

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

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

Dissertação de Mestrado

“Modelo matemático de evolução microestrutural de fio-máquina microligado ao nióbio laminado a quente”

Autor: Felipe Gabriel de Oliveira

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

Agosto de 2016

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

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

Felipe Gabriel de Oliveira

MODELO MATEMÁTICO DE EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE FIO-MÁQUINA  
MICROLIGADO AO NIÓBIO LAMINADO A QUENTE

Dissertação de Mestrado apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia  
Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física

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

Belo Horizonte – Minas Gerais

Escola de Engenharia da UFMG

2016

## **Agradecimentos**

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

Ao Engenheiro Roney Eduardo Lino, por todas as sugestões e colaboração em todas as etapas desta pesquisa, inclusive, pelas criteriosas revisões deste material.

À Arcelormittal Monlevade, representadas pelo Diretor de Operações, Sr. Marco Antônio de Macedo Bosco, pelo gerente da Laminação, Sr. Gilson José Herthel e pelo gerente da Assistência Técnica, Sr. Joaquim Gonçalves Costa, pela confiança e disponibilização de todos os recursos necessários para a execução deste trabalho.

Aos colegas da gerência de Laminação pelo total apoio na realização dos testes, por todas as discussões técnicas e pelo incentivo nos momentos difíceis.

Aos colegas do laboratório metalográfico, pela dedicação nos ensaios realizados.

Aos colegas do grupo de estudos sobre o nióbio pelas enriquecedoras discussões e troca de ideias e informações.

Aos meus pais, Valter e Vânia, e a minhas irmãs pelo apoio, incentivo e suporte em todos os momentos.

À Ana Cristina, por todo o companheirismo, paciência e apoio nos momentos que mais precisei.

À UFMG e ao PPGEM por todo o suporte oferecido.

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

## Sumário

1	Introdução .....	1
2	Objetivo .....	4
3	Revisão bibliográfica .....	5
3.1	Modelos disponíveis na literatura.....	5
3.2	Efeito dos microligantes no aço .....	9
3.3	Aquecimento de tarugos .....	9
3.4	Laminação controlada .....	11
3.5	Mecanismos de restauração .....	15
3.5.1	Recuperação.....	17
3.5.2	Recristalização.....	19
3.6	Crescimento de grão .....	26
3.7	Precipitação de carbonitretos de nióbio durante a laminação a quente.....	27
3.8	Tamanho do grão ferrítico após a transformação $\gamma$ - $\alpha$ .....	28
3.9	Previsão das propriedades mecânicas .....	29
4	Metodologia .....	31
4.1	Processo de laminação de fio-máquina .....	32
4.2	As Ligas.....	35
4.3	Coleta de amostras.....	35
4.4	Procedimentos em laboratório .....	35
5	Resultados e discussão .....	38
5.1	Ciclos térmicos do processo de laminação .....	38
5.2	Deformação equivalente e taxa de deformação.....	40
5.3	Modelo de evolução microestrutural .....	48
5.3.1	Resultados obtidos pelo modelo de evolução microestrutural versus resultados obtidos por Lee e Manohar (2003) .....	54
5.3.2	Resultados obtidos pelo modelo de evolução microestrutural versus resultados experimentais .....	61
5.3.3	Avaliação dos mecanismos de endurecimento.....	67
6	Conclusões .....	73
7	Sugestões para trabalhos futuros.....	74
8	Referências bibliográficas .....	75
	APÊNDICE A - Cálculo de Deformação Equivalente e Taxa de Deformação .....	78
	APÊNDICE B – Análise estatística dos resultados .....	96

## Lista de Figuras

<b>Figura 1.1-</b> Aplicações típicas dos aços ARBL como em plataformas de petróleo, tubulações, navios, torres de transmissão, prédios e pontes (VERVYNCKT, et al., 2012). .....	1
<b>Figura 1.2-</b> Princípios e parâmetros do modelamento matemático e processamento termomecânico (SILVÉRIO, 2008). .....	3
<b>Figura 3.1-</b> Previsão de distribuição dos valores de tamanho de grão e comparação entre $TGA_{analítico}$ e $TGA_{MEF}$ . .....	7
<b>Figura 3.2-</b> Distribuição da deformação efetiva para toda a seção transversal do material em uma sequência de passe redondo-oval, simulado através do MEF. ....	8
<b>Figura 3.3-</b> Esquema da laminação controlada adaptado de Barbosa et al (1989). ....	13
<b>Figura 3.4-</b> Efeito do tempo entre passes na $Tnr$ em aços 0,05 Nb, 0,07 Nb e 0,09 Nb (BAI, et al., 1996). .....	14
<b>Figura 3.5-</b> Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta energia de defeito de falha de empilhamento (EDE), (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE (PADILHA, et al., 2005). .....	16
<b>Figura 3.6-</b> Esquema de vários estágios da recuperação de um metal deformado plasticamente. (a) emaranhado de deslocações, (b) formação de células, (c) aniquilação de deslocações nas paredes das células e (d) formação de subgrãos a partir de um emaranhado de deslocações, chegando até uma estrutura de subgrãos (PADILHA, et al., 2005). .....	17
<b>Figura 3.7-</b> Efeito da adição de nióbio na taxa de recuperação estática do aço baixo carbono deformado a 930 °C e $\epsilon=0,25$ (BARBOSA, et al., 1989). .....	18
<b>Figura 3.8-</b> Mecanismo de nucleação da recristalização dinâmica por formação de colares sucessivos. (a) grão original, (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação $\epsilon_c$ é superada, (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente, (d) terceira etapa, idem a segunda e (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário ou “steady-state” (PADILHA, et al., 2005). .....	22

<b>Figura 3.9-</b> Curvas tensão deformação. (a) Efeito durante a laminação a quente da RMD numa alta taxa de deformação. (b) Efeito durante a laminação a quente da RMD numa alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação (PADILHA, et al., 2005)..	23
<b>Figura 3.10-</b> Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente (PADILHA, et al., 2005).	24
<b>Figura 4.1-</b> Fluxo de processo do Laminador #1 de fio-máquina da ArcelorMittal Monlevade (AMM).	33
<b>Figura 4.2-</b> Representação da geometria do material ao longo dos passes de laminação, a) sequencia de passes, b) representação de uma sequencia de passe redondo-oval.	34
<b>Figura 4.3-</b> Microdurômetro da marca Struers utilizado para a medição de dureza da fase ferrítica.	37
<b>Figura 4.4-</b> Máquina para ensaio de tração da marca Shimadzu.	37
<b>Figura 5.1-</b> Curva de solubilidade do Nb(C,N) em função da temperatura.	38
<b>Figura 5.2-</b> Curvas de temperatura para um ciclo com taxa de resfriamento baixa (TRB) e um ciclo com taxa de resfriamento alta (TRA).	39
<b>Figura 5.3-</b> Esquema de transformação em retângulos equivalentes. (a) transformação de geometria oval em retângulo equivalente e (b) transformação de geometria redonda em retângulo equivalente.	40
<b>Figura 5.4-</b> Representação esquemática da deformação de um paralelepípedo com seção retangular equivalente.	41
<b>Figura 5.5-</b> Representação de uma sequência de passe redondo-oval onde, $w_i$ , é a largura de entrada e $w_p$ é a largura máxima de saída da barra no passe oval.	42
<b>Figura 5.6-</b> Valores de deformações por passe: método de deformação equivalente de Lee: AMM_5,50 mm versus Lee_6,00 mm.	44
<b>Figura 5.7-</b> Valores de deformações por passe: comparação entre o método de deformação equivalente de Lee e método básico.	45
<b>Figura 5.8-</b> Representação esquemática do arco de contato.	46
<b>Figura 5.9-</b> Comparação entre as taxas de deformações calculadas para produção de Ø5,50 mm na AMM e os valores apresentados por Lee e Manohar (2003) referentes a produção de uma bitola de Ø 6,00 mm em uma usina asiática.	48
<b>Figura 5.10-</b> Representação esquemática do conceito da regra da aditividade (REIS, 2007).	50
<b>Figura 5.11-</b> Fluxograma representando a rotina de cálculo de tamanho de grão.	53

<b>Figura 5.12-</b> Evolução microestrutural do tamanho de grão austenítico (TGA) durante a laminação.....	53
<b>Figura 5.13-</b> Comparação entre o TGA previsto pelo modelo para a liga 16Nb e o TGA obtido pelo trabalho de Lee e Manohar (2003) para um aço CMn.....	60
<b>Figura 5.14-</b> Comparação entre o tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo e medido através de amostras para a liga 16Nb.....	61
<b>Figura 5.15-</b> Comparação entre o tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo e medido através de amostras para a liga 16CMn. ....	62
<b>Figura 5.16-</b> Comparação entre tamanho de grão ferrítico previsto pelo modelo e medido em laboratório para as ligas 16Nb e 16CMn, em taxas de resfriamento alta (TRA) e baixa (TRB). ....	63
<b>Figura 5.17-</b> Microestrutura das ligas 16Nb e 16CMn laminadas em taxas de resfriamento altas e baixas.....	64
<b>Figura 5.18-</b> Percentual de constituintes das microestruturas das ligas 16Nb e 16CMn, em taxas de resfriamento altas e baixas.....	65
<b>Figura 5.19-</b> Microdureza Vickers da fase ferrítica para as ligas 16Nb e 16CMn em taxas de resfriamento altas e baixas.....	66
<b>Figura 5.20-</b> Propriedades mecânicas das ligas 16Nb e 16CMn a taxas de resfriamento altas (TRA) e baixas (TRB): (a) limite de escoamento; (b) limite de resistência. ....	67
<b>Figura 5.21-</b> Resultados obtidos para a contribuição de cada mecanismo ao limite de escoamento dos aços estudados, onde PPT é a contribuição por precipitação, TGF a contribuição pelo tamanho de grão ferrítico e Sol. Sólida é o endurecimento pela presença de partículas dissolvidas na matriz.....	70
<b>Figura 5.22-</b> Avaliação de propriedades mecânicas das ligas 16Nb e 16CMn em taxas de resfriamento alta (TRA) e baixa (TRB): (a) Alongamento total; (b) Estricção.....	72

