao final de cada passe de acabamento da alma. O modelo PopG, no entanto, previu uma maior deformação acumulada.

Os valores dos tamanhos de grãos médios calculados pelos dois modelos, e o comportamento da deformação residual calculada pelo modelo MedG serão analisados no capítulo de resultados desta dissertação.

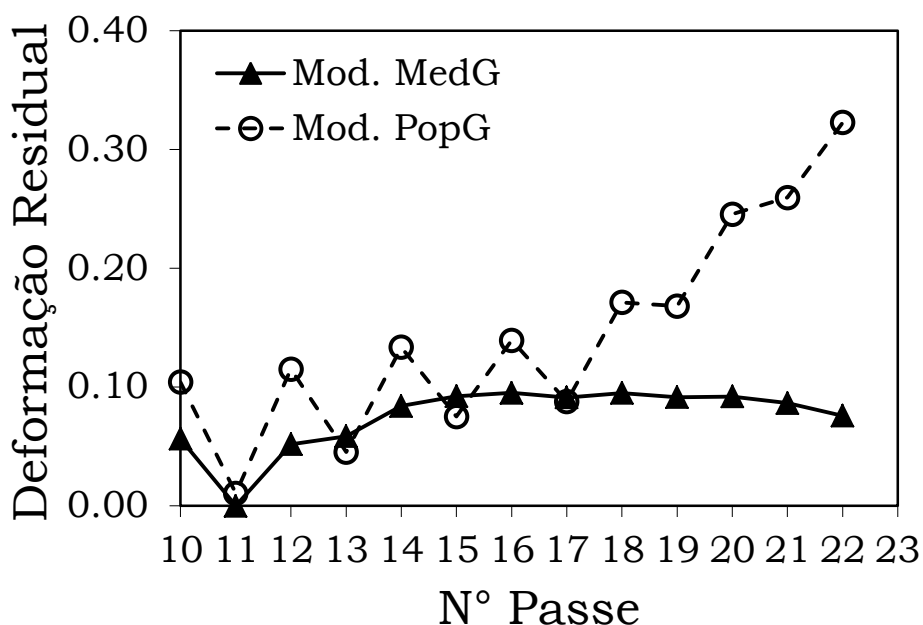
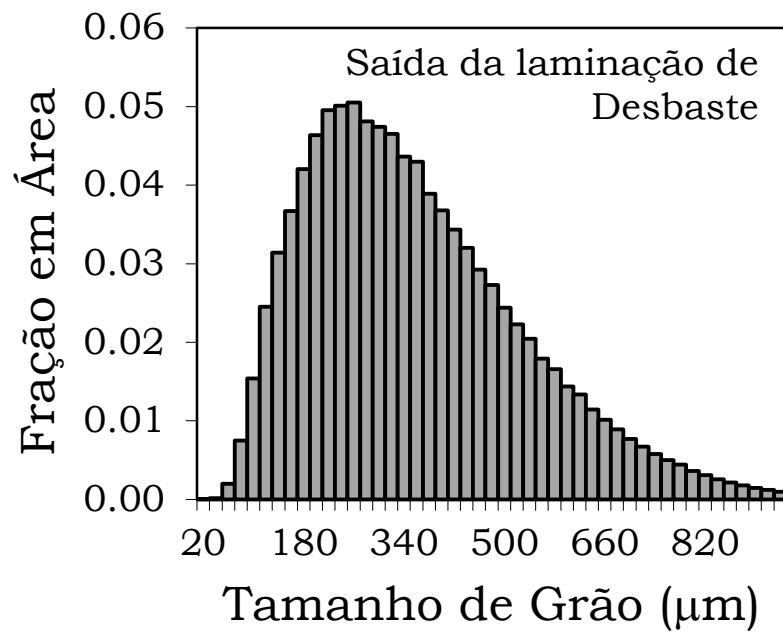
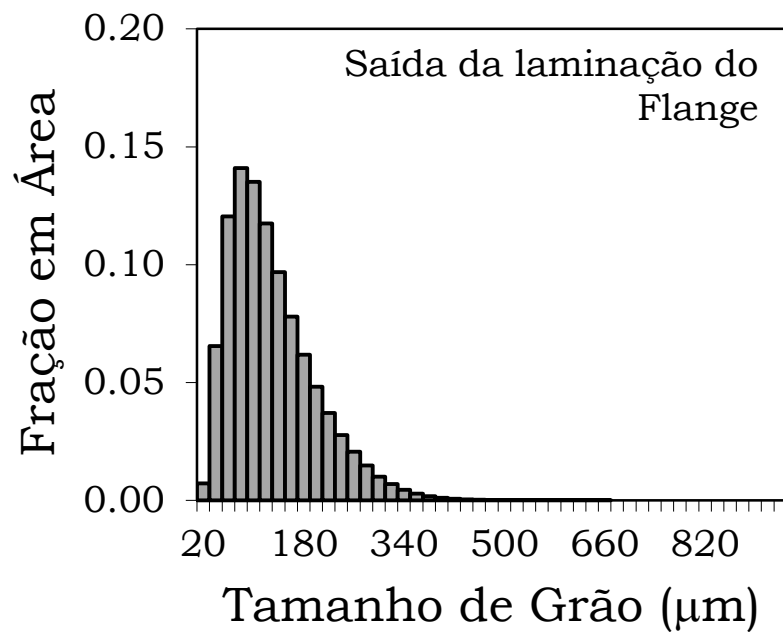


Figura 6.22 – Valores da deformação residual na microestrutura ao longo dos passes de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm.

As previsões dos dois modelos quanto ao comportamento da recristalização na evolução da microestrutura condisseram com o que seria esperado de uma laminação de perfil estrutural. Neste caso, a microestrutura da alma deveria ser mais refinada do que a microestrutura do flange, uma vez que temperaturas menores são obtidas durante a laminação desta porção do material. Entretanto, no que diz respeito à precipitação de compostos de Nb(C,N), o modelo PopG pareceu mais coerente ao não prever a precipitação de Nb, devido às pequenas deformações aplicadas a temperaturas ainda altas na laminação do flange e da alma. Também, através do modelo PopG, os resultados previstos de uma microestrutura mais refinada e mais homogênea na alma poderiam ser avaliados com mais clareza, devido à possibilidade de se acompanhar a evolução da distribuição dos tamanhos de grãos ao longo do processo. A Figura 6.23 mostra a distribuição dos tamanhos de grãos previstos ao final da laminação de desbaste (a), ao final da laminação do flange (b) e ao final da laminação da alma (c). Pode-se ver uma distribuição bem heterogênea de tamanhos de grãos ao final do desbaste, Figura 6.23 (a), devido às baixas deformações aplicadas nesta fase da laminação. A microestrutura teve uma melhoria, entretanto, nas próximas laminações, e foi mais refinada e homogênea na alma, Figura 6.23 (c), comportamento esperado para a microestrutura deste tipo de produto.

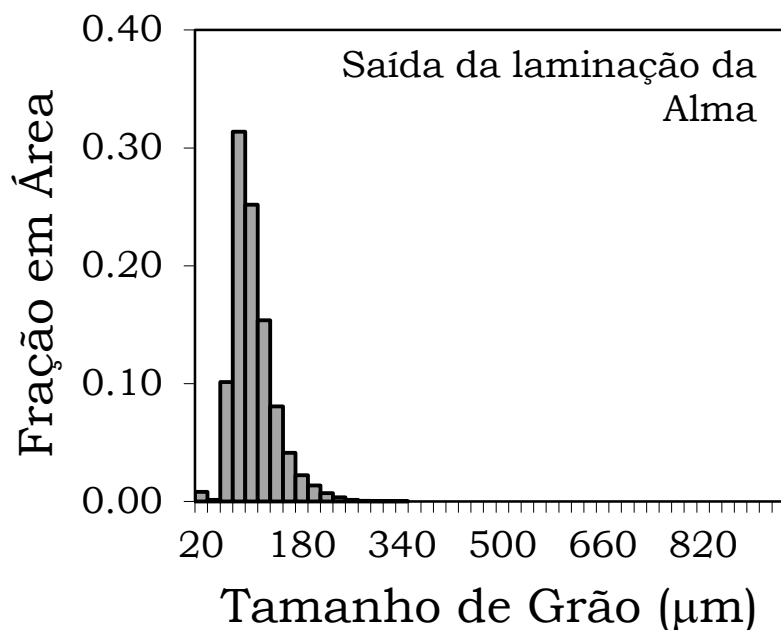


(a)



(b)

Figura 6.23 – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita previstas pelo modelo PopG para a laminação do perfil estrutural W 360 x 64 mm na saída da laminação (a) de desbaste, (b) do acabamento do flange, (c) do acabamento da alma.



(c)

Figura 6.24 (Continuação) – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita previstas pelo modelo PopG para a laminação do perfil estrutural W 360 x 64 mm na saída da laminação (a) de desbaste, (b) do acabamento do flange, (c) do acabamento da alma.

Entretanto, os valores dos tamanhos de grãos médios de austenita calculados pelos dois modelos ao final de cada etapa deste processo de laminação foram muito maiores que os valores relatados por Reis ⁽¹⁴⁾. Ademais, o comportamento de deformação residual na microestrutura previsto pelo modelo MedG não se mostrou de acordo com o que seria esperado, quando considerada a precipitação induzida por deformação de compostos de Nb(C,N). Uma análise dos dois modelos quanto a estes comportamentos será realizada no próximo capítulo.

7. Discussão

Os códigos computacionais escritos nesta dissertação para o modelo que considera um tamanho de grão médio, e para o modelo que trabalha com populações de tamanhos de grãos, previram comportamentos que condisseram com o esperado para os dois processos analisados no capítulo anterior. Entretanto, diferenças consideráveis foram notadas no que disse respeito ao cálculo dos tamanhos de grãos de austenita, aos valores de deformações residuais previstos na microestrutura e à influência da presença de Nb em solução sólida e precipitado durante o processo de laminação. As abordagens de cada modelo para o cálculo destes parâmetros serão discutidas no que se segue.

7.1. Modelo MedG

Para o cálculo de crescimento de grão médio de austenita, um comportamento anormal foi observado no caso da LTQ da chapa de 6 mm. Durante a transição entre o desbaste e o acabamento, o modelo MedG previu um crescimento do grão médio da austenita de aproximadamente 20 μm , mostrado na Figura 6.8 do capítulo de resultados desta dissertação. O efeito de arraste devido à presença de Nb em solução sólida deveria atrasar o crescimento de grão, calculado pela equação (6.7) de Hodgson e Gibbs. Caso o aço não fosse microligado ao Nb, Hodgson e Gibbs⁽⁴⁾ descreveram outros coeficientes para esta equação, que seria escrita como:

$$d_{gg}^7 = d_{RXS}^7 + 1,45 \times 10^{27} \cdot t_{gg} \cdot \exp\left(\frac{-400000}{RT}\right) \quad (7.1)$$

Considerando um mesmo tamanho de grão recristalizado, o mesmo tempo disponível para o crescimento de grão e uma mesma temperatura para um aço em que não houvesse adição de Nb, um crescimento de grão de 18 μm seria calculado utilizando a equação (7.1). Ou seja, o crescimento de grão calculado para as mesmas condições de

processamento, supondo-se um aço C-Mn, seria menor do que o crescimento de grão calculado para um aço microligado ao Nb. A equação (6.7), então, subestimaria o efeito de arraste do Nb em solução sólida, que contribuiria para reduzir o crescimento de grão da austenita. Uranga *et al.* ⁽¹⁵⁾ propuseram, recentemente, uma nova equação para o cálculo do crescimento de grãos de austenita de aços microligados ao Nb, fundamentados em testes de laboratório. Essa equação mostrou melhor correlação com os valores medidos experimentalmente, do que a equação clássica de Hodgson e Gibbs, e é dada por:

$$d_{gg}^{6.4} = d_{RXS}^{6.4} + 3,04 \times 10^{45} \cdot t_{gg} \cdot \exp\left(\frac{-984500}{RT}\right) \quad (7.2)$$

Além do comportamento de crescimento de grãos comentado acima, o modelo MedG também previu valores de tamanhos de grãos médios recristalizados parcialmente muito altos, como o caso da laminação de desbaste do perfil estrutural. Para o cálculo dos tamanhos de grãos médios de austenita nos passes onde a recristalização não se completasse, ou seja, para os passes com recristalização parcial, a equação (6.9) era considerada pelo modelo MedG. Por esta equação, os tamanhos de grãos médios recristalizados parcialmente seriam aproximados pelo próprio tamanho de grão médio recristalizado completamente. Pereda *et al.* ⁽¹⁾ adotaram esta consideração, relatando que boas correlações foram obtidas entre os valores de tamanhos de grãos médios de austenita calculados e os medidos experimentalmente, para passes onde a fração recristalizada atingisse valores altos. Porém, apenas intervalos de tempo entre passes relativamente altos foram estudados em seu trabalho, da ordem de 15 a 20 s. No caso de processos que apresentassem intervalos de tempo entre passes relativamente curtos, da ordem de 1 s ou menos, como a LTQ e a laminação de perfil estrutural, estudados nesta dissertação, as frações recristalizadas atingiram valores muito pequenos, e esta consideração não se faria válida. Uranga *et al.* ⁽²⁾, por sua vez, relaram que independente do mecanismo de amaciamento envolvido, microestruturas recristalizadas parcialmente seriam caracterizadas, além do tamanho de grão recristalizado do passe, pelo estado de saturação dos sítios de nucleação, que estaria relacionado à fração recristalizada do passe. Assim, descreveram em seu modelo que o tamanho de grão recristalizado

parcialmente seria dado pela equação (6.20) do capítulo de resultados desta dissertação, que era a condição já empregada no modelo PopG.