## Lista de Tabelas

<b>Tabela 3.1-</b> Planilha de cálculo com os parâmetros de processo para a produção de fio-máquina de 12mm de diâmetro e previsão do tamanho grão da austenita 0,4s após o passe final.....	6
<b>Tabela 3.2-</b> Produtos de solubilidade para as diversas partículas [M][X] retirados de Silvério (2008). As concentrações se encontram expressas em porcentagem de peso. ....	11
<b>Tabela 4.1-</b> Composição química das ligas 16Nb e 16CMn.....	35
<b>Tabela 4.2-</b> Esquema de amostragem.....	35
<b>Tabela 5.1-</b> Ciclo termomecânico para a produção da bitola de Ø 5,50 mm na AMM.	49
<b>Tabela 5.2-</b> Resultados obtidos da aplicação do modelo de evolução microestrutural na etapa desbastadora para a produção de uma bitola Ø 5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb.....	54
<b>Tabela 5.3-</b> Resultados apresentados por Lee e Manohar (2003) para a etapa desbastadora para a produção de uma bitola Ø 6,00 mm na usina asiática utilizando um aço CMn.....	55
<b>Tabela 5.4-</b> Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa do Intermediário para produção da bitola Ø 5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb .....	56
<b>Tabela 5.5-</b> Resultados apresentados por Lee e Manohar (2003) para os passes intermediários para a produção de uma bitola Ø 6,00 mm na usina asiática utilizando um aço CMn.....	57
<b>Tabela 5.6-</b> Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa do Acabador para a produção de uma bitola Ø5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb..	58
<b>Tabela 5.7-</b> Resultados apresentados por Lee e Manohar (2003) para os passes na etapa acabadora para a produção de uma bitola Ø 6,00 mm na usina asiática utilizando um aço CMn.....	59

## Lista de Notações

MEF: Método de elementos finitos

TGA: Tamanho de grão austenítico médio ( $\mu\text{m}$ )

$\gamma$ : Austenita

$\alpha$ : Ferrita

$K_s$ : Constante de equilíbrio

$T$ : Temperatura absoluta (K)

$T_{nr}$ : Temperatura de não recristalização ( $^{\circ}\text{C}$ )

$t_{ep}$ : Tempo entre passes (s)

$Ar_3$ : Temperatura de início de transformação da austenita em ferrita no resfriamento

$Ar_1$ : Temperatura de final de transformação da austenita em ferrita no resfriamento

$[Nb]_{eq}$ : Concentração de nióbio equivalente (%)

EDE: Energia de defeito de falha de empilhamento

$\varepsilon_{eff}$ : Deformação retida após a recuperação estática

$t$ : tempo (s)

$\varepsilon_a$ : Deformação acumulada

RE: Recristalização estática

$X$ : Fração recristalizada (%)

$t_{0,5}$ : Tempo para atingir 50% de recristalização (s)

$t_{0,95}$ : Tempo para recristalização se completar (s)

$n$ : Expoente de Avrami.

$t_{0,5}^{RE}$ : Tempo para atingir 50% de recristalização estática (s)

$D_0$ : Tamanho de grão inicial ( $\mu\text{m}$ )

$\bar{\varepsilon}_p$ : Deformação equivalente (média)

$\dot{\varepsilon}$ : Taxa de deformação ( $\text{s}^{-1}$ )

$R$ : Constante universal dos gases (kJ/(mol K))

$d_{RE}$ : Tamanho de grão após RE ( $\mu\text{m}$ )

RD: Recristalização dinâmica

$\varepsilon_c$ : Deformação crítica

RMD: Recristalização metadinâmica

$t_{0,5}^{RMD}$ : Tempo para atingir 50% de recristalização metadinâmica (s)

$d_{RMD}$ : Tamanho de grão após RMD ( $\mu\text{m}$ )

$\varepsilon_p$ : Deformação de pico

$Nb_{eff}$ : Nióbio efetivo

$d$ : Tamanho de grão após crescimento ( $\mu\text{m}$ )

PPT: Formação de precipitados

$t_{0,05P}$ : Tempo para ocorrer 5% de precipitação de Nb(C,N) (s)

$Z$ : Parâmetro Zener-Hollomon

$Ceq$ : Carbono equivalente

$\dot{T}$ : Taxa de resfriamento ( $^{\circ}\text{C}$ )

$d_{\gamma}$ : tamanho de grão da austenita recristalizada ( $\mu\text{m}$ )

$d_{\alpha}^0$ : Tamanho de grão ferrítico na ausência de deformação retida ( $\mu\text{m}$ )

$d_{\alpha}$ : Tamanho de grão ferrítico obtido após a transformação ( $\mu\text{m}$ )

$LR$ : Limite de resistência (MPa)

$LE$ : Limite de escoamento (MPa)

$\sigma_p$ : Contribuição da precipitação para o endurecimento (MPa)

TRA: Taxa de resfriamento alta ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

TRB: Taxa de resfriamento baixa ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

AMM: Arcelormittal Monlevade, usina

$\bar{w}_i$ : largura da seção transversal do retângulo equivalente de entrada no passe (mm)

$\bar{H}_i$ : Altura média de entrada equivalente para transformação em retângulo (mm)

$\bar{w}_p$ : Largura da seção transversal do retângulo equivalente de saída do passe (mm)

$\bar{H}_p$ : Altura média de saída equivalente para transformação em retângulo (mm)

$A_i$ : Área de entrada do material no passe ( $\text{mm}^2$ )

$A_p$ : Área de saída do material no passe ( $\text{mm}^2$ )

$\beta$ : Razão entre as larguras de entrada e saída da barra em um passe (mm)

$\gamma$ : Razão entre as alturas de entrada e saída da barra em um passe (mm)

$\bar{H}'_i$ : Altura real da barra na entrada de um passe (mm)

$\bar{H}'_p$ : Altura real da barra na saída de um passe (mm)

$t_c$ : Tempo de contato entre a barra e o cilindro (s)

$L_d$ : Arco de contato entre a barra e o cilindro (mm)

$v_t$ : Velocidade tangencial da barra (m/s)

$D_w$ : Diâmetro de trabalho dos cilindros (mm)

$D_n$ : Diâmetro nominal dos cilindros (mm)

$S$ : Luz de laminação (mm)

$RPM$ : Número de rotações por minuto de um cilindro (rpm)

$R_w$ : Raio de trabalho do cilindro (mm)

$\sigma_{TGF}$ : Contribuição ao limite de escoamento devido ao tamanho de grão ferrítico

$\sigma_{ss}$ : Contribuição ao limite de escoamento devido à presença de solução sólida

$\Delta\sigma_\gamma$ : Contribuição ao limite de escoamento devido à precipitação na austenita

$\Delta\sigma_{\gamma/\alpha}$ : Contribuição ao limite de escoamento devido à precipitação na região interfásica

$f$ : Fração volumétrica de precipitados

$\Delta\sigma_g$ : É a resultante da interação entre a contribuição do modo de precipitação na austenita e a contribuição do modo de precipitação da região interfásica

## Resumo

Os aços microligados ao nióbio são muito importantes para as aplicações que exigem uma alta resistência e tenacidade, como nos casos de plataformas de petróleo, navios, tubulações, torres de transmissão, pontes e prédios. A presença do nióbio no aço promove o refinamento do grão austenítico durante a laminação a quente, além do endurecimento devido à formação de finos precipitados dispersos no material. Saber como as variáveis de processo afetam a evolução do tamanho de grão durante o processamento é de grande importância. O presente trabalho apresenta um estudo das equações que descrevem a evolução do tamanho de grão austenítico na laminação de fio-máquina de maneira adequada, sendo essas equações utilizadas no desenvolvimento de um modelo matemático para a previsão de propriedades mecânicas. Uma nova forma de cálculo de deformação equivalente para seções não planas foi utilizada com êxito. Os resultados obtidos pelo modelamento foram comparados aos resultados obtidos através de amostras coletadas em experimentos industriais e a resultados já divulgados em literatura. Para ambas as situações o modelo se mostrou uma importante ferramenta para a estimativa das propriedades mecânicas finais de aços microligados ao nióbio.

**Abstract**

Niobium microalloyed steels are very important for applications requiring high strength and toughness, as in the case of oil platforms, ships, pipelines, transmission towers, bridges and buildings. The presence of niobium in the steel promotes grain refinement of austenite during hot rolling, and leads to hardening due to formation of fine precipitates dispersed in the material. Knowing how process variables affect the development of the grain size during hot rolling is very important. This paper presents a study of the equations that describe properly the growth kinetics of austenite grain in the rolling wire rod. Thus, these equations are used to develop a mathematical model for predicting mechanical properties. A new form of equivalent deformation calculation for non-planar sections was used successfully. The results of the modeling were compared to results obtained from test samples collected from industrial experiments and compared the results already published in the literature. For both cases the model proved to be an important tool for compute the final mechanical properties of niobium microalloyed steels.

## 1 Introdução

A importância de elementos de liga como o nióbio, vanádio e titânio para o aumento da resistência mecânica e tenacidade em aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos pela sigla ARBL, já é evidente para os meios acadêmicos ligados aos estudos da metalurgia (SICILIANO JR, 1999). Durante o processo de deformação a quente, esses elementos precipitam na forma de carbonetos ou nitretos finamente dispersos, que influenciam significativamente as propriedades mecânicas, seja através do refino de grão da fase matriz, seja via endurecimento por precipitação.

A possibilidade de aplicação de aços ARBL em tubos de grandes diâmetros foi a precursora do desenvolvimento desta classe de aços, devido à necessidade de aumentar a capacidade de transporte em tubulações nos anos 60. Atualmente, os aços ARBL são utilizados em diversas aplicações estruturais, como plataformas de petróleo, construção de navios, pontes, prédios e torres de transmissão (VERVYNCKT, et al., 2012), conforme mostra a Figura 1.1.

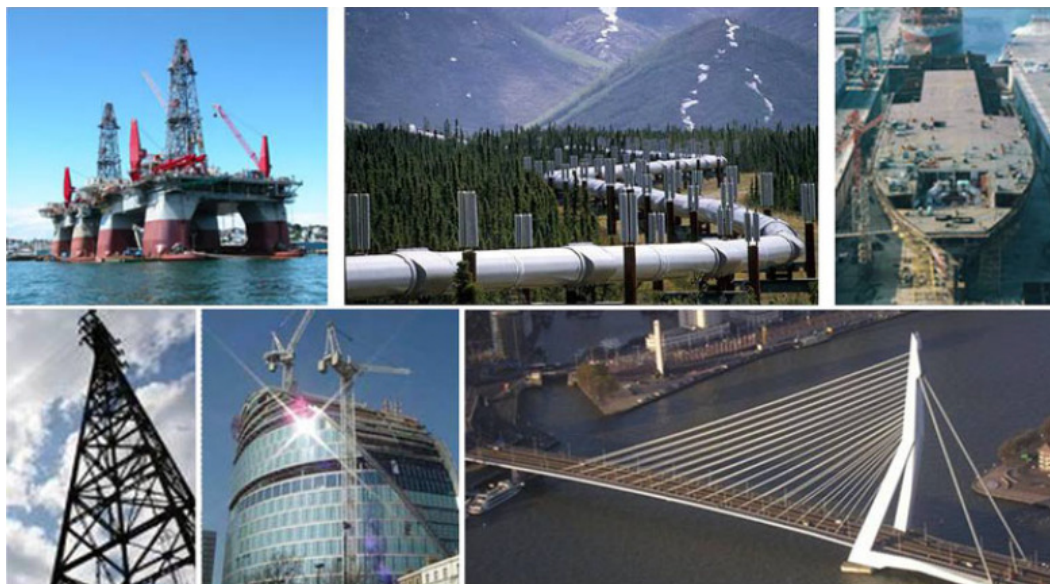


Figura 1.1- Aplicações típicas dos aços ARBL como em plataformas de petróleo, tubulações, navios, torres de transmissão, prédios e pontes (VERVYNCKT, et al., 2012).