A equação (6.7) e a equação (6.9) foram então substituídas pelas equações (7.2) e (6.20), respectivamente, no código computacional do modelo MedG desta dissertação. Os casos da LTQ da chapa de 6 mm e do perfil estrutural W 360 x 64 mm foram recalculados no modelo MedG considerando as equações acima, a fim de verificar o impacto destas alterações no cálculo da evolução da microestrutura. Os resultados destes cálculos serão apresentados no que se segue.

A Figura 7.1 mostra os valores dos tamanhos de grãos médios de austenita recalculados pelo modelo MedG considerando as equações modificadas, equações (6.20) e (7.2), comparados com os tamanhos de grãos médios calculados no capítulo de resultados desta dissertação, considerando as equações originais, equações (6.7) e (6.9). Pode-se ver que o crescimento de grãos previsto na transição entre o desbaste e o acabamento foi mais sutil, se aproximando mais do comportamento esperado na laminação de um aço microligado ao Nb.

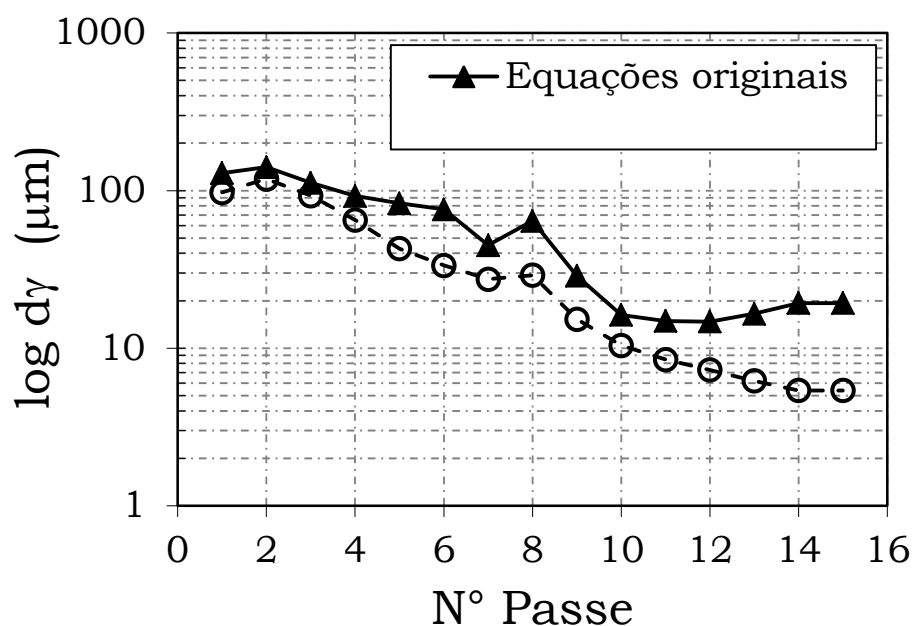


Figura 7.1 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm calculado pelo modelo MedG.

Já a Figura 7.2 mostra os valores dos tamanhos de grãos médios de austenita recalculados pelo modelo MedG para a sequência da laminação de desbaste do perfil estrutural W 360 x 64 mm. Os valores recalculados também estão comparados com os tamanhos de grãos médios calculados no capítulo de resultados empregando as equações originais. Os valores dos tamanhos de grãos médios calculados com as novas equações foram relativamente menores. Os tamanhos de grãos médios de austenita obtidos ao final das laminações de acabamento da alma e do flange, recalculados pelo modelo MedG considerando as Equações (6.20) e (7.2), também foram menores, se aproximando dos valores relatados por Reis ⁽¹⁴⁾ em seu trabalho: um tamanho de grão médio de austenita de 27,3 μm foi agora calculado ao final da laminação do flange, e um valor de 14,7 μm foi calculado ao final da laminação da alma, contra os valores de 24,1 μm . e 18,4 μm , calculados por Reis ao final destas duas sequências, respectivamente.

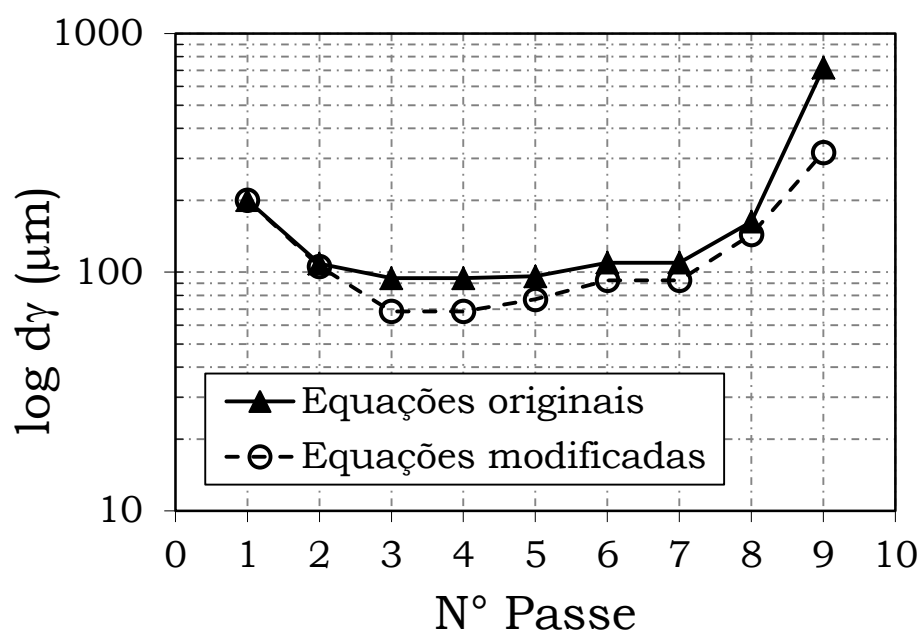


Figura 7.2 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da laminação de desbaste do perfil estrutural W 360 x 64 mm calculado pelo modelo MedG.

Dessa forma, a consideração de um tamanho de grão recristalizado parcialmente como sendo o próprio tamanho de grão recristalizado, poderia trazer erros nos cálculos para casos onde a fração recristalizada atingisse valores consideravelmente baixos. O estado de saturação dos sítios de nucleação não seria considerado neste caso. Quanto à utilização da equação clássica de Hodgson e Gibbs ⁽⁴⁾ para o cálculo do crescimento de grãos para aços microligados ao Nb, os valores calculados foram muito altos, não expressando o comportamento de crescimento de grão observado na laminação de um processo real de um aço microligado. O efeito de arraste do Nb em solução sólida, neste caso, era subestimado. Cabe comentar que a partir daqui, os cálculos no modelo MedG foram realizados considerando as novas equações descritas acima.

Para o cálculo das deformações acumuladas pelo modelo MedG, o valor do coeficiente λ da equação (6.8) foi tomado como 0,5, o mesmo valor adotado por Pereda *et al.* ⁽¹⁾. Porém, este coeficiente poderia variar ao valor de até 1 ⁽⁵⁾, escolhido arbitrariamente, como comentado na revisão bibliográfica desta dissertação. Este fato poderia diminuir a precisão de modelos que consideram um tamanho de grão médio. Nos dois casos de laminação a quente avaliados no capítulo de resultados desta dissertação, de uma chapa de 6 mm e de um perfil estrutural, os valores das deformações residuais na microestrutura calculados pelo modelo MedG foram consideravelmente menores que os valores calculados pelo modelo PopG, mesmo com menores valores de frações recristalizadas sendo previstas pelo modelo MedG. Para a laminação do perfil estrutural, o modelo MedG chegou a prever precipitação induzida por deformação de Nb, e ainda assim a deformação residual calculada foi menor. Considerando as mesmas condições de laminação para estes dois casos, o código computacional gerado para o modelo MedG foi rodado para valores de λ iguais a 0,5, 0,8 e 1,0. As variações nos valores deste fator influenciaram diretamente os valores das deformações residuais calculadas na microestrutura, como será comentado abaixo.

A Figura 7.3 mostra o efeito da variação de λ nos valores das deformações residuais calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, pelo modelo MedG. Os diferentes valores de λ impactaram diretamente os valores das deformações residuais calculados para os passes da sequência de acabamento, onde recristalização parcial foi prevista. Ao final da laminação, o valor da deformação residual calculado considerando

λ igual a 1 foi de 0,43, enquanto que um valor de deformação residual de 0,13 foi calculado considerando λ igual a 0,5. Ou seja, variações no valor de λ poderiam levar a uma diferença de até três vezes nos valores previstos de deformação residual.

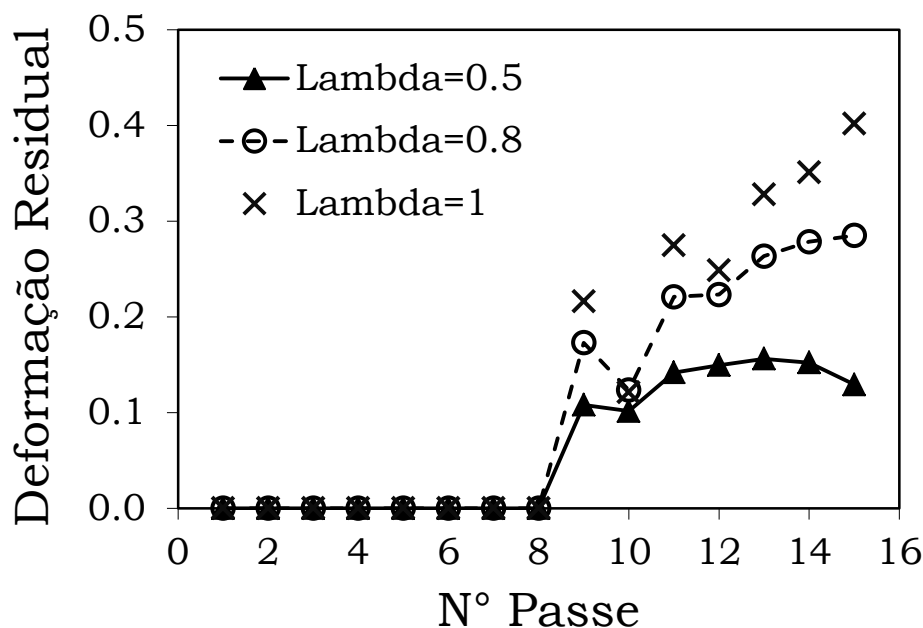


Figura 7.3 – Efeito da variação do coeficiente λ nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

A Figura 7.4 mostra o efeito da variação de λ nas frações recristalizadas calculadas pelo modelo MedG ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm. As frações recristalizadas calculadas para os passes da laminação de acabamento foram diretamente influenciadas pelos valores de λ . Para maiores valores de λ , a deformação residual calculada para os passes com recristalização parcial era maior; como consequência do estado de maior energia acumulada na microestrutura, a recristalização seria mais favorecida no passe subsequente, o que explica os maiores valores de frações recristalizadas calculadas considerando λ igual a 0,8 e 1,0. A utilização de diferentes valores de λ , no entanto, apresentou pouco impacto nos valores dos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe, mostrados na Figura 7.5.

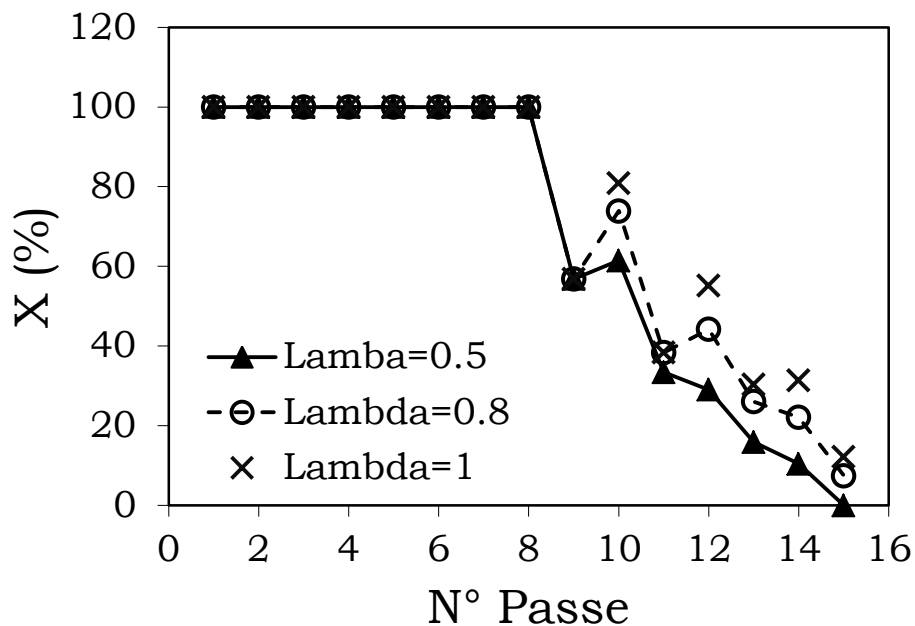


Figura 7.4 – Efeito da variação do coeficiente λ nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, pelo modelo MedG.

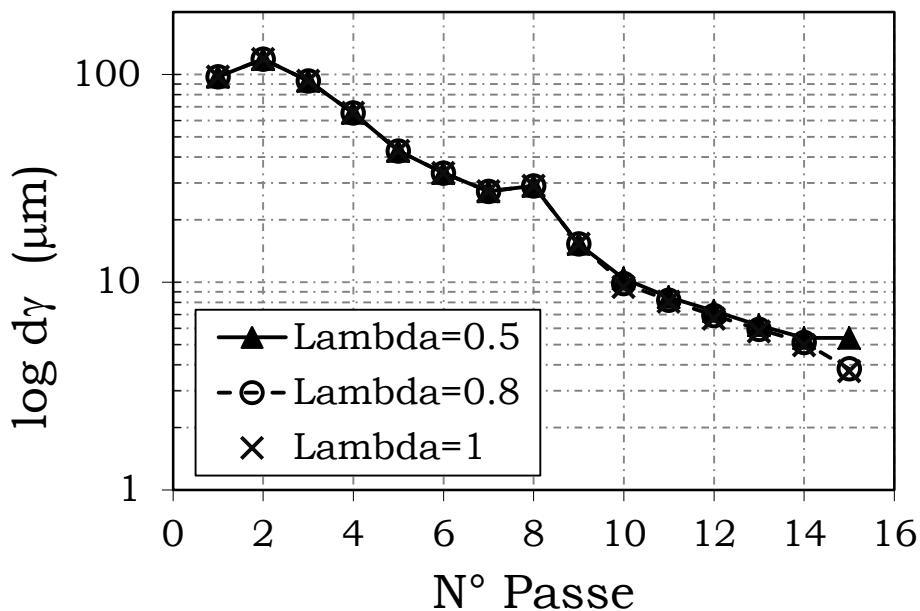


Figura 7.5 – Efeito da variação do coeficiente λ nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

A Figura 7.6 mostra o efeito da variação de λ nos valores das deformações residuais calculadas pelo modelo MedG para a laminação de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm. As variações nos valores de λ também impactaram diretamente os valores das deformações residuais ao final dos passes com recristalização parcial para este caso. As deformações residuais calculadas pelo modelo PopG também estão mostradas nesta figura, representadas pela linha pontilhada. Para um valor de λ igual a 1, a deformação residual calculada pelo modelo MedG ao final da laminação seria maior que a deformação residual calculada pelo modelo PopG.

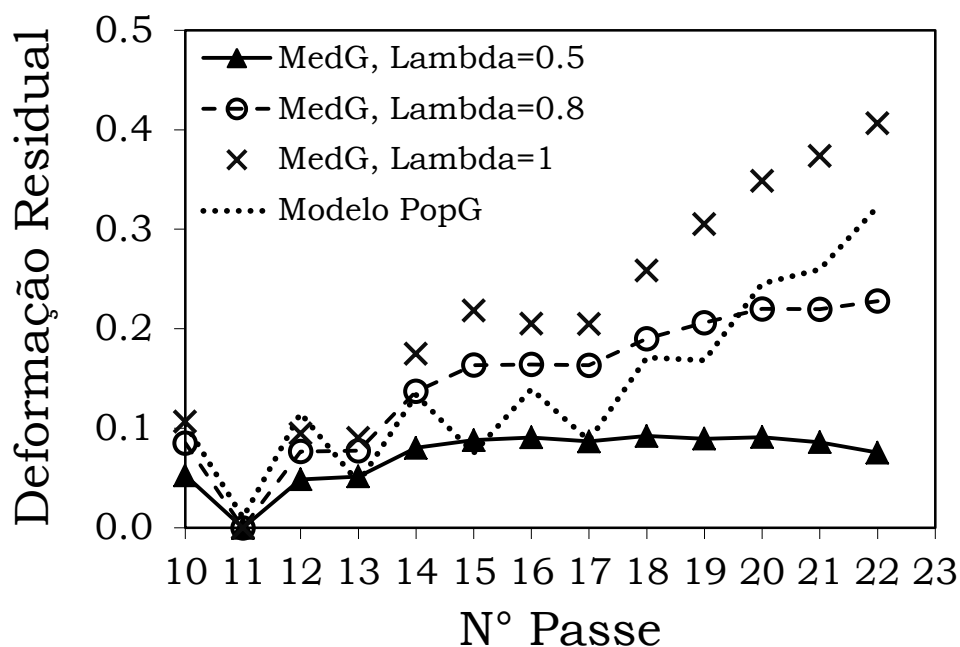


Figura 7.6 – Efeito da variação do coeficiente λ nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da laminação de acabamento da alma do perfil estrutural W 360 x 64 mm, pelo modelo MedG.

Assim, a escolha de diferentes valores de λ influenciaria consideravelmente o estudo da evolução da microestrutura neste tipo de modelamento. Nos casos de aços microligados ao Nb, essa influência seria ainda mais importante, uma vez que a deformação residual

na microestrutura atingira valores mais altos, e assumira um papel importante no refino de grão da microestrutura obtida ao final do processo de laminação.

Outra consideração no código computacional desenvolvido para o modelo MedG é que o único mecanismo de recristalização atuante seria a recristalização estática, RXS, condição adotada no trabalho de Pereda *et al.* ⁽¹⁾. Nos casos estudados nesta dissertação até agora, as condições termomecânicas não seriam suficientes para ativar a recristalização dinâmica, RXD, e, portanto a RXS seria o mecanismo de amaciamento principal governando a evolução da microestrutura, o que não traria problemas na utilização deste modelo. Nesta etapa, no entanto, um módulo foi inserido no modelo MedG, de forma que a ocorrência de metadinâmica, RXMD, também fosse considerada. Este módulo foi desenvolvido utilizando as mesmas equações e premissas para avaliar a ocorrência de RXD e RXMD do modelo PopG, que foram mostradas na Tabela 6.1 da sessão de resultados desta dissertação. O caso da LTQ da chapa com espessura final de 6 mm foi então calculado no modelo MedG, simulando condições de deformações artificialmente impostas de tal modo que se forçasse a ocorrência de RXD; ou seja, a deformação aplicada no passe foi maior que a deformação crítica para a ativação de RXD. Assim, a RXMD passaria também a atuar como mecanismo de amaciamento pós-dinâmico. Os valores das deformações utilizadas encontram-se no Apêndice 3 desta dissertação, que contém os resultados desta simulação. As mesmas deformações foram também aplicadas ao modelo MedG em sua estrutura original, ou seja, considerando apenas RXS, a fim de se comparar a influência da presença de RXMD na previsão da evolução da microestrutura. Os resultados obtidos sob estas duas condições são comentados no que se segue.

A Figura 7.7 mostra os valores das frações recristalizadas previstas pelo modelo MedG para a LTQ da chapa de 6 mm, considerando as duas condições: uma condição onde apenas RXS ocorreria, e outra condição onde a RXMD poderia também atuar como mecanismo de amaciamento. Os valores previstos de frações recristalizadas para os passes de desbaste, isto é, até o passe 8, foram praticamente os mesmos para os dois casos. Nos início do acabamento, passes 9 a 11, o modelo previu uma menor fração recristalizada quando a RXMD fosse considerada. Caso apenas RXS fosse assumida,

recristalização completa foi prevista. Estes resultados se refletiram diretamente nos valores das deformações residuais na microestrutura ao longo do processo.

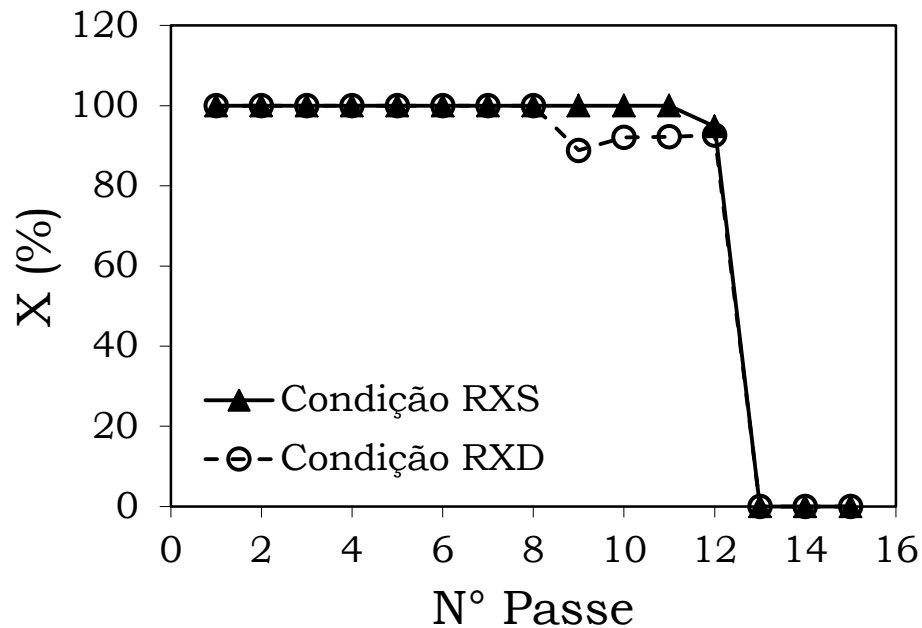


Figura 7.7 – Efeito da consideração de presença de RXD nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

A Figura 7.8 mostra os valores das deformações residuais calculadas pelo modelo MedG após cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, também considerando uma condição de apenas RXS, e uma outra condição onde RXMD poderia ocorrer. Os valores de deformações residuais maiores calculados nos passes 9 a 11, supondo-se a ocorrência de RXMD, levariam a um aumento no estado de energia acumulada na microestrutura entrando nos passes subsequentes a estes. Esta energia, no entanto, voltaria a cair no próximo passe, isto é, passe 12, onde maior recristalização foi calculada, mesmo com a temperatura de processo diminuindo gradativamente. A presença de RXMD, então, explicaria eventuais reduções nos valores das tensões médias de escoamento, ou TME, para estes passes. Este comportamento estaria de acordo com o que foi relatado por Siciliano *et al.* ⁽⁶⁻⁸⁾ em seus trabalhos.

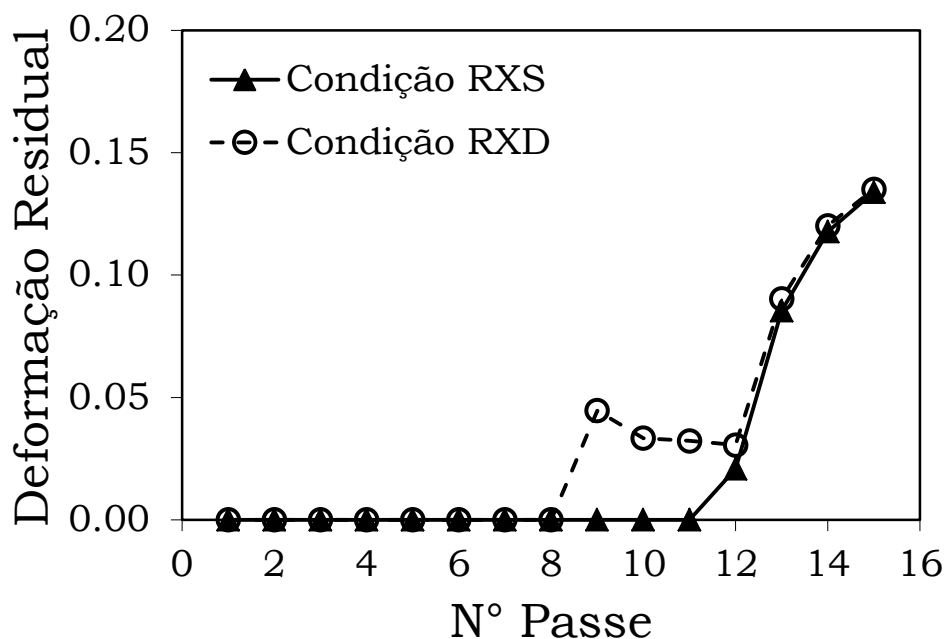


Figura 7.8 – Efeito da consideração de presença de RXD nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

Quanto ao impacto da presença de RXMD, era esperado que grãos de austenita mais refinados fossem calculados assumindo-se esta condição. Porém, os valores de tamanhos de grãos calculados considerando as duas condições foram praticamente os mesmos. A Figura 7.9 mostra os valores dos tamanhos de grão médios de austenita calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, considerando tanto a condição de que apenas RXS ocorreria, quanto a condição de que RXMD poderia também ocorrer. A diferença nos tamanhos de grãos calculados não foi notada, pois a recristalização ainda estaria próxima da região de RXS, ou seja, não haveria muita contribuição dos mecanismos de RXMD no refino dos grãos de austenita neste caso. Cabe comentar que a presença de RXMD + RXS, no entanto, levaria à formação de grãos recristalizados estaticamente e de grãos recristalizados meta-dinamicamente, com diferentes tamanhos, e com um possível impacto na distribuição de grãos da microestrutura. A microestrutura obtida em condições onde RXMD + RXS ocorresse poderia ser mais heterogênea, o que não seria notado em modelos que consideram tamanhos de grãos médios. O comportamento da distribuição de grãos em uma

microestrutura com RXMD + RXS também será abordado na parte de discussões do desempenho do modelo PopG.

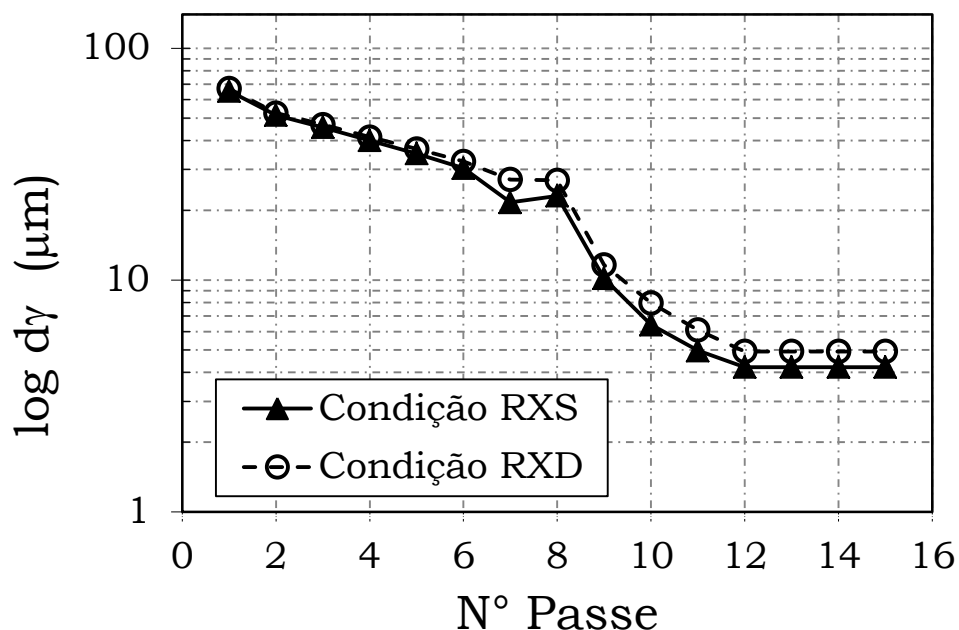


Figura 7.9 – Efeito da consideração de presença de RXD nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

Por fim, o desempenho do modelo MedG quanto à presença de Nb também foi avaliado. O caso da LTQ da chapa de 6 mm foi calculado no código computacional, considerando três quantidades hipotéticas de Nb: 0,005 %, 0,020 % e 0,035 %. As mesmas condições de processamento termomecânico utilizadas no capítulo de resultados foram consideradas para os três casos.