O estudo voltado para o monitoramento da evolução microestrutural deste tipo de aço torna-se uma necessidade para o aprimoramento e otimização dos processos de produção, como é o caso dos laminadores de fio-máquina. Para fazer o modelamento deste tipo de processo é necessário realizar uma divisão em eventos metalúrgicos, e combinar estes em uma sequência lógica ditada pela metalurgia do processo (REIS, 2007). Através do modelamento, é possível estimar, com boa precisão, como ocorre a evolução microestrutural do aço, e assim, promover alterações na composição química e nas condições de processamento para que o produto adquira as propriedades mecânicas desejadas. Siciliano (2003) descreve os principais benefícios do modelamento matemático na indústria como sendo:

a) Redução do número de experiências na produção:

É um dos fatores mais importantes, devido aos altos custos envolvidos. O custo do equipamento associado ao tempo gasto e a produção de uma grande quantidade de sucata devido a experiências mal sucedidas, justificam o uso de modelamentos e simulações.

b) Avaliação de modificação de equipamentos:

Com a utilização destes modelos é possível avaliar as configurações de um laminador. O treinamento técnico poderá ser antecipado à própria modificação.

c) Previsão de variáveis que não podem ser medidas:

A própria evolução do tamanho de grão não pode ser medida durante o processamento termomecânico.

d) Avaliação de sinergismo entre parâmetros:

O modelamento permite avaliar mais de um parâmetro simultaneamente. O processamento termomecânico é um típico processo no qual ocorre uma combinação de eventos térmicos, mecânicos e microestruturais.

e) Controle baseado em um modelo matemático:

O controle microestrutural “*on line*” com o auxílio de um modelo matemático já é uma realidade em alguns laminadores modernos.

As principais variáveis consideradas no modelamento matemático do processamento termomecânico de aços são mostradas na Figura 1.2.

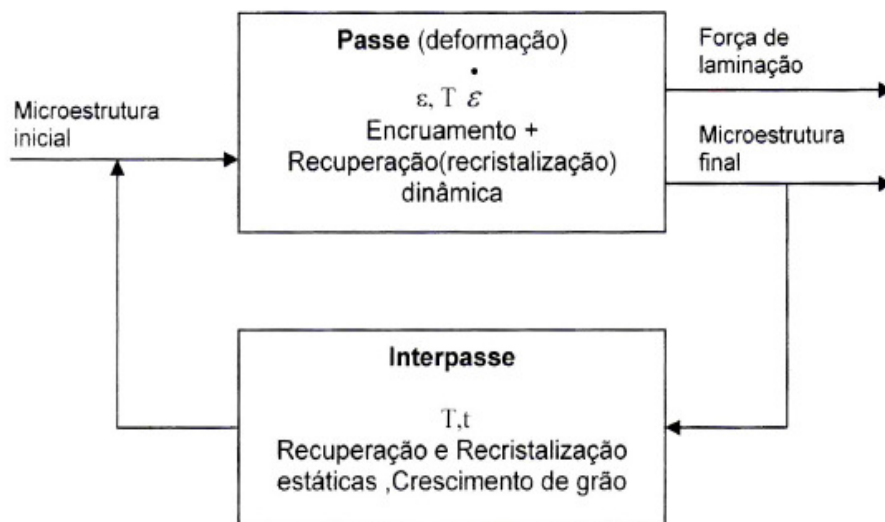


Figura 1.2- Princípios e parâmetros do modelamento matemático e processamento termomecânico (SILVÉRIO, 2008).

A principal etapa na construção do modelo matemático é a pesquisa, em literaturas consagradas, de equações e modelos que descrevem todo o processo metalúrgico de maneira lógica.

O presente trabalho é conduzido através do estudo de equações e modelos existentes visando o desenvolvimento de um modelo matemático aprimorado para o processamento termomecânico de um aço microligado ao nióbio em um laminador de fio-máquina.

## 2 Objetivo

O trabalho tem como objetivo o desenvolvimento de um modelo matemático para laminação de aços microligados ao nióbio, utilizando programação em VBA e a plataforma do *software* EXCEL. Este modelo permite determinar as propriedades mecânicas, isto é, limite de escoamento e limite de resistência do fio-máquina ao final do processo de laminação a quente. O modelo possui equações testadas e validadas nas literaturas existentes.

O modelo matemático é alimentado com dados referentes às variáveis de processo de laminação de fio-máquina, como composição química, deformação, taxa de deformação, temperatura e o tempo entre passes. Para obter os dados listados, foram laminadas duas corridas experimentais, uma com aço microligado e outra com aço carbono comum. Após estas etapas, os resultados obtidos através do modelo criado foram comparados aos resultados obtidos na laminação industrial e aos resultados publicados em literatura.

### **3 Revisão bibliográfica**

#### **3.1 Modelos disponíveis na literatura**

O modelo de Maccagno *et al* (1996) descreve a evolução do tamanho de grão da austenita, passe a passe, para a produção do fio-máquina de um aço carbono comum. O trabalho utiliza as equações previamente desenvolvidas para relacionar o tamanho de grão austenítico e parâmetros de trabalho a quente dentro de uma planilha de cálculo de um programa de computador comercial (Tabela 3.1). Neste trabalho foi considerada uma temperatura média, entre um passe e seguinte, e que o material possui uma distribuição homogênea de temperatura ao longo de sua seção transversal. A deformação acumulada entre passes foi calculada considerando a área de entrada, a área de saída e um fator constante, determinado conforme o grau de redução do passe. O tamanho de grão austenítico médio previsto pelo modelo foi comparado aos valores obtidos através de ensaios de torção. Verificou-se que os ensaios de torção realizados não eram adequados para a simulação de um bloco acabador de fio-máquina, devido às elevadas taxas de deformação existentes no processo industrial que são incompatíveis com as baixas taxas de deformação alcançadas no ensaio de torção.

Tabela 3.1- Planilha de cálculo com os parâmetros de processo para a produção de fio-máquina de 12mm de diâmetro e previsão do tamanho grão da austenita 0,4s após o passe final.

Eq.	Pass#	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\epsilon^0$ ( $\text{s}^{-1}$ )	$t_{ep}$ (s)	$\epsilon$	$\epsilon_c$	RMD?	X (%)	$d_{rex}$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_{eff}$ ( $\mu\text{m}$ )
Desbastador	1	100,0	1050	0,90	15,90	0,45	0,23	S	100	50,1	50,4
	2	50,4	943	1,48	13,90	0,51	0,30	S	100	25,7	26,9
	3	26,9	891	1,65	9,56	0,63	0,32	S	100	18,5	20,2
	4	20,2	879	3,25	5,09	0,69	0,35	S	100	14,7	17,0
	5	17,0	877	4,08	3,45	0,51	0,34	S	100	13,8	16,5
	6	16,5	895	8,77	2,41	0,71	0,36	S	100	12,9	16,3
	7	16,3	897	8,48	8,06	0,45	0,35	S	100	13,2	23,9
Intermediário	8	23,9	992	23,6	1,23	0,76	0,32	S	100	17,7	21,4
	9	21,4	955	25,0	0,96	0,68	0,36	S	100	14,4	19,6
	10	19,6	971	40,6	0,74	0,54	0,35	S	100	14,0	18,6
	11	18,6	975	45,1	0,60	0,59	0,35	S	100	14,0	18,1
	12	18,1	993	63,7	0,48	0,49	0,34	S	100	14,2	17,8
	13	17,8	998	66,8	3,54	0,52	0,34	S	100	14,4	29,9
Acabador	14	29,9	1047	97,2	0,39	0,39	0,35	S	100	16,8	20,5
	15	20,5	1037	83,4	2,28	0,32	0,32	S	100	16,6	24,8
	16	24,8	947	250	0,070	0,56	0,57	N	54	18,1	13,2
	17	13,2	906	208	0,057	0,75	0,55	S	100	6,7	7,1
	18	7,1	929	422	0,040	0,60	0,46	S	100	6,5	6,8
	19	6,8	909	413	0,400	0,51	0,50	S	100	5,8	8,3

Posteriormente, Lee (1999) propôs uma abordagem analítica aproximada com base na teoria elementar da plasticidade, que superou as limitações do modelo de cálculo de deformação baseado apenas nas áreas de entrada e saída do material em cada passe. Essa abordagem fornece previsões de deformações efetivas médias para toda a seção do material. O modelo baseia-se na teoria dos retângulos equivalentes propostas nos modelos de Saito *et al* (1983) e Kawai *et al* (1985), e apresenta-se mais adequada à aplicação em laminação de fio-máquina por fazer uma abordagem em três dimensões.

Kwon *et al* (2003), com o objetivo de avaliar as limitações da abordagem de Lee (1999), elaboraram um modelo que integrou o método dos elementos finitos (MEF) para três dimensões com o modelo de evolução microestrutural desenvolvido por Hodson e Gibbs (1992). Embora o MEF faça todos os cálculos de transferência de calor, o modelo integrado não foi configurado para considerar os efeitos da transferência de calor durante a laminação devido às características isotérmicas das

equações utilizadas no modelo de evolução microestrutural. O modelo integrado criado por Kwon *et al* (2003) através de MEF, que faz previsões de tamanho de grão austenítico médio (TGA), foi comparado a um modelo analítico que considera a teoria da deformação efetiva média elaborada por Lee (1999) e indica valores de TGA. Como mostra a Figura 3.1, os modelos apresentam previsões de tamanho de grão médio, muito próximas. Além disso, os resultados de tamanho de grão obtidos através de elementos finitos ( $TGA_{MEF}$ ) indicam que grãos maiores podem aparecer próximos às extremidades do canal, pois neste local o mecanismo operante de amaciamento é a recristalização estática. Já nas demais regiões prevaleceram à recristalização metadinâmica.

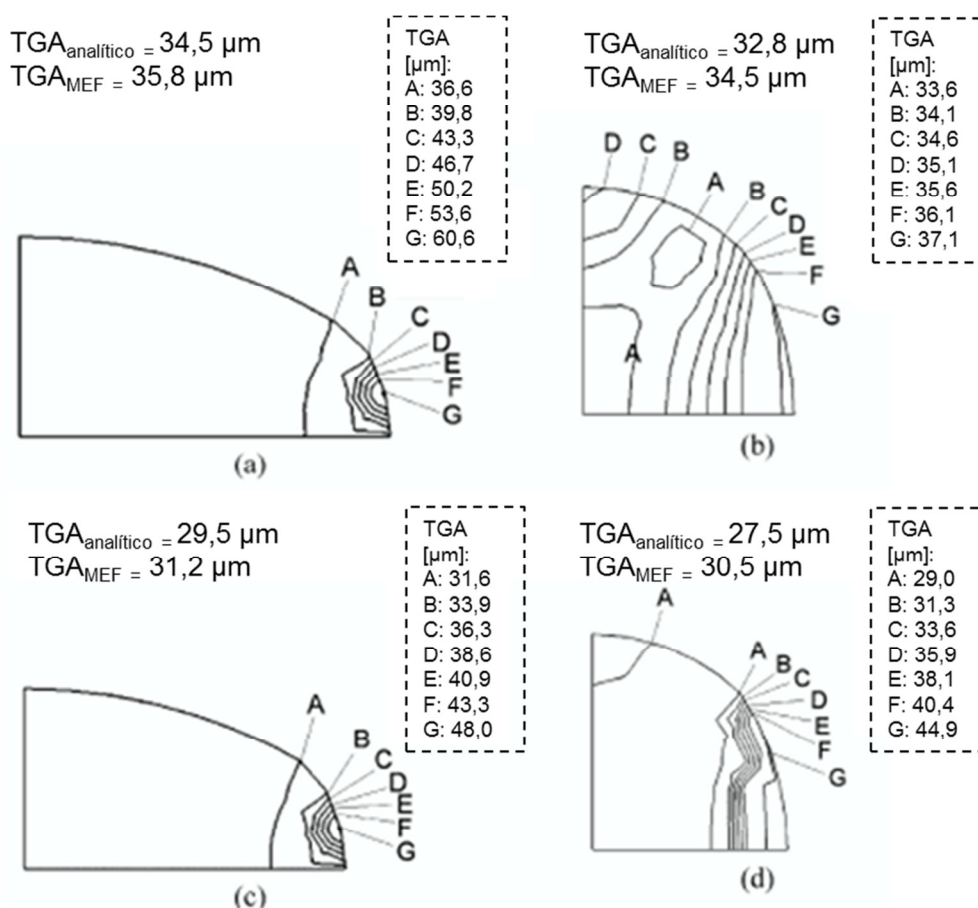


Figura 3.1- Previsão de distribuição dos valores de tamanho de grão e comparação entre  $TGA_{analítico}$  e  $TGA_{MEF}$ .

Pietrzyk *et al* (1995) desenvolveram um modelo matemático para aços microligados ao nióbio e aplicados na produção de placas e tiras a quente. O trabalho foi baseado no método dos elementos finitos e nas equações relacionadas a evolução microestrutural

que consideram o efeito do Nb na recristalização. Este modelo considera que, quando inicia-se a formação de precipitados e a recristalização estiver iniciada mas não completada, o amaciamento seja apenas retardado. Se o início da precipitação ocorre antes mesmo que a recristalização inicie, então não há mais o amaciamento, ficando evidenciada a temperatura que não ocorre a recristalização ( $T_{nr}$ ). Este modelo faz previsão da temperatura, deformação, taxa de deformação e microestrutura ao longo de toda a seção transversal do material. A Figura 3.2 mostra a distribuição de deformação efetiva obtida através de simulação por elementos finitos, para toda a seção transversal do material em uma sequência de passe rendodo-oval. Este estudo compara as cargas de laminação previstas com as cargas estimadas através do modelo de Sims, que é um modelo relativamente mais simples. Foi observado que os dois modelos apresentaram resultados bem semelhantes. A desvantagem em usar a teoria dos elementos finitos é que, para a convergência das equações, gasta-se um elevado tempo computacional, o que inviabiliza a utilização deste modelo *online*.

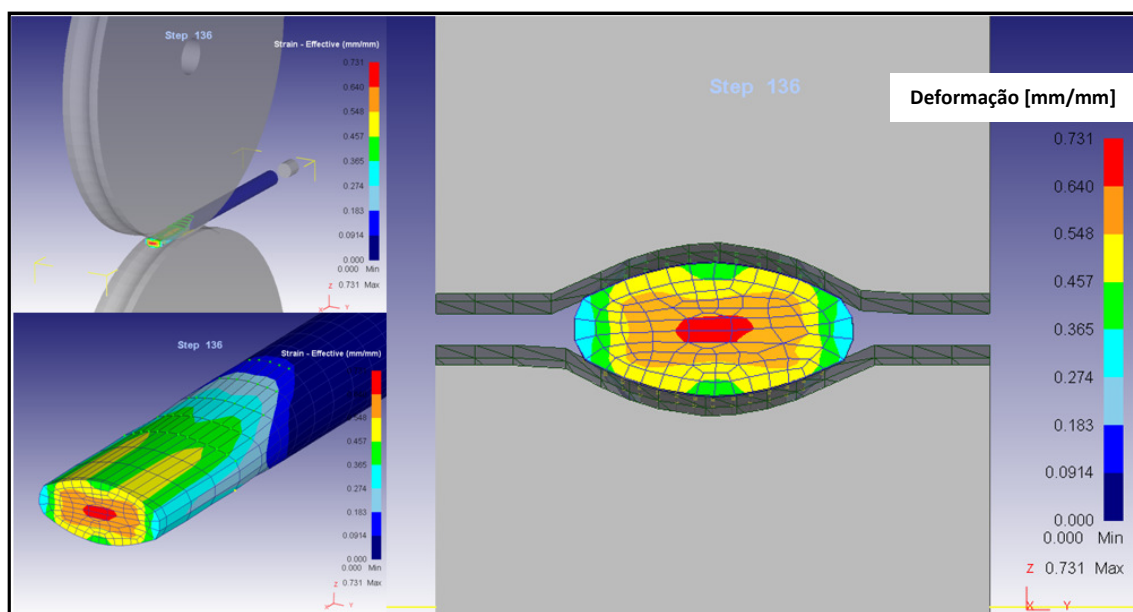


Figura 3.2- Distribuição da deformação efetiva para toda a seção transversal do material em uma sequência de passe rendondo-oval, simulado através do MEF.

Manohar *et al* (2003) trabalharam na criação de um modelo de evolução microestrutural para aços C-Mn processados em um laminador de fio-máquina. Utilizaram as equações da literatura e a abordagem feita por Lee (1999) para o cálculo da deformação efetiva média. Elaboraram uma lógica em linguagem computacional C++ em que a cada passe o processo operante de amaciamento é verificado nas

seguintes possibilidades: recristalização completamente dinâmica, recristalização dinâmica mais metadinâmica ou recristalização estática.

Pereda *et al* (2008) promoveram uma melhoria no modelo microestrutural elaborado anteriormente por Fernandez *et al* (2003). O objetivo do estudo foi o desenvolvimento de equações mais genéricas para a determinação do início da precipitação em aços microligados ao nióbio. As expressões que descrevem a cinética de precipitação foram definidas em função da composição química. Este modelo, além de realizar a previsão da fração recristalizada após cada passe, determina a quantidade de Nb remanescente em solução sólida e a quantidade de precipitado formado. O modelo leva em conta a queda contínua da temperatura, e não temperaturas médias entre passes, tornando-o mais próximo da realidade industrial. A regra da aditividade de Sheil (1935) foi utilizada para viabilizar a utilização de equações definidas em condições isotérmicas. Uma limitação do trabalho de Pereda *et al* (2008) é que apenas a recristalização estática foi estudada, ou seja, o trabalho foi realizado sobre condições em que a deformação crítica não foi atingida.

### **3.2 Efeito dos microligantes no aço**

Os elementos microligantes como o nióbio, vanádio e titânio contribuem para o refinamento do grão e para o endurecimento por precipitação, mecanismos que contribuem para um aumento na resistência mecânica dos aços. Na laminação, a microestrutura resultante é influenciada pelo grau de deformação a quente, pela temperatura final de deformação e pela velocidade de resfriamento. No início da laminação a quente, todo o Nb, V, Ti, C e N devem estar em solução sólida na austenita. O mecanismo de refino de grão ocorre por precipitação de partículas finas de carbonitreto, à medida que cai a temperatura de laminação. Estas partículas atuam nos contornos de grão, impedindo o crescimento do grão austenítico durante a laminação a quente ou inibindo a recristalização da austenita, de tal forma que a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  ocorra com a austenita não recristalizada e então um grão ferrítico muito fino é formado (SILVÉRIO, 2008).

### **3.3 Aquecimento de tarugos**

O reaquecimento dos tarugos nos fornos de reaquecimento é um processo muito importante para os aços microligados. Este processo é responsável por promover a dissolução dos elementos microligantes (Nb, V e Ti). Reis (2007) cita que a quantidade de Nb em solução no final do reaquecimento influencia a cinética de recristalização, o tamanho de grão recristalizado, o crescimento de grão além da precipitação de carbonitreto, tanto na austenita quanto na ferrita. A relação genérica entre o produto de solubilidade e a temperatura é normalmente expressa por uma equação do tipo Arrhenius:

$$\log(Ks) = \log[M] * [X] = A - \frac{B}{T} \quad (3.1)$$

Onde  $Ks$  é a constante de equilíbrio,  $[M]$  é a percentagem em peso do elemento microligante,  $[X]$  é o teor de nitrogênio ou carbono,  $A$  e  $B$  são constantes e  $T$  é a temperatura absoluta.

O conhecimento da temperatura de solubilização, ou a temperatura objetivada de encharque do forno, é muito importante para a determinação de uma prática operacional adequada a cada tipo de aço. Esta temperatura é determinada através do produto de solubilidade.