A Figura 7.10 mostra os valores das frações recristalizadas calculadas pelo modelo MedG para a LTQ da chapa de 6 mm. Para o aço com 0,035 % de Nb, a precipitação induzida por deformação de Nb foi prevista após o passe 9, e contribuiu para o maior atraso da recristalização nos passes subsequentes, como esperado. Para essa liga, uma quantidade de 0,004 % de Nb precipitado foi calculada pelo modelo MedG,

correspondente a 11 % do Nb nominal. Para as quantidades de 0,005 % e 0,020 % de Nb, no entanto, a precipitação não foi prevista, e a recristalização foi atrasada por efeito de arraste do Nb em solução sólida.

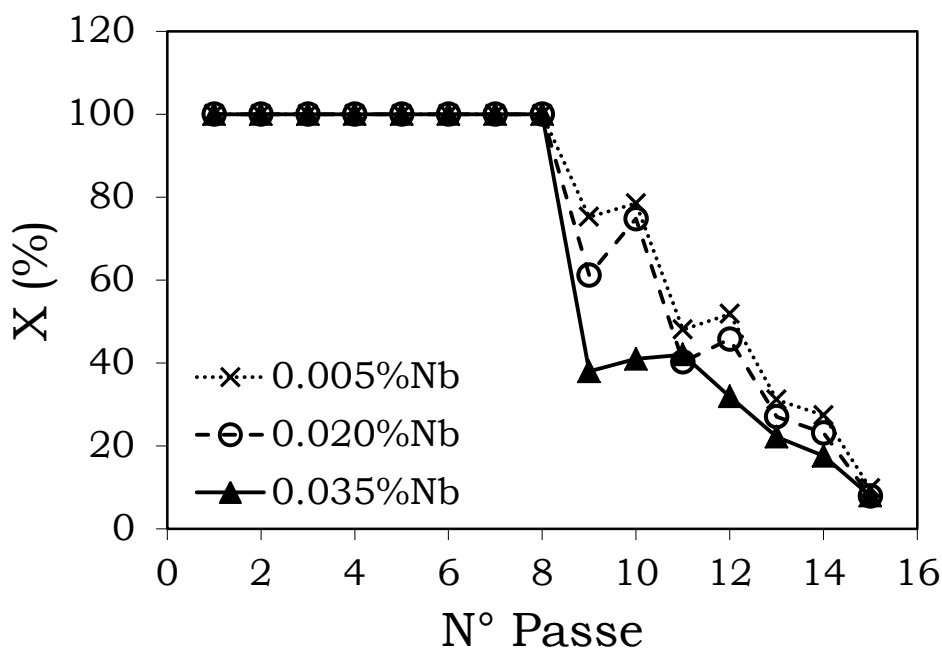


Figura 7.10 – Efeito de diferentes teores de Nb nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

As diferentes quantidades de Nb também tiveram impacto nas condições para a ativação de RXD. Para uma quantidade de 0,005 % de Nb, RXMD + RXS foi prevista entre os passes 5 e 8; RXMD + RXS também foi prevista considerando 0,020 % de Nb, nos passes 6 e 7. Tomando-se 0,035 % de Nb, no entanto, os valores das deformações críticas necessárias para a ocorrência de RXD foram consideravelmente maiores, e apenas RXS foi prevista.

A Figura 7.11 mostra o efeito dos diferentes teores de Nb nos valores dos tamanhos de grão médios de austenita calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm.

Um tamanho de grão médio de austenita mais refinado foi calculado ao final do processo para uma quantidade de 0,035 % de Nb.

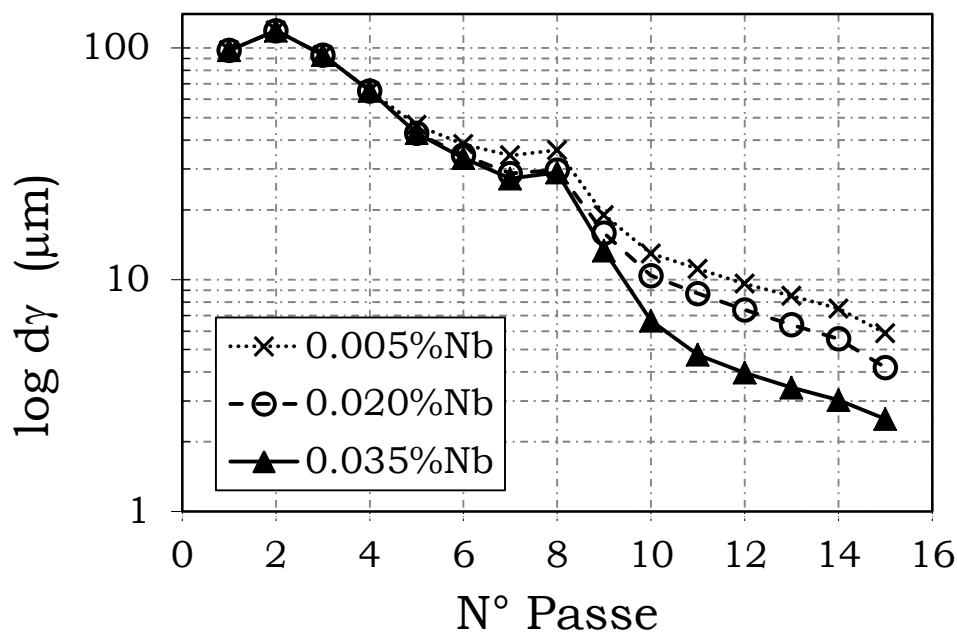
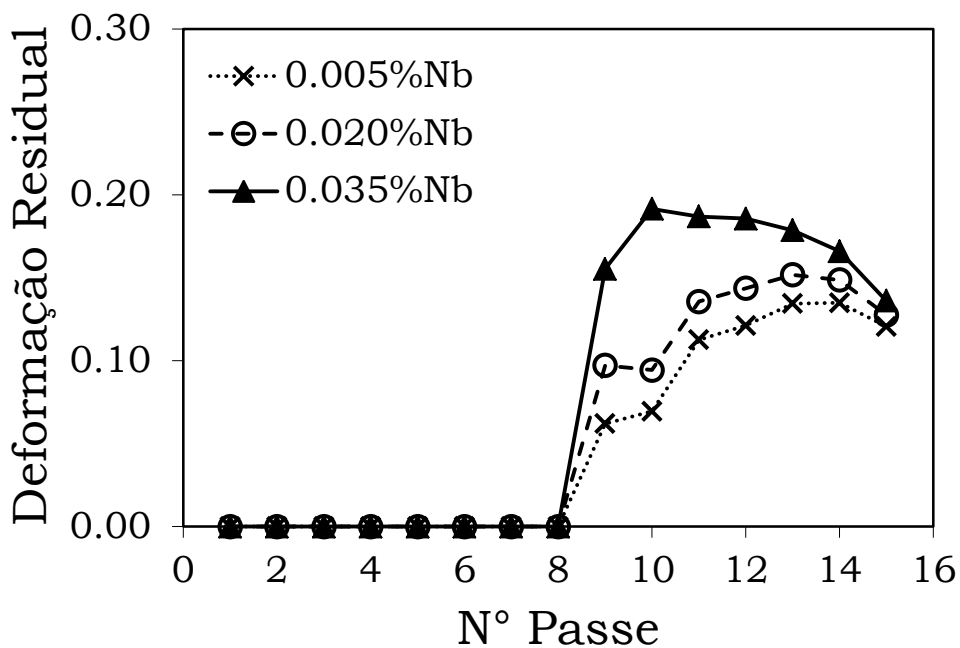
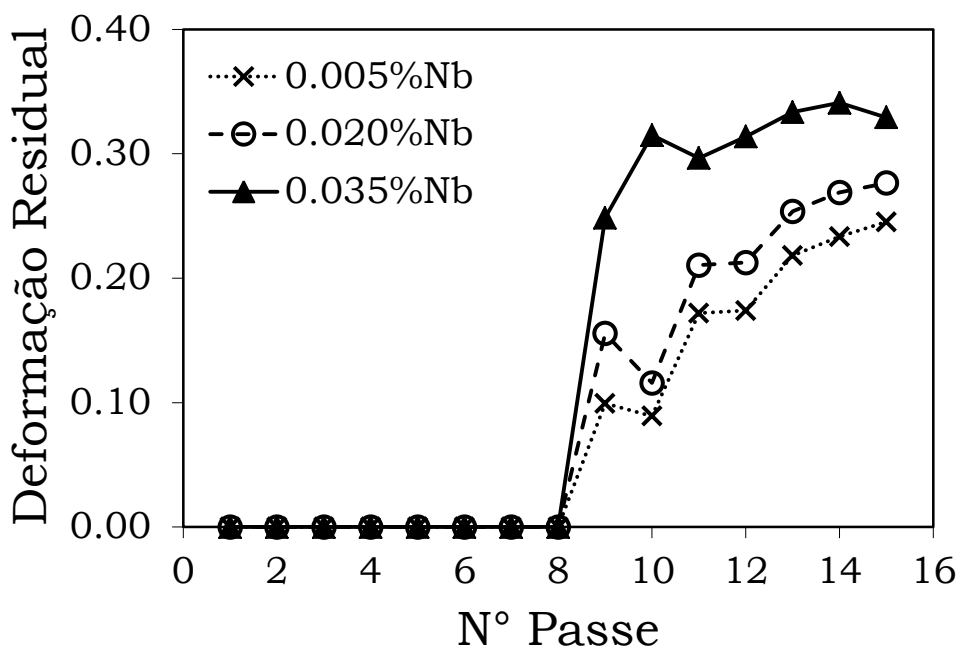


Figura 7.11 – Efeito de diferentes teores de Nb nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG.

Para o cálculo das deformações residuais na microestrutura, se um valor de λ de 0,5 fosse adotada, o modelo MedG não calcularia influência considerável da presença de Nb no valor da deformação residual na microestrutura ao final do processo. Entretanto, se o valor de λ fosse alterado para 0,8, o comportamento da deformação residual seria mais próximo do esperado para um aço com maior contribuição de precipitação induzida por deformação. A Figura 7.12 mostra o efeito dos diferentes teores de Nb nos valores das deformações residuais na microestrutura calculadas pelo modelo MedG após cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, para λ igual a 0,5 (a) e λ igual a 0,8 (b). Alterações no valor deste coeficiente novamente enfraqueceriam as previsões deste tipo de modelo.



(a)



(b)

Figura 7.12 – Efeito de diferentes teores de Nb nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo MedG. (a) Para λ igual a 0,5, (b) para λ igual a 0,8.

A possibilidade de se prever alterações na microestrutura devido à ocorrência de diferentes mecanismos de amaciamento e endurecimento, como a RXMD e a precipitação induzida por deformação de compostos de Nb(C,N), a um tempo relativamente baixo, seria um ponto positivo na utilização de um modelo que trabalhe com um tamanho de grão médio de austenita. Se o modelo estivesse devidamente calibrado, sua utilização *on-line* seria possível, podendo ser aplicado, por exemplo, para estimar as cargas de laminação durante um processo industrial real. Sob estas condições, este tipo de modelo poderia também ser utilizado para prever propriedades mecânicas, tal qual, o limite de escoamento e o limite de resistência de um produto sendo laminado. Por calibrado, entenda-se que os valores de fatores arbitrários, tais como o coeficiente λ utilizado no cálculo da deformação residual na microestrutura, deveriam estar dimensionados de acordo com análises realizadas previamente para uma série de produtos provenientes de um processo específico. Por outro lado, isto traria uma incapacidade do modelo de prever condições foras daquelas estudadas previamente, o que enfraqueceria a sua aplicação.

O ponto mais forte deste modelo, no entanto, seria o módulo de precipitação nele adotado. Este módulo permitiria calcular a quantidade de Nb precipitado durante o processo de laminação. Dessa forma, seria possível se estimar a quantidade de Nb que contribuiu de fato para o refino de grão ao longo do processo de laminação, e a quantidade de Nb que permaneceu em solução sólida ao final do processo. Essa quantidade remanescente em solução sólida poderia contribuir para o aumento de resistência por precipitação durante a transformação de fases.

Ademais, é importante comentar que a ocorrência de RXMD durante o processamento, e a presença de Nb no aço, poderiam também ter impacto direto na distribuição dos tamanhos de grãos na microestrutura. O aumento nos valores das deformações críticas, que dificultaria a ocorrência de RXD, e o atraso na recristalização nos passes com temperaturas mais baixas, seja por arraste de soluto, seja por formação de precipitados de Nb, poderia levar além do refino de grão, à formação de uma microestrutura mais homogênea. A influência da presença de Nb na distribuição de grãos na microestrutura será discutido na avaliação do desempenho do modelo PopG, no que se segue.

7.2. Modelo PopG

Os mesmos atributos avaliados na sessão anterior, de discussões do modelo MedG, foram considerados no estudo do desempenho do modelo que considera uma distribuição de tamanhos de grãos na microestrutura: o comportamento de crescimento de grãos, o método de cálculo da deformação residual na microestrutura durante o processamento, a influência de diferentes mecanismos de amaciamento pós-dinâmicos na evolução da microestrutura, e o impacto de diferentes teores de Nb na evolução da microestrutura. Os comportamentos observados para cada uma destas condições serão discutidos no que se segue.

Para o caso da LTQ da chapa de 6 mm, crescimento de grão anormal também foi previsto pelo modelo PopG, conforme comentado na sessão de resultados; um aumento médio de 25 μm nos grãos de austenita foi calculado durante transição entre a laminação de desbaste e a laminação de acabamento. Seguindo as observações realizadas na sessão de discussão do modelo MedG, a equação (6.7) foi também substituída pela equação (7.2) para o cálculo do crescimento de grãos no modelo PopG. Os casos da LTQ da chapa de 6 mm e da laminação do perfil estrutural foram então recalculados no modelo PopG, utilizando esta nova equação.

A Figura 7.13 mostra os valores do tamanho de grão médio e do 9º decil, ou seja, o tamanho de grão abaixo do qual se encontram 90 % dos grãos de austenita, recalculados pelo modelo PopG para o caso da LTQ da chapa de 6 mm. Os novos valores estão comparados contra os valores calculados utilizando as equações originais, que foram apresentados na sessão de resultados desta dissertação. O crescimento previsto utilizando a equação (7.2) durante a transição se aproximou do comportamento de crescimento de grão esperado em uma laminação industrial. Durante os últimos passes, no entanto, não houve diferença notável entre os valores calculados por cada uma das equações acima, uma vez que os intervalos de tempo entre passes foram curtos, e não houve recristalização completa.

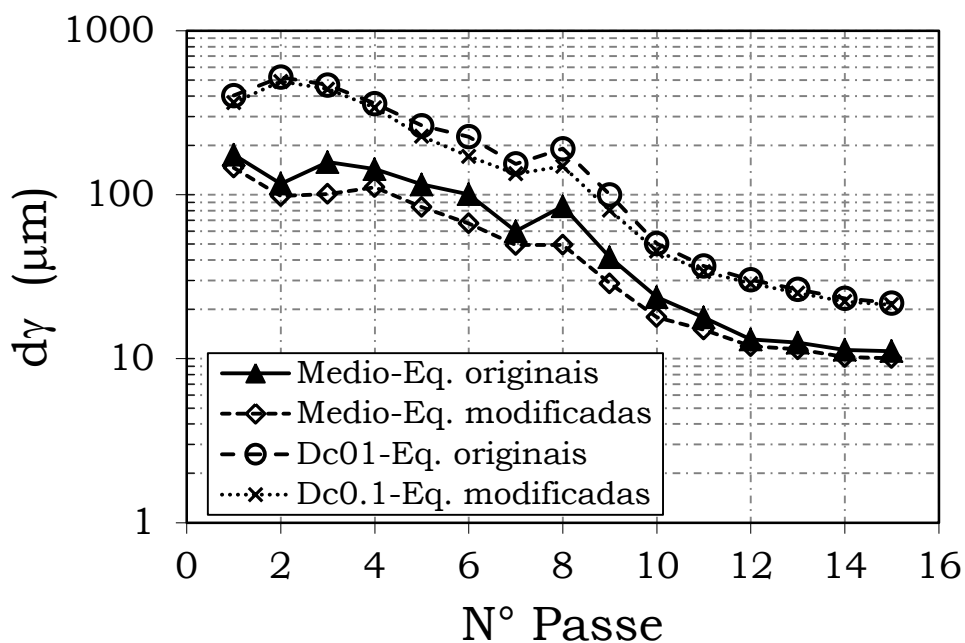


Figura 7.13 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da LTQ da chapa de 6 mm calculado pelo modelo PopG.

Para o caso da laminação do perfil estrutural, um tamanho de grão menor foi calculado pelo modelo PopG para a sequência de laminação de desbaste. A Figura 7.14 mostra os valores dos tamanhos de grãos médio e do 9º decil da austenita recalculados pelo modelo PopG para a laminação de desbaste do perfil estrutural W 360 x 64 mm. Um menor crescimento de grão foi previsto ao final desta etapa da laminação utilizando a nova equação de crescimento de grão: um tamanho médio de 144,2 μm foi agora obtido, contra o valor de 191,3 μm que foi calculado utilizando a equação de Hodgson e Gibbs. O valor de 144,2 μm se aproximou do valor previsto por Reis⁽¹⁴⁾ em seu trabalho, de 134 μm . Entretanto, não houve diferença considerável na dispersão dos tamanhos de grãos. Também, não houve diferença considerável nos resultados da laminação da alma e do perfil deste caso, uma vez recristalização parcial foi prevista durante a maior parte destas sequências de laminação; logo, não haveria crescimento de grãos.

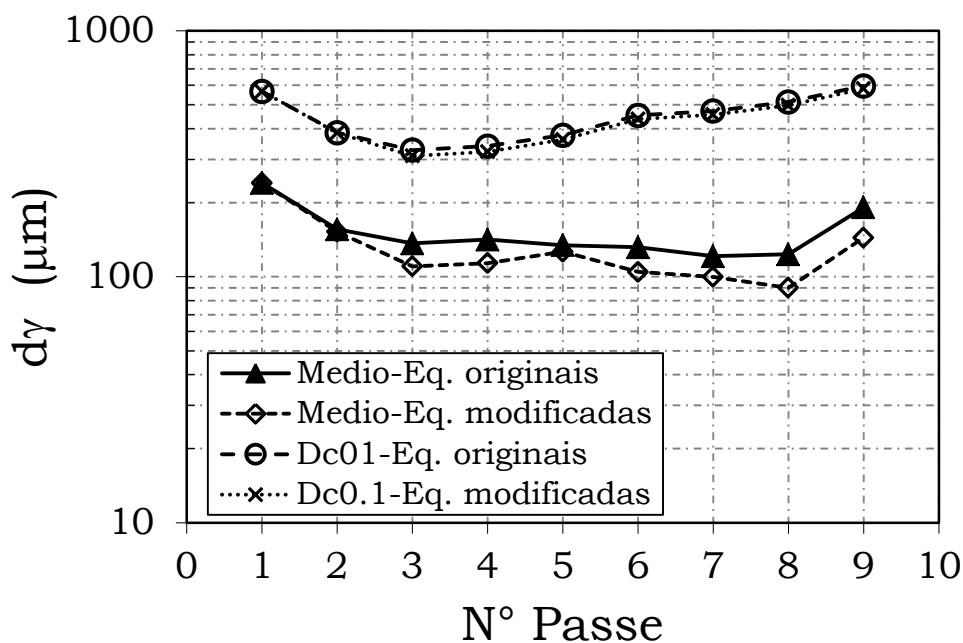


Figura 7.14 – Evolução do tamanho de grão médio da austenita ao longo dos passes da laminação de desbaste do perfil estrutural W 360 x 64 mm calculado pelo modelo PopG.

O cálculo da deformação residual numa microestrutura representada por um tamanho de grão médio também foi discutida na sessão anterior desta dissertação. A deformação total acumulada após um passe de deformação seria, assim como o tamanho de grão, representada por um valor médio. A utilização de um coeficiente arbitrário para se calcular essa deformação residual, no entanto, enfraquecia as previsões do modelo MedG. No modelo PopG, o valor médio da deformação acumulada na microestrutura também era retornado após cada passe de laminação. Neste modelo, entretanto, era possível acompanhar o histórico das deformações acumuladas em cada população de tamanho de grão que compõem a microestrutura. Ou seja, cada população de tamanho de grão teria um valor de deformação acumulada, que dizia respeito a uma parcela da deformação total acumulada do passe, ponderada por sua fração volumétrica, como era calculado pela equação (6.38). O termo $(1 - X)$ desta equação diz respeito ao somatório das frações volumétricas de todos os grãos não-recristalizados após um dado passe. A equação (6.38) poderia, então, ser reescrita da seguinte maneira:

$$\bar{\varepsilon}_r = fvol_{i=1} \cdot [\varepsilon_r]_{i=1} + fvol_{i=2} \cdot [\varepsilon_r]_{i=2} + \dots + fvol_k \cdot [\varepsilon_r]_k \quad (7.3)$$

onde $fvol_i$ e $[\varepsilon_r]_i$ são a fração volumétrica e a deformação acumulada associadas a uma população de tamanhos de grãos de austenita d_i . O índice k é o número total de populações de grãos de austenita que representam a microestrutura, para um dado passe.

Considerando o caso da LTQ da chapa de 6 mm, o modelo PopG calculou uma deformação residual total de 0,28 após o último passe de laminação, como mostrado na Figura 6.10 do capítulo de resultados desta dissertação. O valor calculado pelo modelo MedG, para o mesmo processo, foi de 0,13, também mostrado na Figura 6.10. Assim, como foi discutido acima, a utilização de um coeficiente arbitrário para balancear a deformação residual média enfraqueceria as previsões do modelo MedG.

Outra contribuição de se conhecer os valores das deformações residuais associadas aos tamanhos de grãos que representam cada população de grão da austenita, é que a partir desta distribuição, também seria possível se calcular uma distribuição dos tamanhos de grãos de ferrita obtida após a transformação de fases. Esta previsão, no entanto, deveria ser validada contra dados de medições de distribuições de tamanhos de grãos de ferrita obtidas após a laminação, que não foi o objetivo desta dissertação.

Quanto à possível atuação de diferentes mecanismos pós-dinâmicos após um passe de laminação, os mesmos valores de deformação utilizados para estudar o comportamento da microestrutura no modelo MedG, considerando a influência da presença de RXMD, foram aplicadas ao modelo PopG, sob duas condições: a primeira condição utilizando o código computacional original construído, ou seja, que considerava RXS, e RXMD como possíveis mecanismos de amaciamento pós-dinâmicos, e outra condição, com uma alteração no código para que fosse considerada apenas a RXS. Os resultados obtidos são discutidos a seguir.

A Figura 7.15 mostra os valores das frações recristalizadas previstas pelo modelo PopG para a LTQ da chapa de 6 mm, supondo-se apenas RXS, e supondo-se também que

RXMD poderia ocorrer. Os valores das frações recristalizadas foram praticamente os mesmos para as duas condições, devido às mesmas características já comentadas na sessão de discussões do modelo MedG: as altas deformações e os valores de intervalos de tempo entre passes foram suficientes para que a recristalização se completasse durante grande parte do processo. Nos últimos passes, com intervalos de tempo entre passes menores que 1 s, não houve tempo o suficiente para a recristalização considerando as novas condições termomecânicas.

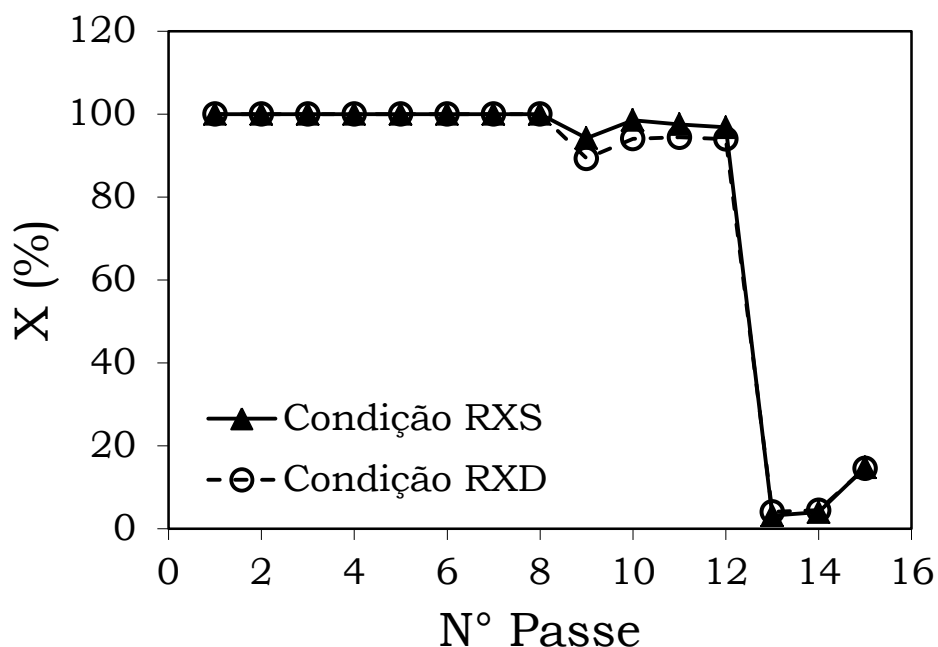


Figura 7.15 – Efeito da consideração de presença de RXD nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

Os tamanhos de grãos médios também apresentaram comportamentos parecidos. A Figura 7.16 mostra os valores dos tamanhos de grão médios de austenita calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, para as mesmas condições de recristalização descritas acima. Um leve refino foi previsto nos primeiros passes da sequência de acabamento, passes 9 e 10, quando mecanismos de RXD foram considerados. Essa população de grãos mais finos pode ser notada na Figura 7.17, que

mostra as distribuições de tamanhos de grãos calculadas ao final do passe 10, ou seja, entrada do passe 11, considerando as duas condições. Foi calculada uma frequência maior de grãos na faixa de 5 μm quando se considerando RXD. Essa diferença, no entanto, foi compensada nos passes subsequentes, e as previsões de tamanhos de grãos ao final do processo foram praticamente as mesmas para os dois casos.