O produto de solubilidade é importante para a determinação da razão de supersaturação ( $K$ ), que é definida como a razão entre as quantidades  $[M]$   $[X]$  reais da solução e aquelas previstas em equilíbrio termodinâmico, de acordo com Silva (1995). Para os aços microligados ao nióbio o valor de  $K$  pode ser calculado pela equação de Irvine (1967).

$$K = \frac{[Nb] * [C + (\frac{12 * N}{14})]}{10^{[2,26 - (\frac{6770}{T})]}} \quad (3.2)$$

Para esta equação,  $T$  é a temperatura absoluta, Nb, C e N são dados em percentual em peso. Essa razão de supersaturação determina a força motriz para que a precipitação ocorra. Valores maiores de supersaturação indicam uma precipitação mais abundante, com uma frequência de nucleação maior e geração de precipitados finos. Devido sua importância, a equação de solubilidade obtida por Irvine é aqui explicitamente enunciada (SICILIANO JR, 1999):

$$\log[Nb] * [C + \left(\frac{12*N}{14}\right)] = 2,26 - \frac{6770}{T} \quad (3.3)$$

Silvério (2008) apresenta na Tabela 3.2 uma série de produtos de solubilidade para diversos tipos de carbonetos, nitretos e carbonitretos dos elementos microligantes.

Tabela 3.2- Produtos de solubilidade para as diversas partículas [M][X] retirados de Silvério (2008). As concentrações se encontram expressas em porcentagem de peso.

MX	Equação
VN	$\log_{10} [V][N] = \frac{-7840}{T} + 3,02$
VC	$\log_{10} [V][C] = \frac{-9500}{T} + 6,72$
AlN	$\log_{10}[Al][N] = \frac{-7184}{T} + 1,79$
NbN	$\log_{10} [Nb][N] = \frac{-8500}{T} + 2,8$
NbC	$\log_{10} [Nb][C] = \frac{-7900}{T} + 3,42$
Nb(C,N)	$\log_{10} [Nb] \left[ C + \frac{12}{14} N \right] = \frac{-6770}{T} + 2,26$
TiC	$\log_{10} [Ti][C] = \frac{-10745}{T} + 5,33$
TiN	$\log_{10} [Ti][N] = \frac{-8000}{T} + 0,322$

### 3.4 Laminação controlada

O processo de laminação controlada dos aços microligados objetiva o refino da microestrutura austenítica, o qual é transferido para a estrutura ferrítica resultante da transformação da austenita em ferrita. Com isso, há um aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade do aço.

Este tratamento termomecânico consiste na supressão da recristalização da austenita entre os passes de deformação a quente em temperaturas pouco elevadas. A recristalização é interrompida devido à presença dos elementos microligantes.

Conforme Barbosa *et al* (1989), esse fenômeno metalúrgico leva a uma diminuição significativa do tamanho de grão da austenita e aumenta o grau de encruamento, originando, após sua transformação, uma microestrutura ferrítica final igualmente refinada.

A laminação controlada de aços microligados é um processo termomecânico no qual a deformação é aplicada em três regiões de temperatura:

- I) Região de altas temperaturas: onde a austenita deformada se recristaliza entre cada passe, promovendo refino de grão por ciclos sucessivos de deformação e recristalização, dando origem a uma ferrita equiaxial relativamente grosseira;
- II) Região de temperaturas intermediárias: onde a austenita é deformada sem que ocorra recristalização entre passes. Dessa forma o material sendo processado apresenta um encruamento residual que se acumula em cada passe, formando bandas de deformação, logo a austenita se divide em vários sub-blocos. Os contornos de grão e as bandas de deformação fazem com que o número de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita se multiplique, levando a um decréscimo no tamanho de grão final. A microestrutura é formada por ferrita equiaxial, sendo mais refinada do que na região I (GORNI, et al., 2009);
- III) Região de temperaturas entre  $Ar_3$  e  $Ar_1$ : aqui existe uma mistura de austenita e ferrita. A ferrita sofre encruamento, levando a um aumento da resistência do material. A austenita, por outro lado, sofre um encruamento adicional, aumentando ainda mais o número de sítios para nucleação de ferrita com grão ainda mais fino que na região II. A microestrutura é formada por ferrita com subgrãos e por ferrita equiaxial.

A temperatura de não recristalização,  $T_{nr}$ , separa a região I da região II e a temperatura de início de transformação da austenita em ferrita,  $Ar_3$ , separa a região II da região III (Figura 3.3). A determinação destas temperaturas é fundamental para se projetar um esquema de laminação controlada.

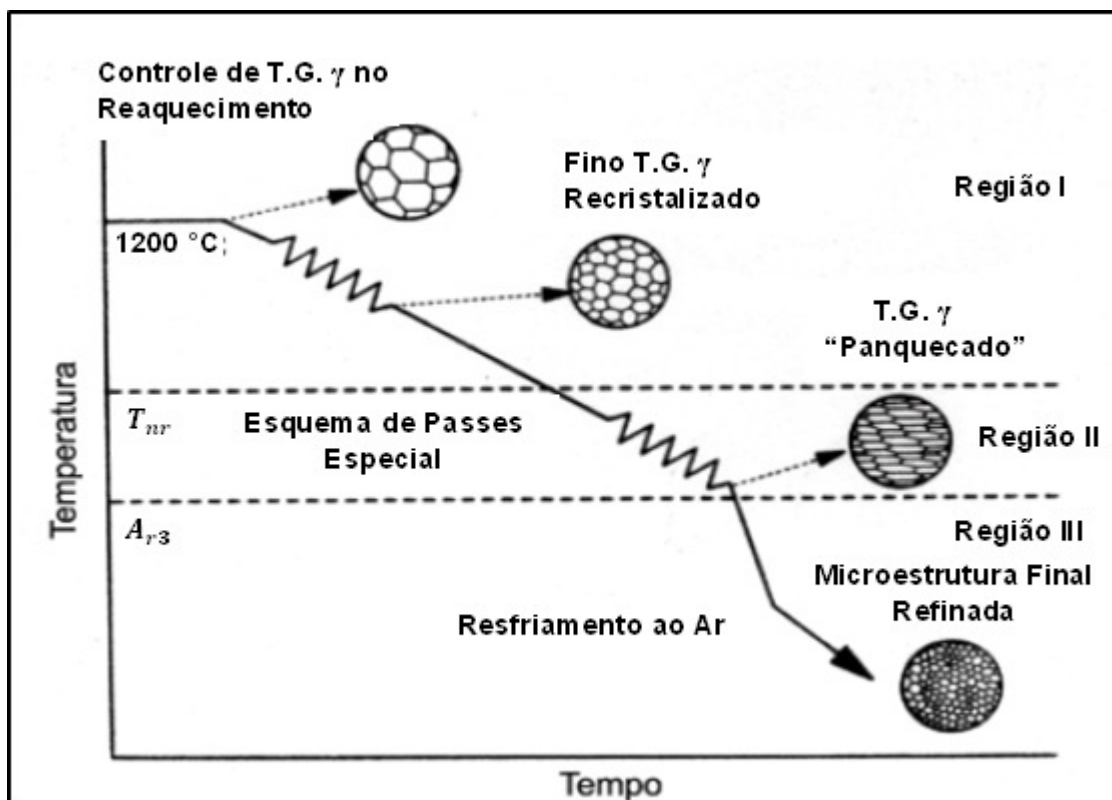


Figura 3.3- Esquema da laminação controlada adaptado de Barbosa et al (1989).

De acordo com Bai *et al* (1996), a  $T_{nr}$  depende da deformação, da taxa de deformação, do tempo entre passes e da composição química. O efeito do tempo entre passes,  $t_{ep}$ , na  $T_{nr}$  pode ser dividido em duas regiões (Figura 3.4): na região I o tempo entre passe é pequeno ( $t_{ep} < 12,5\text{ s}$ ). Não há tempo para a precipitação ocorrer e a recristalização é retardada pelo ancoramento de discordâncias e contornos por soluto segregado nestas regiões. Na região II o tempo entre passes é longo o suficiente ( $12,5\text{ s} < t_{ep} < 30\text{ s}$ ) para ocorrer a formação de precipitados, e a recristalização é retardada pela precipitação induzida por deformação. Caso o tempo entre passe seja superior a 30s haverá o coalescimento dos precipitados, o retardamento da recristalização torna-se menos efetivo e a  $T_{nr}$  é observada (REIS, 2007).

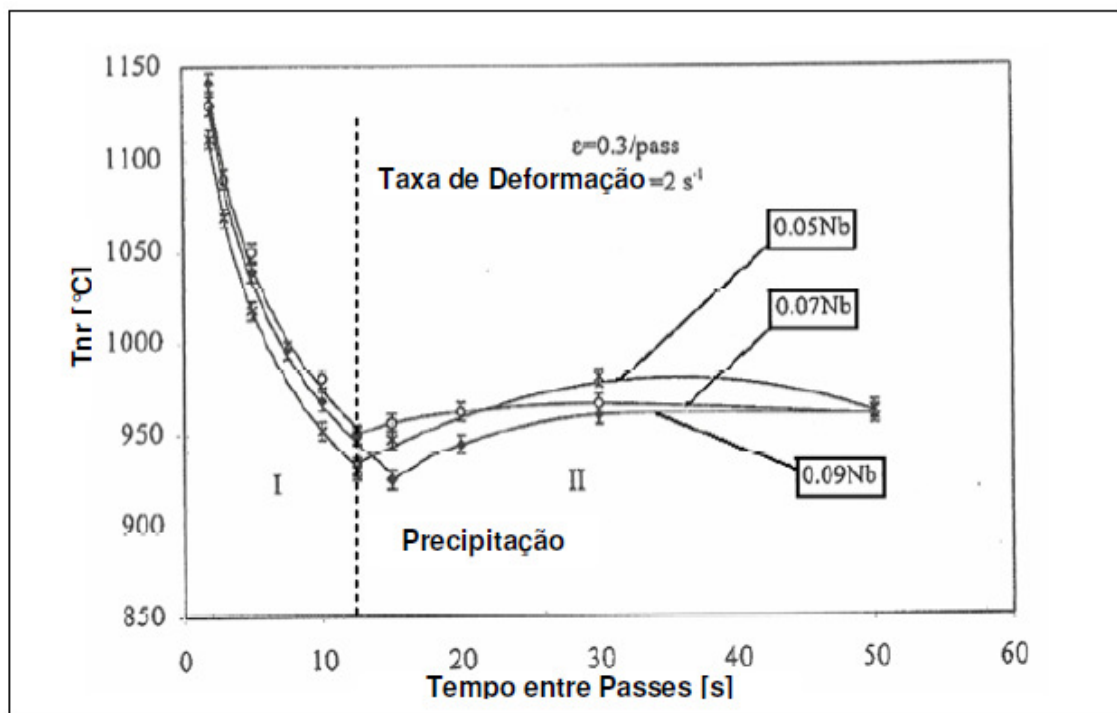


Figura 3.4- Efeito do tempo entre passes na  $Tnr$  em aços 0,05 Nb, 0,07 Nb e 0,09 Nb (BAI, et al., 1996).

Gorni (2009) indica que a  $Tnr$  é a temperatura onde a precipitação de carbonitretos passa a afetar a cinética de recristalização, por convenção, quando o tempo necessário para que ocorra recristalização de 95% do material coincide com o requerido para que ocorra 5% de precipitação. Para a região I a  $Tnr$  pode ser calculada pela seguinte equação (BAI, et al., 1996):

$$Tnr = (88,1 * \log[Nb]_{eq} + 1156) * \epsilon^{-0,12} * \dot{\epsilon}^{-0,01} * t_{ep}^{-0,1} \quad (3.4)$$

Onde o  $[Nb]_{eq}$  é dado por:

$$[Nb]_{eq} = Nb + 0,31 * Ti + 0,15 Al \quad (3.5)$$

Para região II a  $Tnr$  é calculada por:

$$Tnr = (63,5 * \log([C] * [Nb]) + 1156) * \epsilon^{-0,12} * \dot{\epsilon}^{-0,01} * t_{ep}^{-0,04} \quad (3.6)$$

A  $T_{nr}$  pode ser calculada de forma mais simples como função da composição química do aço através da equação proposta por Barbosa *et al* (1989), que foi determinada a partir de resultados obtidos por ensaios de torção a quente com passes múltiplos:

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6645Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (3.7)$$

Esta expressão é obtida por uma regressão linear múltipla para uma população de 47 aços microligados diferentes. Os teores da composição química para os quais a equação é válida são:  $0,04\% < C < 0,17\%$ ;  $Nb < 0,05\%$ ;  $V < 0,12\%$ ;  $Ti < 0,06\%$ ;  $Al < 0,05\%$  e  $Si < 0,5\%$  (% em peso).

O tamanho de grão da ferrita no final do processo da laminação controlada é função da taxa de nucleação e de crescimento da ferrita na austenita, bem como da composição química do material. O decréscimo de  $Ar_3$  diminui a taxa de crescimento da ferrita na austenita. Se a taxa de nucleação não for alterada, tem-se então um decréscimo do tamanho de grão ferrítico final. O cálculo da  $Ar_3$  pode ser feito como função da composição química utilizando a equação 3.8 (GORNÍ, et al., 2009):

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35 * (t - 8) \quad (3.8)$$

Onde,  $t$  é a espessura do material laminado em milímetros, variando de 8 a 30 mm.

As propriedades mecânicas dos aços microligados são resultantes da interação entre os diferentes mecanismos de endurecimento. De forma geral, Silvério (2008) resume os diferentes mecanismos em: a) endurecimento por solução sólida; b) endurecimento por refino de grão; c) endurecimento por precipitação fina; e d) endurecimento por encruamento da ferrita.

### 3.5 Mecanismos de restauração

A recuperação e a recristalização são mecanismos tradicionais de restauração, através dos quais o material previamente deformado pode recuperar parcialmente ou completamente a sua condição anterior ao processo de deformação. Esses mecanismos atuam quando o material é recozido a altas temperaturas durante um

determinado período de tempo. Quando o amaciamento do material é realizado sem sollicitações externas (deformação), os fenômenos de recuperação ou recristalização são denominados estáticos. Já quando ocorrem concomitantemente com a aplicação de esforços externos diz-se que estão ocorrendo processos de recuperação e recristalização dinâmicas. A Figura 3.5 apresenta os mecanismos de restauração possíveis de ocorrer durante a deformação a quente.

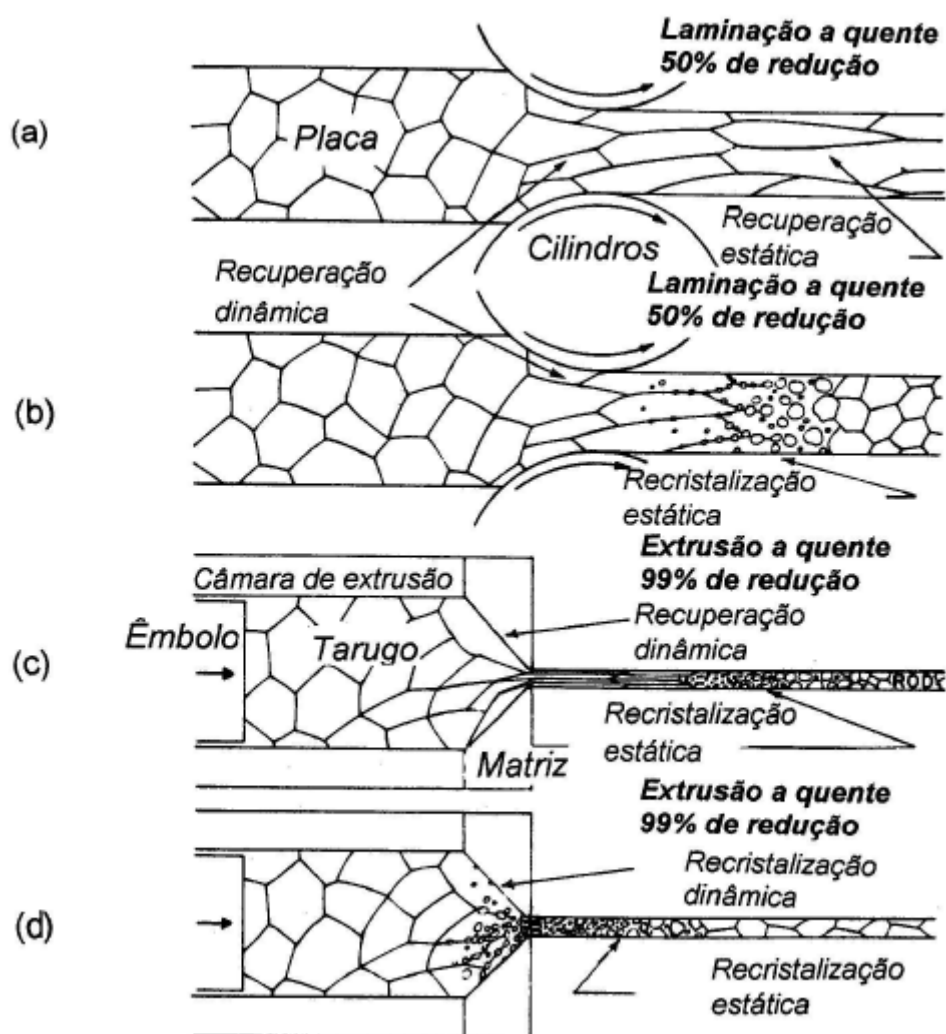


Figura 3.5- Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta energia de defeito de falha de empilhamento (EDE), (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE (PADILHA, et al., 2005).

Em aços de estrutura cristalina CFC como os aços carbono (fase  $\gamma$ ) o mecanismo amaciador mais relevante é o de recristalização estática. Porém, se a temperatura de processamento cair abaixo de um valor crítico ou ocorrer uma deformação acima de um valor crítico, a recristalização estática não mais ocorre (BARBOSA, et al., 1989). Neste caso o único mecanismo restaurador presente será a recuperação. Nesta classe de materiais se encontram os aços com pequenas adições de elementos de liga como o nióbio.

### 3.5.1 Recuperação

A recuperação é um processo de restauração que envolve a aniquilação e o rearranjo de deslocações e outros defeitos cristalinos como as lacunas e os interstícios (SICILIANO JR, 1999). Assim, não há uma mudança apreciável na microestrutura do material. O processo ocorre sem movimentos de contornos de alto ângulo, que é característico ao processo de recristalização. Há então, um rearranjo das deslocações em contornos de subgrão e os grãos se alongam de acordo com a forma do material. Conseqüentemente, o processo de recuperação não pode definir um amaciamento de 100% do material deformado. A Figura 3.6 mostra o esquema de vários estágios da recuperação a partir de um emaranhado de deslocações, chegando até uma estrutura de subgrãos.

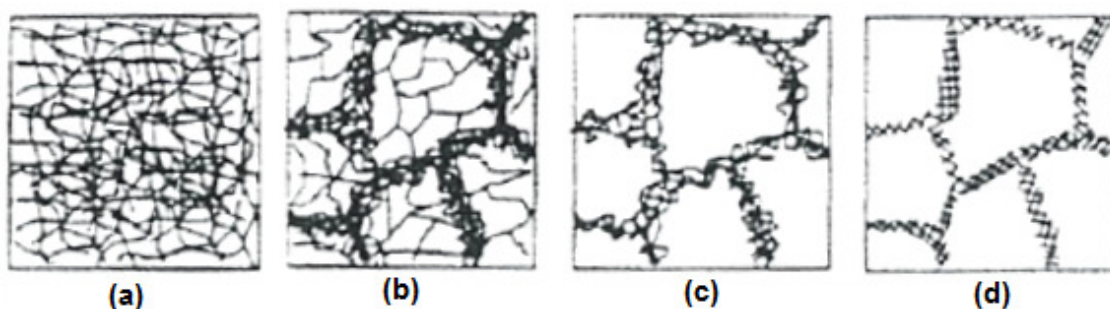


Figura 3.6- Esquema de vários estágios da recuperação de um metal deformado plasticamente. (a) emaranhado de deslocações, (b) formação de células, (c) aniquilação de deslocações nas paredes das células e (d) formação de subgrãos a partir de um emaranhado de deslocações, chegando até uma estrutura de subgrãos (PADILHA, et al., 2005).

As variáveis de trabalho que mais afetam as taxas de recuperação são a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e a composição química. Conforme Barbosa *et al* (1989), quanto maior for a temperatura, a deformação previa ou a taxa de deformação, maior será a taxa de recuperação.

Normalmente, variáveis que aumentam a taxa de recuperação também diminuem o período de incubação necessário para a ocorrência da recristalização. Entretanto, um aumento da energia de falha de empilhamento pode, ao mesmo, aumentar a taxa de recuperação e aumentar o tempo necessário para incubação. A adição de elementos químicos em solução sólida abaixa a energia de falha de empilhamento e, por conseguinte a taxa de recuperação, incrementando a taxa de encruamento do metal. Dessa forma a adição de soluto pode diminuir a taxa de recuperação ao mesmo tempo em que aumenta o período de incubação. A Figura 3.7 mostra que a adição de apenas 0,07% de Nb leva a um grande retardamento na recristalização, devido à diminuição da taxa de recuperação e pelo aumento do período de incubação, obtido através da adição do nióbio (BARBOSA, et al., 1989).