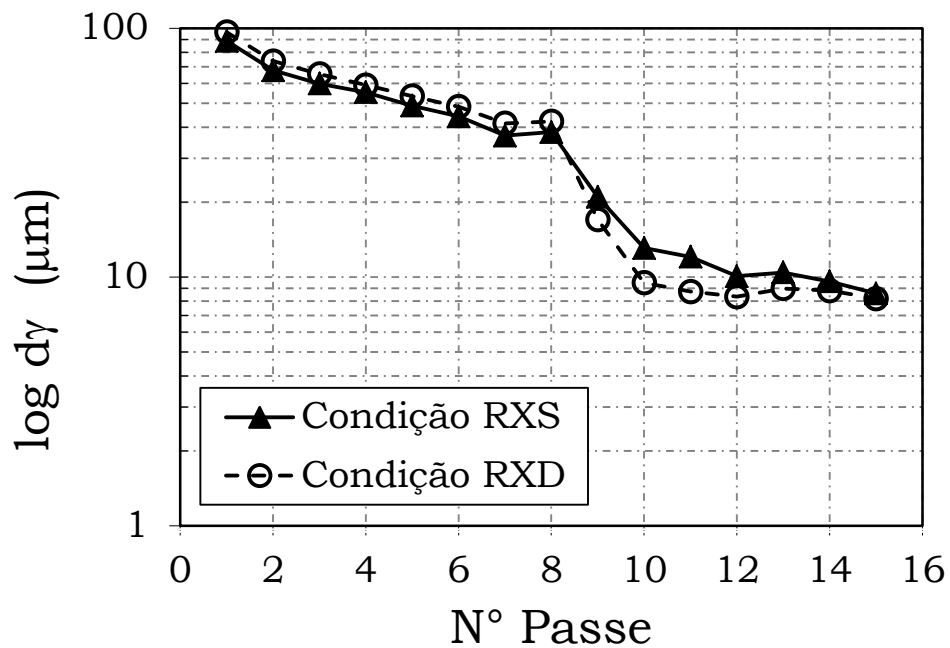


Figura 7.16 – Efeito da consideração de presença de RXD nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

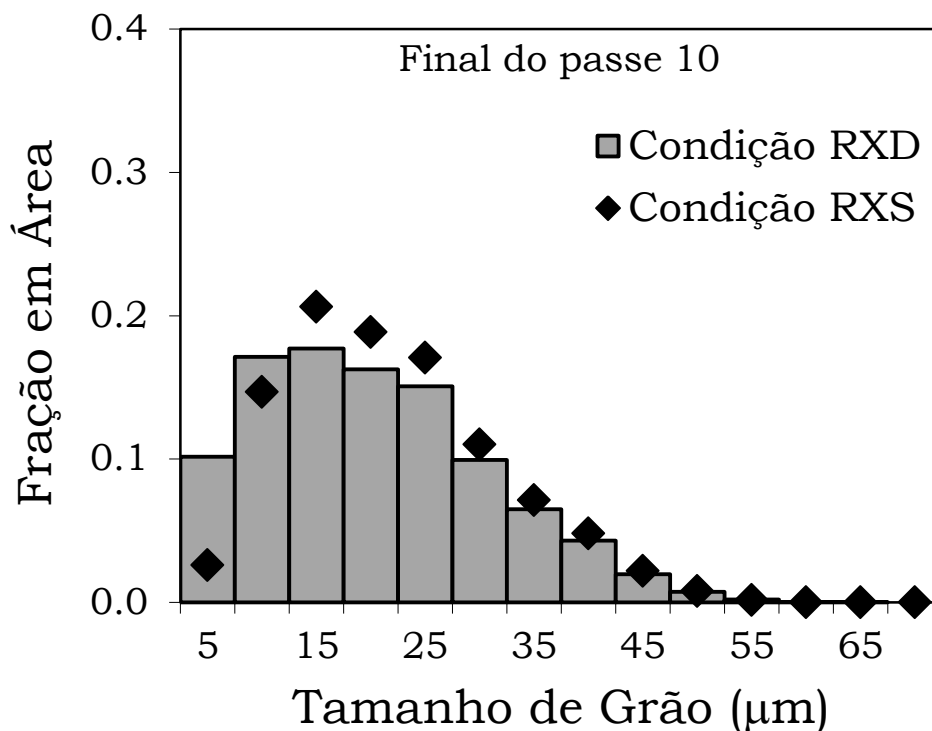


Figura 7.17 – Distribuições dos tamanhos de grãos da austenita previstas pelo modelo PopG ao final do passe 11 da LTQ da chapa de 6 mm, considerando apenas RXS e a presença de RXD.

A Figura 7.18 mostra os valores das deformações residuais calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm, considerando tanto a condição de apenas RXS quanto a condição de ocorrência de RXD. Os valores das deformações residuais previstas na microestrutura apresentaram o mesmo comportamento notado pelo modelo MedG: um aumento considerável dos valores das deformações residuais foi observado entre os passes 8 e 11 considerando a presença de RXD. Isto ocasionaria um aumento nos valores da TME para estes passes, que diminuiria nos passes subsequentes, mesmo a temperaturas menores.

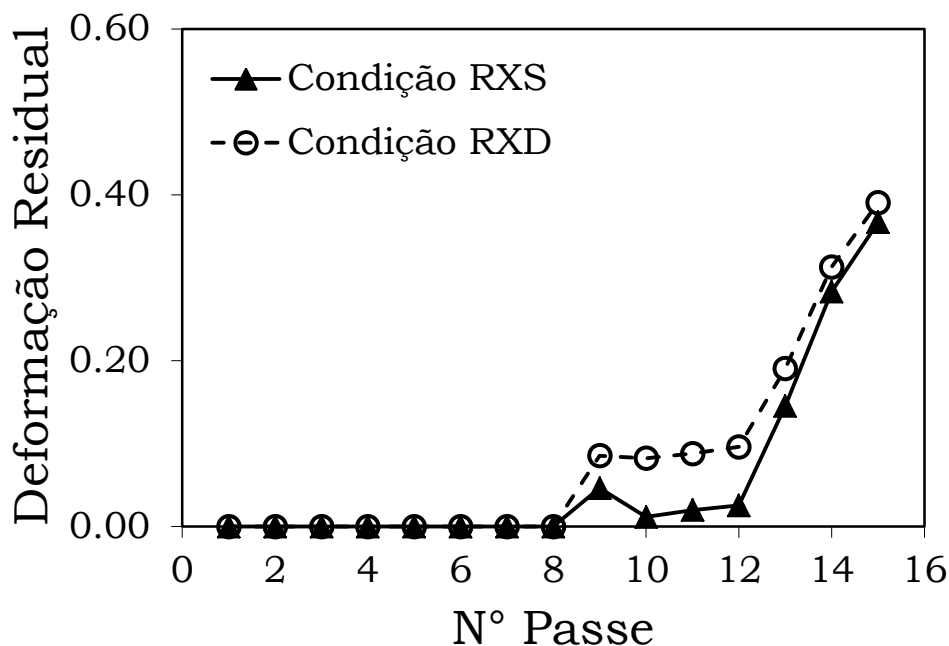


Figura 7.18 – Efeito da consideração de presença de RXD nas deformações acumuladas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

Por fim, o desempenho do modelo PopG quanto à presença de Nb também foi avaliado. Como o objetivo aqui é o de se avaliar as previsões do modelo PopG, contra as previsões realizadas pelo modelo MedG, a equação (6.33) foi substituída pelas equações (6.10) a (6.14) para o cálculo do início do tempo de precipitação induzida por deformação de Nb. O caso da LTQ da chapa de 6 mm, então, foi calculado no código computacional do PopG, utilizando essas equações, e considerando três quantidades hipotéticas de Nb: 0,005 %, 0,020 % e 0,035 %. Os mesmos parâmetros termomecânicos considerados no capítulo de resultados foram utilizados para os cálculos dos três casos.

A Figura 7.19 mostra os valores das frações recristalizadas calculadas pelo modelo PopG para a LTQ da chapa de 6 mm, considerando as três quantidades hipotéticas de Nb descritas acima. Para as quantidades de 0,005 % e 0,020 % de Nb, a precipitação induzida por deformação não foi prevista, e o atraso da recristalização se deu por efeito de arraste do Nb em solução sólida. Para 0,035 % de Nb, no entanto, o modelo PopG

calculou o início da precipitação no passe 9, e a recristalização foi consideravelmente atrasada para os passes subsequentes. Os valores das frações recristalizadas, neste caso, foram bem menores que aquelas calculados pelo modelo MedG.

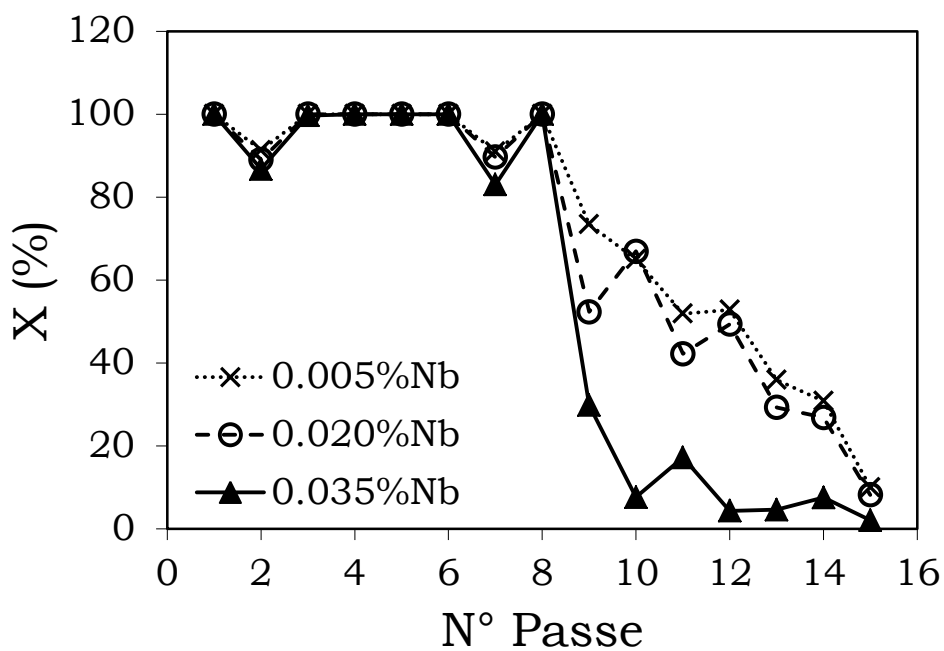


Figura 7.19 – Efeito de diferentes teores de Nb nas frações recristalizadas calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

O efeito da precipitação prevista considerando-se a quantidade de 0,035 % de Nb influenciou diretamente os valores das deformações residuais calculados pelo modelo PopG, mostrados na Figura 7.20.

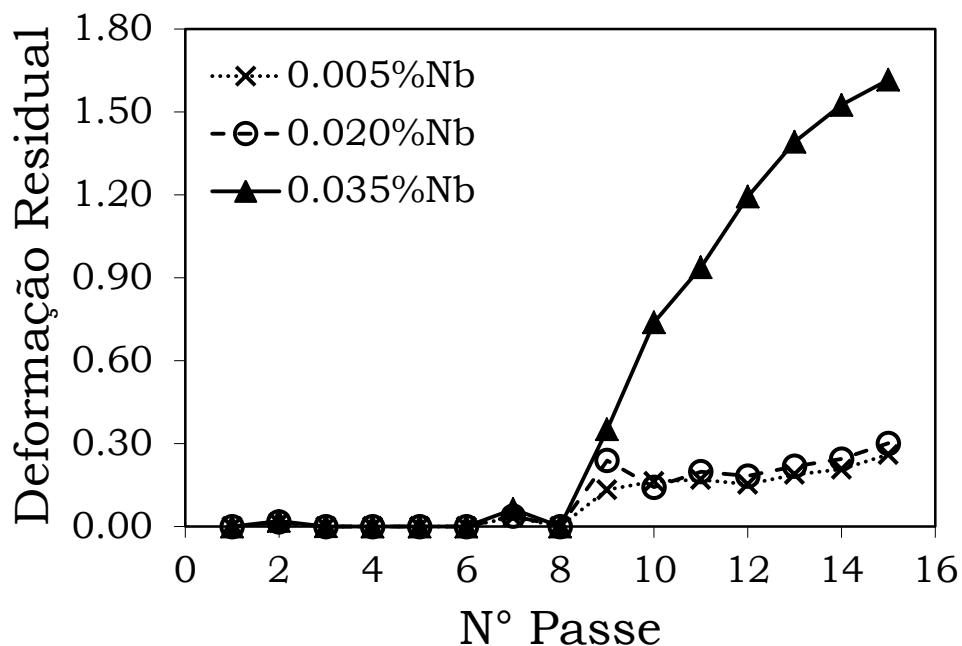


Figura 7.20 – Efeito de diferentes teores de Nb nas deformações residuais calculadas ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

A Figura 7.21 mostra o efeito dos diferentes teores de Nb nos valores dos tamanhos de grão médios de austenita calculadas ao final de cada passe da LTQ da chapa de 6 mm. A consideração de diferentes quantidades de Nb não influenciou diretamente os valores dos tamanhos de grãos médios de austenita calculados. Entretanto, uma redução notável na dispersão da distribuição dos tamanhos de grãos foi notada ao final da laminação para a quantidade de 0,035 % Nb. A Figura 7.22 mostra as distribuições de tamanhos de grãos de austenita ao final do processo de laminação, ou seja, no início da transformação de fases, considerando quantidades de 0,005 % e 0,035 % de Nb.