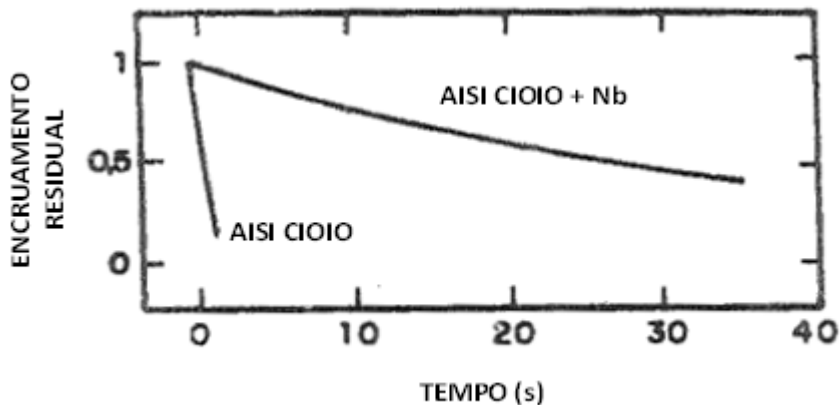


Figura 3.7- Efeito da adição de nióbio na taxa de recuperação estática do aço baixo carbono deformado a 930 °C e  $\epsilon=0,25$  (BARBOSA, et al., 1989).

### 3.5.1.1 Recuperação Estática

Quando a recristalização não se completa entre um passe e outro, o material não recristalizado sofrerá restauração através da recuperação estática (SILVÉRIO, 2008). Embora a literatura não apresente uma avaliação das características da recuperação estática para aços microligados ao nióbio, a expressão para aços C-Mn, desenvolvidas

por Roberts *et al* (1983) e Sellars (1980), pode ser aplicada de maneira orientadora, uma vez que as partículas de precipitados presentes podem afetar a cinética da recuperação estática.

A deformação que foi retida após a recuperação estática,  $\varepsilon_{eff}$ , ocorrida durante um determinado intervalo de tempo  $t_{ep}$  e temperatura absoluta  $T$  pode ser calculada através da equação 3.9. Nesta equação,  $\varepsilon_a$  é a deformação que está acumulada após um passe de laminação e é calculada pela equação 3.22, que é mostrada a seguir no texto.

$$\varepsilon_{eff} = \varepsilon_a \cdot \left[ 1 + 0,023 \cdot \exp\left(\frac{39700}{T}\right) \cdot 10^{\left[10,8 + \frac{4020}{T} \cdot \varepsilon_a \cdot (t_{ep} - t_{0,95})\right]} \right]^{-1} \quad (3.9)$$

### 3.5.2 Recristalização

Ao contrário do mecanismo de recuperação, o processo recristalização ocorre com movimentos de contornos de alto ângulo e é um mecanismo que pode acarretar um amaciamento total do material deformado.

#### 3.5.2.1 Recristalização Estática (RE)

A recristalização estática (RE) é um mecanismo de amaciamento que normalmente ocorre entre um passe e outro durante a laminação a quente de aços, em metais de baixa energia de defeito de falha de empilhamento (EDE). Este mecanismo envolve o movimento de contornos de alto ângulo, que aniquilam as deslocações, reduzindo a energia armazenada e removendo a estrutura deformada. A força motriz é a energia previamente armazenada no material na forma de deslocações. Esta energia armazenada depende tanto da taxa de deformação como da deformação aplicada durante os passes. À medida que a taxa de deformação aumenta, maiores densidades de deslocações serão armazenadas no material, ou seja, maior será a energia armazenada originada dessas deslocações e subgrãos mais finos serão produzidos (SICILIANO JR, 1999).

Em muitos metais, a taxa de recristalização pode ser reduzida pela adição de elementos de liga. O aumento na concentração destes elementos em solução sólida provoca uma redução no tamanho de grão do material recristalizado. De acordo com Barbosa *et al* (1989), os aços com nióbio possuem uma taxa de recristalização mais lenta que a taxa de recristalização de aços carbono simples.

### 3.5.2.2 Cinética de recristalização estática (RE)

A RE é uma transformação que envolve nucleação e crescimento de grão. Com isso, a fração volumétrica transformada pode ser descrita através de uma equação do tipo Avrami (SICILIANO JR, 2003):

$$X = 1 - \exp \left[ -0,693 * \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right] \quad (3.10)$$

Onde  $X$  é a fração recristalizada em um determinado tempo  $t$ ,  $t_{0,5}$  é o tempo para atingir 50% de recristalização e  $n$  é o expoente de Avrami.

Pereda *et al* (2008) estudaram a cinética de recristalização estática e o efeito do nióbio no retardamento da taxa de recristalização. A equação 3.11 foi desenvolvida para calcular o tempo para 50% de fração recristalizada,  $t_{0,5}^{RE}$ :

$$t_{0,5}^{RE} = 9,92 * 10^{-11} D_0 \varepsilon^{-5,6} D_0^{-0,15} \dot{\varepsilon}^{-0,53} \exp \left( \frac{180000}{RT} \right) * \exp \left[ \left( \frac{275000}{T} - 185 \right) [Nb] \right] \quad (3.11)$$

Nesta equação,  $D_0$  representa o tamanho de grão inicial,  $\varepsilon$  e  $\dot{\varepsilon}$  a deformação e a taxa de deformação respectivamente,  $T$  é a temperatura absoluta,  $R$  é a constante universal dos gases (8,31 kJ/(mol K)) e  $[Nb]$  a concentração de nióbio em percentual peso.

A equação 3.11 foi determinada para faixas de temperaturas entre 1100 e 1150 °C, onde o valor do expoente de Avrami praticamente independe dos parâmetros de deformação e com um valor médio próximo de 1. No entanto, quando uma gama mais ampla de temperaturas foi considerada, a dependência de  $n$  com a temperatura foi reavaliada para aços microligados. Medina *et al* (2001) determinou a equação 3.12

mostrada a seguir que se aplica aos aços microligados, na qual se prevê uma ligeira diminuição em  $n$  com a diminuição da temperatura:

$$n = 28 \exp\left(\frac{-36000}{RT}\right) \quad (3.12)$$

A equação 3.12 foi determinada para faixas de deformação nas quais a precipitação do nióbio não ocorreu. Entretanto, foram estudados os efeitos da interação dos precipitados de nióbio com o processo de amaciamento. Assim, foi detectado que o expoente  $n$  se torna ainda menor quando a formação de precipitados ocorre, de acordo com a equação abaixo (MEDINA, et al., 2001):

$$n = 155 \exp\left(\frac{-56485}{RT}\right) \quad (3.13)$$

### 3.5.2.3 Tamanho de grão após recristalização estática

Segundo Pereda *et al* (2008), após uma restauração completa por RE, o tamanho de grão após cada passe pode ser calculado em função da deformação prévia aplicada no passe e do tamanho de grão inicial entrando no passe. A equação 3.14 representa uma estimativa deste tamanho de grão recristalizado completamente por RE:

$$d_{RE} = 1,4 \left(\frac{D_0^{0,56}}{\varepsilon}\right) \quad (3.14)$$

### 3.5.2.4 Recristalização Dinâmica (RD)

A recristalização dinâmica (RD) se faz presente caso um valor de deformação crítica,  $\varepsilon_c$ , for superado durante o passe de laminação. Na maioria das vezes, a nucleação, preferencialmente, ocorre nos contornos de grão (Figura 3.8). Esse tipo de nucleação provoca um refino intenso de grãos a altas taxas de deformação. Caso a taxa de deformação seja baixa, ocorrerá o oposto, ou seja, um aumento no tamanho de grão em relação aos grãos iniciais (PADILHA, et al., 2005).

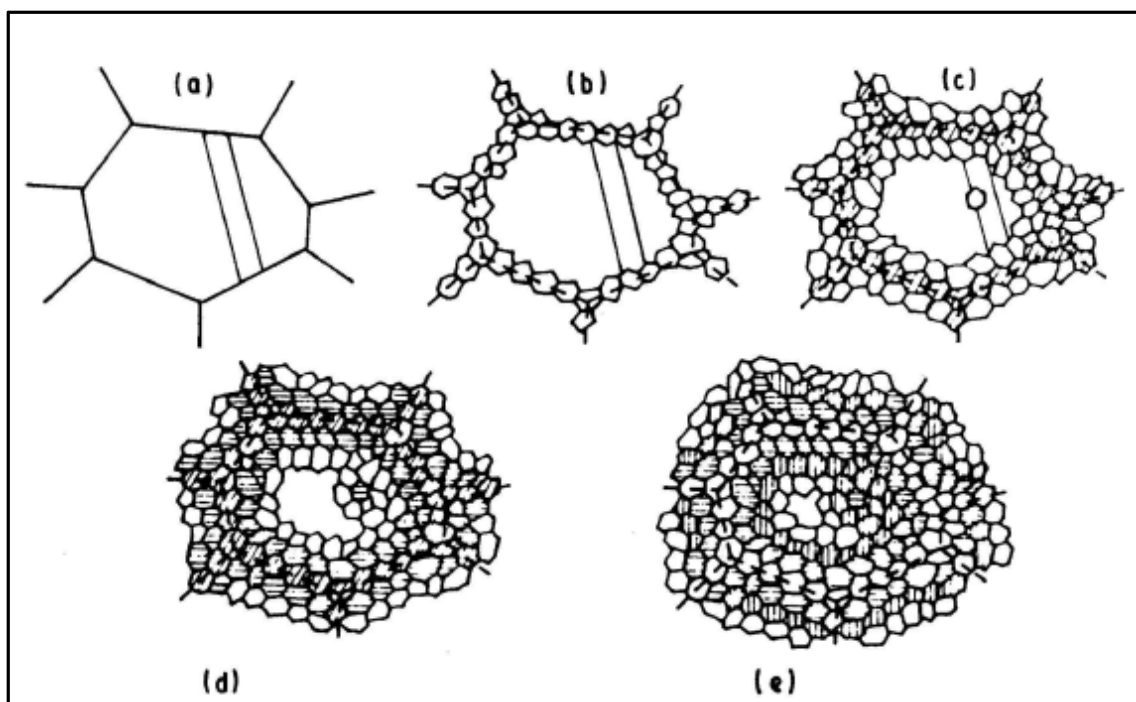


Figura 3.8- Mecanismo de nucleação da recristalização dinâmica por formação de colares sucessivos. (a) grão original, (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação  $\epsilon_c$  é superada, (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente, (d) terceira etapa, idem a segunda e (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário ou “*steady-state*” (PADILHA, et al., 2005).