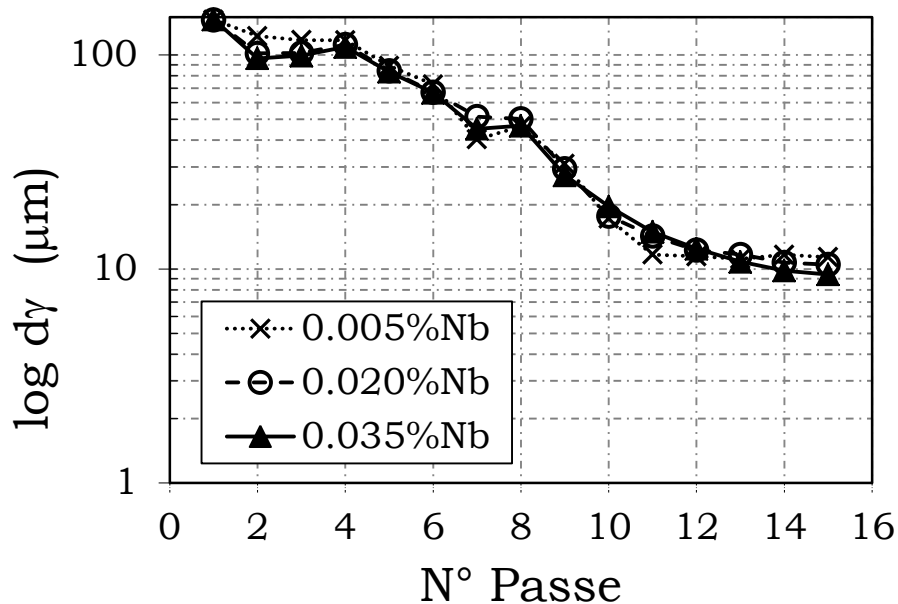


Figura 7.21 – Efeito de diferentes teores de Nb nos tamanhos de grãos médios de austenita calculados ao final de cada passe da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

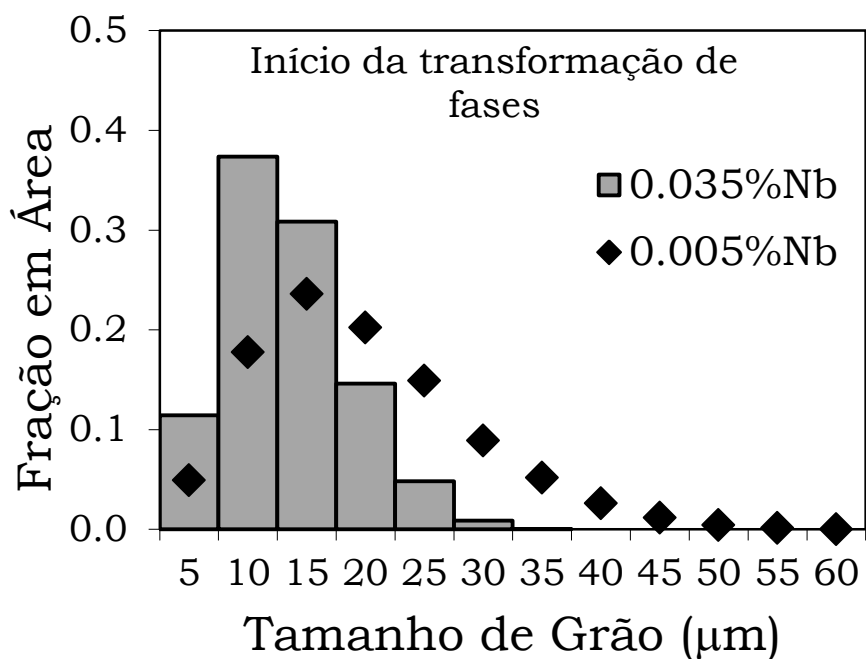


Figura 7.22 – Efeito de diferentes teores de Nb na distribuição de tamanhos de grãos de austenita calculada ao final da LTQ da placa de 6 mm, pelo modelo PopG.

No geral, os resultados calculados pelo modelo PopG foram mais precisos e condizentes com o comportamento esperado da microestrutura para os processos de laminação analisados nesta dissertação. Com os cálculos sendo realizados considerando-se diferentes populações de tamanhos de grãos, ponderadas pelas suas frações volumétricas, fatores arbitrários para a correção de valores médios, como no caso do cálculo da deformação residual no modelo MedG, não seriam necessários.

Além dos mais, conhecendo-se a distribuição de tamanhos de grãos de austenita obtida ao final do processo, e os valores das deformações residuais em cada uma das populações de tamanho de grãos, seria possível prever a microestrutura de ferrita obtida após a transformação de fases não apenas em função do tamanho de grão médio, mas também em função de uma distribuição. A distribuição dos tamanhos de grãos de ferrita teria impacto direto em algumas propriedades mecânicas, como a tenacidade, e assim, nos valores obtidos, por exemplo, de ensaios de alongamento percentual e charpy.

O tempo despendido nos cálculos pelo modelo PopG, no entanto, foram maiores, da ordem de 30 s. Isto dificultaria a utilização deste tipo de modelo *on-line*.

8. Conclusões

Os dois tipos de modelagem matemática da evolução do grão de austenita, durante processos de laminação a quente, foram reproduzidos em códigos computacionais nesta dissertação. Esses códigos foram testados e validados utilizando dados da literatura, e, em seguida, o desempenho de cada tipo de modelagem foi analisado, utilizando dados de processos industriais reais publicados na literatura. Através das análises realizadas nesta dissertação, foi possível concluir que:

Os cálculos realizados por modelos que utilizam a abordagem de um tamanho de grão médio foram diretamente influenciados pelo valor que seria arbitrado ao fator λ , empregado no cálculo das deformações residuais na microestrutura após cada passe de laminação neste tipo de modelagem. A escolha de valores distintos deste coeficiente resultou em diferenças nos comportamentos previstos das frações recristalizadas e das deformações residuais na microestrutura. Este seria um fator limitante na utilização deste tipo de modelo.

O módulo para o cálculo da quantidade de Nb precipitado induzido por deformação, do modelo que considera um tamanho de grão médio, permitiria estimar o quanto de Nb de fato contribuiria para o refino de grão durante o processo de laminação, e o quanto de Nb estaria em solução sólida ao final do processo.

A vantagem do modelo que utiliza um tamanho de grão médio é que este tipo de modelo despende de um tempo de cálculo consideravelmente menor que um modelo que utilize uma distribuição de tamanhos de grãos. Caso o modelo estivesse devidamente calibrado a uma linha de laminação específica, ele poderia ser utilizado *on-line*, por exemplo, para prever o comportamento do material ao longo do processo de laminação.

O modelo que considera uma distribuição de tamanho de grãos mostrou melhor precisão nos cálculos dos tamanhos de grãos austenita obtidos ao final da laminação a quente, antes da transformação de fases. Neste tipo de modelagem, o fator λ não foi empregado, e as deformações residuais na microestrutura foram quantificadas considerando as

frações recristalizadas e as frações volumétricas de cada população de tamanho de grãos.

Além disso, pela possibilidade de se prever heterogeneidades na microestrutura, o modelo que considera populações de tamanhos de grãos mostrou-se mais sensível à presença de Nb, tanto em solução sólida, quanto precipitado induzido por deformação. A contribuição do Nb pôde ser quantificada não apenas em função do refino de grão, e do acúmulo de energia na microestrutura, como também no aprimoramento da distribuição da microestrutura.

Os dois tipos de modelos apresentaram comportamentos parecidos nas previsões da influência dos diferentes mecanismos de amaciamento pós-dinâmicos, como RXMD e RXMD + RXS, que poderiam ocorrer durante a laminação a quente para os casos estudados nesta dissertação.

9. Recomendações para trabalhos futuros

O modelo que descreve a microestrutura em função de populações de tamanhos de grãos permite o conhecimento da microestrutura da austenita, ao final da laminação, em função da sua distribuição de grãos, e do estado de deformação residual associada a cada população de grão. Considerando-se também a estratégia de resfriamento utilizada ao final da laminação a quente, uma metodologia poderia ser desenvolvida para se prever uma distribuição de tamanhos de grãos de ferrita a partir destas informações.

A aplicação do tipo de modelagem que considera um tamanho de grão médio é bem difundida em diferentes tipos de processo de laminação, tanto de produtos planos, quanto de produtos longos. A aplicação de um modelo que considere uma distribuição de tamanhos de grãos, no entanto, deve ser melhor estudada para processos de laminação a quente mais específicos, como por exemplo, de ângulos e produtos longos redondos.

10. Referências Bibliográficas

1. 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. jul. 2008.
2. 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. mai. 2004.
3. SELLARS, C.M. Modelling Microstructural Development During Hot Rolling, *Materials Science and Technology*, v. 6, p. 1072-1081. nov. 1990.
4. 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. set. 1992.
5. 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. jan. 1996.
6. SICILIANO JR, F., MINAMI, K., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size During the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels. *ISIJ International*, v. 36, n. 12, p. 1500-1506. set. 1996.
7. MINAMI, K., SICILIANO JR., F., MACCAGNO, T. M. Mathematical Modeling of Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Nb Steels, *ISIJ International*, v. 36, n. 12, p. 1507-1515. set. 1996.
8. SICILIANO JR, F., KIRIHATA, A., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Multiply-alloyed Carbon Steels, *ISIJ International*, v. 38, n. 2, p. 187-195. out. 1998.

9. LEE, Y., CHOI, S., HODGSON, P.D. Integrated Model for Thermo-Mechanical Controlled Process in Rod (or Bar) Rolling, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 125-126, p. 678-688. fev. 2002.
10. 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. mai. 2002.
11. 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. abr. 2003.
12. MEDINA, S.F., QUISPE, A., GOMEZ, M. Model for Strain-Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 45, n. 3, p. 1524-1539. mar. 2014.
13. 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.
14. 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).
15. URANGA, P., IBABE, J.R., STALHEIM, D.G., BARBOSA, R., REBELLATO, M. Application of Practical Modeling of Microalloyed Steels for Improved Metallurgy, Productivity and Cost Reduction in Hot Strip Mill Applications. *In AISTech: The Iron & Steel Technology Conference and Exposition*. Pittsburgh, USA. 2016.
16. OLIVEIRA, F.G. *Modelo Matemático de Evolução Microestrutural de Fio-Máquina Microligado Laminado a Quente*. Belo Horizonte, Brasil: Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. 2016. 60p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
17. OLIVEIRA, F.G., LINO, R., BARBOSA, R. Mathematical Model of Microstructural Evolution of Hot Rolled Wire Rods for Nb Microalloyed Steels. *In*

THERMEC'2016: International Conference on PROCESSING & MANUFACTURING OF ADVANCED MATERIALS. Graz, Austria. 2016.

18. DUTTA, B., SELLARS, C.M. Effect of Composition and Process Variables on Nb(C,N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite. *Materials Science and Technology*, v. 3, p. 197-206. 1987.

Apêndice 1 – Resultados dos cálculos para o caso da LTQ da chapa de 6 mm

Modelo MedG

Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	t_{ep} (s)	ε	ε_r	Precipitação?	$t_{0,5}$ (s)	X_{REX} (%)	X_P (%)	N_{bPPT} (%)	d_{rex} (μm)	d_{gg} (μm)
1	150.0	1191	4.70	25.5	0.24	0.00	N	0.80	100	0	0.000	96.4	129.2
2	129.2	1175	3.70	15.3	0.15	0.00	N	3.57	100	0	0.000	138.8	140.9
3	140.9	1158	4.00	18.2	0.22	0.00	N	1.70	100	0	0.000	102.3	111.9
4	111.9	1142	3.90	20.4	0.27	0.00	N	1.07	100	0	0.000	71.9	92.6
5	92.6	1126	3.60	23.3	0.35	0.00	N	0.62	100	0	0.000	49.9	83.1
6	83.1	1109	3.10	24.8	0.38	0.00	N	0.66	100	0	0.000	44.0	76.0
7	76.0	1093	2.50	4.0	0.37	0.00	N	0.96	100	0	0.000	42.8	45.0
8	45.0	1091	2.10	73.7	0.31	0.00	N	1.36	100	0	0.000	37.5	64.3
9	64.3	954	7.80	3.0	0.50	0.15	N	2.00	42	0	0.000	28.8	28.8
10	28.8	942	13.10	2.1	0.42	0.12	N	0.74	56	0	0.000	16.3	16.3
11	16.3	931	18.90	1.4	0.32	0.15	N	1.20	33	0	0.000	14.9	14.9
12	14.9	919	26.90	1.3	0.28	0.16	N	1.38	26	0	0.000	14.8	14.8
13	14.8	908	33.50	0.9	0.22	0.16	N	2.41	14	0	0.000	16.5	16.5
14	16.5	896	38.50	0.9	0.18	0.16	N	4.24	9	0	0.000	19.4	19.4
15	19.4	884	34.80	0.6	0.11	0.13	N	16.20	0	0	0.000	-	19.4

Modelo PopG

Passe	T (°C)	dε/dt (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _r	X _{Total} (%)	Fração não-recristalizada		d _{Médio} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc0.1 (μm)
							Por Solução Sólida	Por Precipitação			
1	1191	4.7	25.5	0.24	0.00	1.00	0.00	0.00	175.2	596.8	402.7
2	1175	3.7	15.3	0.15	0.02	0.88	0.12	0.00	116.7	988.3	521.5
3	1158	4.0	18.2	0.22	0.00	1.00	0.00	0.00	158.2	965.2	467.3
4	1142	3.9	20.4	0.27	0.00	1.00	0.00	0.00	143.4	781.6	360.1
5	1126	3.6	23.3	0.35	0.00	1.00	0.00	0.00	115.5	537.8	264.3
6	1109	3.1	24.8	0.38	0.00	1.00	0.00	0.00	100.6	412.5	226.1
7	1093	2.5	4.0	0.37	0.06	0.83	0.17	0.00	59.9	307.0	154.3
8	1091	2.1	73.7	0.31	0.00	1.00	0.00	0.00	85.0	359.7	191.1
9	954	7.8	3.0	0.50	0.30	0.40	0.60	0.00	41.5	213.2	99.9
10	942	13.1	2.1	0.42	0.14	0.70	0.30	0.00	23.7	102.6	50.4
11	931	18.9	1.4	0.32	0.22	0.36	0.64	0.00	17.8	82.5	36.8
12	919	26.9	1.3	0.28	0.20	0.48	0.52	0.00	13.1	72.0	30.3
13	908	33.5	0.9	0.22	0.22	0.30	0.70	0.00	12.5	61.1	26.5
14	896	38.5	0.9	0.18	0.26	0.24	0.76	0.00	11.3	52.3	23.4
15	884	34.8	0.6	0.11	0.28	0.14	0.86	0.00	11.1	48.0	21.9

Apêndice 2 - Resultados dos cálculos para o caso da laminação do perfil estrutural W 360 x 64 mm

Modelo MedG

Desbaste

Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	t_{ep} (s)	ε	ε_r	Precipitação?	$t_{0,5}$ (s)	X_{REX} (%)	X_P (%)	N_{bPPT} (%)	d_{rex} (μm)	d_{gg} (μm)
1	200.0	1106	0.22	13.6	0.03	0.01	N	3670.99	0	0	0.000	-	200.0
2	200.0	1122	2.71	12.9	0.24	0.00	N	2.54	100	0	0.000	105.8	108.7
3	108.7	1146	3.56	21.2	0.28	0.00	N	0.95	100	0	0.000	69.3	94.4
4	94.4	1131	0.56	16.8	0.02	0.01	N	4933.30	0	0	0.000	-	94.4
5	94.4	1134	3.56	12.3	0.18	0.00	N	2.92	100	0	0.000	91.9	96.2
6	96.2	1158	3.83	18.8	0.17	0.00	N	2.87	100	0	0.000	104.8	109.7
7	109.7	1122	0.54	19.7	0.02	0.01	N	5187.88	0	0	0.000	-	109.7
8	109.7	1132	5.13	13.6	0.11	0.01	N	10.00	91	0	0.000	162.8	162.8
9	162.8	1148	2.01	89.8	0.03	0.01	N	376.84	11	0	0.000	718.0	718.0

Grupo tandem do flange

Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	t_{ep} (s)	ε	ε_r	Precipitação?	$t_{0,5}$ (s)	X_{REX} (%)	X_P (%)	N_{BPPT} (%)	d_{rex} (μm)	d_{gg} (μm)
10	718.0	1068	2.83	5.4	0.05	0.03	N	174.89	0	0	0.000	-	718.0
11	718.0	1075	6.32	15.6	0.17	0.02	N	10.65	78	0	0.000	278.5	278.5
12	278.5	1077	6.42	5.2	0.18	0.05	N	6.62	52	0	0.000	163.6	163.6
13	163.6	1077	9.61	17.8	0.17	0.00	N	3.32	100	0	0.000	109.6	110.3
14	110.3	1088	10.42	5.7	0.17	0.02	N	4.88	80	0	0.000	115.1	115.1
15	115.1	1118	13.32	19.0	0.17	0.00	N	2.31	100	0	0.000	109.7	111.5
16	111.5	1086	14.19	5.2	0.16	0.02	N	4.79	71	0	0.000	120.7	120.7
17	120.7	1099	17.57	21.9	0.15	0.00	N	2.89	100	0	0.000	116.3	117.0
18	117.0	1053	14.15	6.5	0.14	0.05	N	11.38	33	0	0.000	141.1	141.1
19	141.1	1037	18.99	25.6	0.13	0.03	Y	6.81	65	7	0.001	123.0	123.0
20	123.0	1013	12.32	6.2	0.12	0.07	N	17.46	13	0	0.001	132.4	132.4
21	132.4	980	13.77	27.95	0.11	0.07	Y	21.162	16	8	0.003	122.8	122.8
22	122.8	950	12.57	5.70	0.10	0.09	N	36.355	0	0	0.003	-	122.8

Grupo tandem da alma

Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	t_{ep} (s)	ε	ε_r	Precipitação?	$t_{0,5}$ (s)	X_{REX} (%)	X_P (%)	N_{BPPT} (%)	d_{rex} (μm)	d_{gg} (μm)
10	718.0	1063	7.69	5.4	0.12	0.06	N	25.40	17	0	0.000	407.1	407.1
11	407.1	1085	10.17	15.6	0.13	0.00	N	6.21	100	0	0.000	214.5	214.5
12	214.5	1090	10.44	5.2	0.15	0.05	N	7.96	30	0	0.000	190.0	190.0
13	190.0	1016	15.32	17.8	0.15	0.06	Y	9.65	40	7	0.001	134.2	134.2
14	134.2	992	16.32	5.7	0.14	0.08	N	11.45	15	0	0.001	109.4	109.4
15	109.4	960	20.43	19.0	0.13	0.09	Y	12.56	16	9	0.003	88.6	88.6
16	88.6	958	21.24	5.2	0.13	0.10	N	10.56	15	0	0.003	77.5	77.5
17	77.5	949	25.71	21.9	0.12	0.09	Y	11.63	16	8	0.004	74.0	74.0
18	74.0	915	20.43	6.5	0.11	0.10	N	26.47	7	0	0.004	76.2	76.2
19	76.2	855	26.18	25.6	0.10	0.09	Y	84.64	7	7	0.005	80.9	80.9
20	80.9	848	16.63	6.2	0.09	0.09	N	142.15	0	0	0.005	-	80.9
21	80.9	808	18.36	27.95	0.08	0.09	N	377.172	0	0	0.005	-	80.9
22	80.9	784	15.52	5.70	0.07	0.08	N	1032.197	0	0	0.005	-	80.9

Modelo PopG

Desbaste

Passe	T (°C)	dε/dt (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _r	X _{Total} (%)	Fração não-recristalizada		d _{Médio} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc0.1 (μm)
							Por Solução Sólida	Por Precipitação			
1	1106	0.2	13.6	0.03	0.03	0.00	1.00	0.00	240.6	619.1	567.5
2	1122	2.7	12.9	0.24	0.01	0.97	0.03	0.00	155.9	596.3	385.5
3	1146	3.6	21.2	0.28	0.00	1.00	0.00	0.00	136.6	586.9	327.1
4	1131	0.6	16.8	0.02	0.02	0.00	1.00	0.00	141.5	610.0	339.9
5	1134	3.6	12.3	0.18	0.01	0.94	0.06	0.00	134.3	758.6	376.3
6	1158	3.8	18.8	0.17	0.01	0.92	0.08	0.00	131.7	1006.0	453.0
7	1122	0.5	19.7	0.02	0.02	0.06	0.94	0.00	121.1	1045.5	472.0
8	1132	5.1	13.6	0.11	0.05	0.63	0.37	0.00	123.4	1355.3	513.9
9	1148	2.0	89.8	0.03	0.02	0.42	0.58	0.00	191.3	3954.6	596.9

Grupo tandem do flange

Passe	T (°C)	dε/dt (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _r	X _{Total} (%)	Fração não-recristalizada		d _{Médio} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc0.1 (μm)
							Por Solução Sólida	Por Precipitação			
10	1068	2.8	5.4	0.05	0.05	0.00	1.00	0.00	106.4	925.3	442.5
11	1075	6.3	15.6	0.17	0.04	0.81	0.19	0.00	111.0	815.3	384.4
12	1077	6.4	5.2	0.18	0.10	0.44	0.56	0.00	92.4	669.2	299.4
13	1077	9.6	17.8	0.17	0.01	0.93	0.07	0.00	73.8	868.1	271.8
14	1088	10.4	5.7	0.17	0.07	0.57	0.43	0.00	80.3	839.9	278.2
15	1118	13.3	19.0	0.17	0.01	0.96	0.04	0.00	106.1	1109.5	344.4
16	1086	14.2	5.2	0.16	0.09	0.47	0.53	0.00	87.1	926.2	317.4
17	1099	17.6	21.9	0.15	0.01	0.93	0.07	0.00	87.7	1207.2	330.9
18	1053	14.1	6.5	0.14	0.10	0.28	0.72	0.00	85.8	1057.5	297.7
19	1037	19.0	25.6	0.13	0.02	0.87	0.13	0.00	87.7	1093.0	283.5
20	1013	12.3	6.2	0.12	0.12	0.12	0.88	0.00	77.1	1023.6	254.5
21	980	13.8	28.0	0.11	0.08	0.61	0.39	0.00	69.0	842.9	228.7
22	950	12.6	5.7	0.10	0.15	0.07	0.93	0.00	57.9	787.4	211.3

Grupo tandem da alma

Passe	T (°C)	dε/dt (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _r	X _{Total} (%)	Fração não-recristalizada		d _{Médio} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc0.1 (μm)
							Por Solução Sólida	Por Precipitação			
10	1063	7.7	5.4	0.12	0.10	0.14	0.86	0.00	99.4	831.7	393.7
11	1085	10.2	15.6	0.13	0.01	0.93	0.07	0.00	125.0	1111.2	364.4
12	1090	10.4	5.2	0.15	0.12	0.24	0.76	0.00	103.6	971.8	311.2
13	1016	15.3	17.8	0.15	0.05	0.76	0.24	0.00	90.5	794.1	251.9
14	992	16.3	5.7	0.14	0.13	0.18	0.82	0.00	71.1	731.9	217.1
15	960	20.4	19.0	0.13	0.08	0.65	0.35	0.00	58.4	564.4	182.1
16	958	21.2	5.2	0.13	0.14	0.18	0.82	0.00	49.3	495.7	160.0
17	949	25.7	21.9	0.12	0.09	0.57	0.43	0.00	46.9	415.9	145.4
18	915	20.4	6.5	0.11	0.17	0.09	0.91	0.00	41.1	393.7	131.7
19	855	26.2	25.6	0.10	0.17	0.28	0.72	0.00	36.7	368.0	112.1
20	848	16.6	6.2	0.09	0.25	0.03	0.97	0.00	32.1	355.6	106.3
21	808	18.4	28.0	0.08	0.26	0.15	0.85	0.00	28.8	338.9	93.2
22	784	15.5	5.7	0.07	0.32	0.00	1.00	0.00	27.1	336.6	92.5

Apêndice 3 - Resultados dos cálculos para o caso da LTQ da chapa de 6 mm supondo-se a ocorrência de RXD

Modelo MedG

Passo	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	t_{ep} (s)	ε	ε_c	ε_T	ε_r	Tipo de rex.	X_{RXS} (%)	X_{RXMD} (%)	X_{REX} (%)	Precipitação?	X_{PPT} (%)	N_{bPPT} (%)	d_{rex} (μm)	d_{gg} (μm)
1	150.0	1191	2.50	25.5	0.50	0.36	0.79	0.00	MDRX+SRX	67	28	100	N	0.0	0.000	52.9	66.9
2	66.9	1175	3.00	15.3	0.50	0.34	0.75	0.00	MDRX+SRX	62	34	100	N	0.0	0.000	37.7	52.5
3	52.5	1158	2.00	18.2	0.50	0.33	0.72	0.00	MDRX+SRX	55	40	100	N	0.0	0.000	35.1	46.8
4	46.8	1142	2.50	20.4	0.50	0.35	0.77	0.00	MDRX+SRX	64	31	100	N	0.0	0.000	32.1	41.4
5	41.4	1126	2.50	23.3	0.50	0.36	0.79	0.00	MDRX+SRX	67	28	100	N	0.0	0.000	30.2	36.8
6	36.8	1109	2.50	24.8	0.50	0.37	0.82	0.00	MDRX+SRX	71	24	100	N	0.0	0.000	28.0	32.5
7	32.5	1093	2.00	4.0	0.50	0.37	0.82	0.00	MDRX+SRX	71	24	100	N	0.0	0.000	26.4	27.1
8	27.1	1091	2.00	73.7	0.45	0.36	0.80	0.00	MDRX+SRX	80	15	100	N	0.0	0.000	25.2	26.9
9	26.9	954	5.00	3.0	0.80	0.69	1.51	0.04	MDRX+SRX	81	8	89	N	0.0	0.000	12.1	11.6
10	11.6	942	10.00	2.1	0.80	0.71	1.56	0.03	MDRX+SRX	83	9	92	N	0.0	0.000	8.2	8.0
11	8.0	931	15.00	1.4	0.80	0.75	1.65	0.03	MDRX+SRX	88	4	92	N	0.0	0.000	6.3	6.1
12	6.1	919	20.00	1.3	0.80	0.79	1.74	0.03	MDRX+SRX	91	2	93	N	0.0	0.000	5.1	4.9
13	4.9	908	28.00	0.9	0.15	0.85	1.87	0.09	-	-	-	0	N	0.0	0.000	-	4.9
14	4.9	896	30.00	0.9	0.15	0.91	1.99	0.12	-	-	-	0	N	0.0	0.000	-	4.9
15	4.9	884	30.00	0.6	0.15	0.95	2.10	0.14	-	-	-	0	N	0.0	0.000	-	4.9

Modelo PopG

Passe	T (°C)	dε/dt (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _r	X _{Total} (%)	Fração não-recristalizada		d _{Médio} (μm)	d _{Max} (μm)	Dc0.1 (μm)
							Por Solução Sólida	Por Precipitação			
1	1191	2.5	25.5	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	96.5	313.7	217.4
2	1175	3.0	15.3	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	73.8	252.9	162.9
3	1158	2.0	18.2	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	65.4	228.7	143.6
4	1142	2.5	20.4	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	59.1	207.6	128.1
5	1126	2.5	23.3	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	53.3	192.1	115.7
6	1109	2.5	24.8	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	48.4	179.2	104.9
7	1093	2.0	4.0	0.50	0.00	1.00	0.00	0.00	41.5	160.4	92.7
8	1091	2.0	73.7	0.45	0.00	1.00	0.00	0.00	42.2	174.0	93.3
9	954	5.0	3.0	0.80	0.09	0.89	0.11	0.00	17.0	89.5	44.0
10	942	10.0	2.1	0.80	0.08	0.94	0.06	0.00	9.5	65.4	31.0
11	931	15.0	1.4	0.80	0.09	0.94	0.06	0.00	8.7	54.2	25.4
12	919	20.0	1.3	0.80	0.10	0.94	0.06	0.00	8.3	48.4	22.0
13	908	28.0	0.9	0.15	0.19	0.04	0.96	0.00	9.0	44.5	21.2
14	896	30.0	0.9	0.15	0.31	0.04	0.96	0.00	8.8	40.6	19.3
15	884	30.0	0.6	0.15	0.39	0.15	0.85	0.00	8.2	36.0	17.4