Em processos de taxas de conformação elevadas, como normalmente ocorrem nos passes de laminação, a geração de deslocações é “balanceada” pela aniquilação de deslocações, e assim estes dois processos alcançam um equilíbrio. A curva tensão-deformação, neste caso, apresenta um pico de tensão seguido de um decréscimo nessa tensão até a sua estabilização em um valor de tensão denominado de estado estacionário. Em contrapartida, em baixas taxas de deformação, a restauração ocorre em ciclos de deformações seguido de ciclos de recristalização dinâmica. A curva tensão-deformação apresenta vários picos de tensão com uma determinada periodicidade. Cada ciclo de recristalização é completado antes que o material seja encruado o suficiente para se iniciar um ciclo novo, como é mostrado na Figura 3.9:

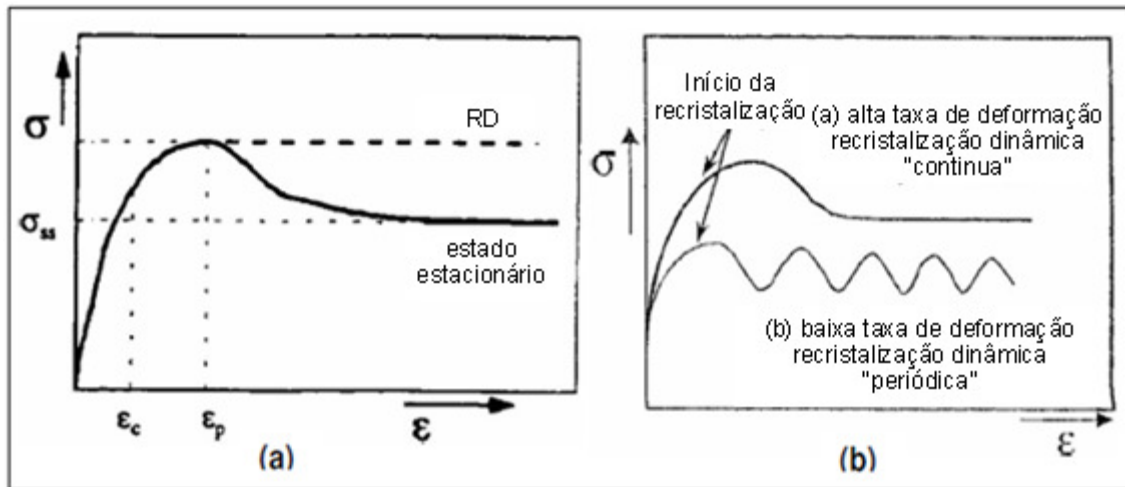


Figura 3.9- Curvas tensão deformação. (a) Efeito durante a laminação a quente da RMD numa alta taxa de deformação. (b) Efeito durante a laminação a quente da RMD numa alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação (PADILHA, et al., 2005).

### 3.5.2.5 Recristalização metadinâmica (RMD)

A recristalização metadinâmica (RMD) é um tipo de recristalização que se inicia dinamicamente (sobre efeito de aplicação de deformação) e cresce estaticamente durante o intervalo de tempo entre um passe e outro. Quando a deformação crítica,  $\epsilon_c$ , é atingida, núcleos formados dinamicamente crescem sob aplicação de tensão. Ao encerrar a deformação, estes grãos que se encontravam recristalizando, continuam crescendo, agora sem tensão aplicada, durante o intervalo de tempo entre passes. Uma recristalização completa pode não ocorrer devido aos curtos tempos entre passes e assim uma deformação residual do passe anterior será acumulada ao passe seguinte (REIS, 2007). A Figura 3.10 mostra a representação esquemática da recristalização metadinâmica de uma laminação a quente, onde os grãos são representados em escala macroscópica.

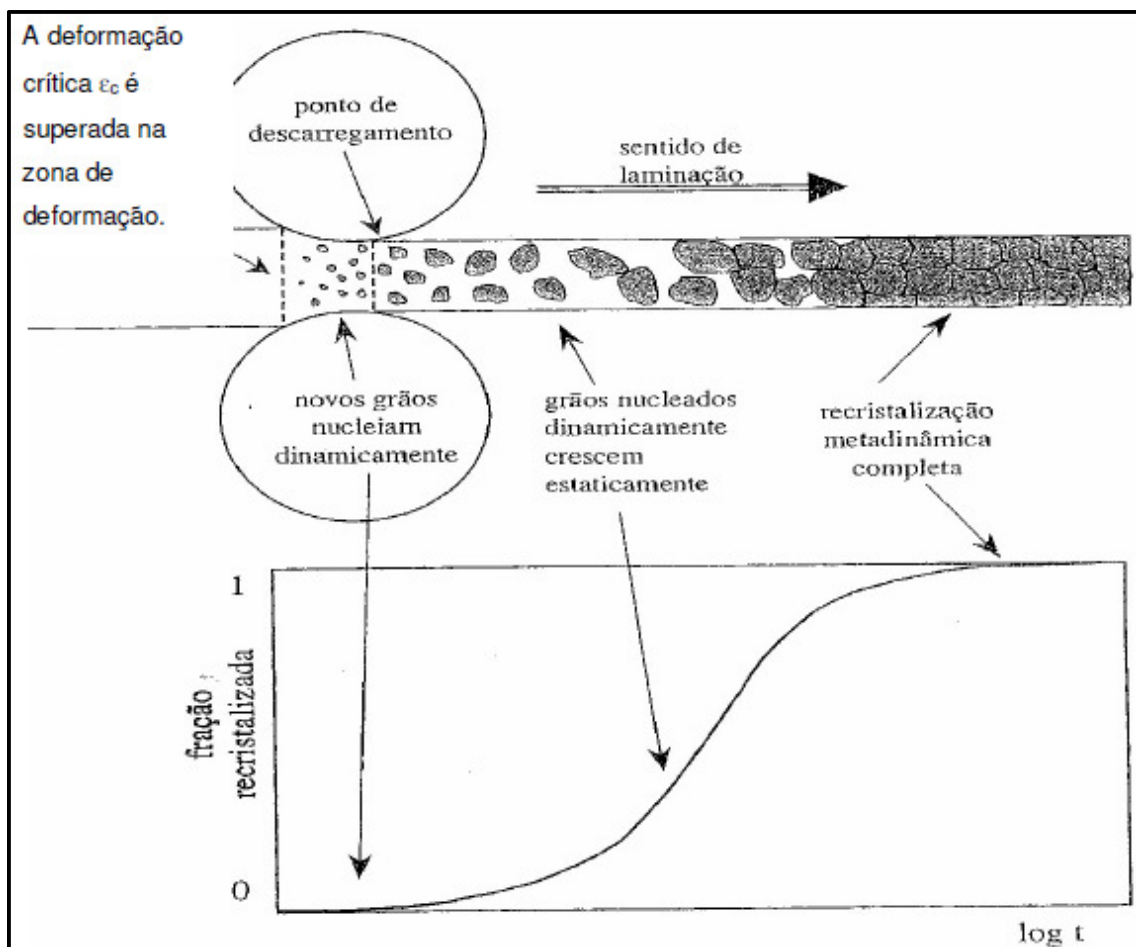


Figura 3.10- Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente (PADILHA, et al., 2005).

### 3.5.2.6 Cinética da recristalização metadinâmica (RMD)

De acordo com Siciliano *et al* (1999), a cinética da RMD depende muito da taxa de deformação, sendo pouco influenciada por elementos de liga e temperatura. A recristalização metadinâmica é favorecida pelo o aumento da taxa de deformação, uma vez que produzem um aumento na densidade de deslocamentos que é a principal força motriz para que a RMD ocorra. Novamente, a fração volumétrica pode ser descrita pela equação de Avrami (equação 3.10). Para aços microligados ao Nb, o expoente  $n$  assume o valor unitário, conforme descrito pela seguinte equação (ROUCOULES, 1992):

$$X = 1 - \exp \left[ -0,693 * \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^1 \right] \quad (3.15)$$

Da mesma forma que a recristalização estática, a equação da fração volumétrica foi desenvolvida para calcular o tempo para que ocorra 50% de fração recristalizada,  $t_{0,5}^{RMD}$ :

$$t_{0,5}^{RMD} = 4,42 * 10^{-7} \dot{\epsilon}^{-0,59} \exp\left(\frac{153000}{RT}\right) \quad (3.16)$$

### 3.5.2.7 Tamanho de grão após recristalização metadinâmica

Após uma recristalização completa por RMD, o tamanho de grão pode ser calculado em função da taxa de deformação aplicada no passe e da temperatura. A equação 3.17 representa uma estimativa deste tamanho de grão recristalizado completamente (REIS, 2007):

$$d_{RMD} = 1370 \dot{\epsilon}^{-0,13} \exp\left(\frac{-45000}{RT}\right) \quad (3.17)$$

### 3.5.2.8 Critérios para ocorrência de recristalização dinâmica (RD)

A deformação mínima para o início da RD, definida como deformação crítica,  $\epsilon_c$ , é um parâmetro importante nos modelos de evolução microestrutural, isto porque o mecanismo de amaciamento que ocorre no intervalo entre passes, seja recristalização estática (RE), seja recristalização metadinâmica (RMD), depende do acúmulo de deformação no passe anterior ultrapassar ou não o valor de  $\epsilon_c$ . Este valor é normalmente expresso como uma fração da deformação de pico,  $\epsilon_p$ , devido à facilidade de medida desse último valor e à consequente existência de uma grande quantidade de equações disponíveis para estimativa deste parâmetro (MACCAGNO, et al., 1996).

Para aços microligados ao nióbio, Minami *et al* (1996) estudaram os efeitos dos teores de Nb, Mn e Si, e assim alteraram a equação de Roucoules (1992), para  $\epsilon_p$  e para a relação  $\epsilon_c/\epsilon_p$ , conforme equações abaixo:

$$\epsilon_p = \left(\frac{1+20[Nb]}{1,78}\right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0 \left[\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{RT}\right)\right]^{0,17} \quad (3.18)$$

$$\frac{\varepsilon_c}{\varepsilon_p} = 0,8 - 13Nb_{eff} + 112(Nb_{eff})^2 \quad (3.19)$$

Onde o  $Nb_{eff}$  é dado por:

$$Nb_{eff} = [Nb] - \frac{[Mn]}{120} + \frac{[Si]}{94} \quad (3.20)$$

### 3.5.2.9 Recristalização parcial

Caso não ocorra recristalização completa entre um passe e outro, o tamanho médio de grão na entrada do passe seguinte pode ser calculado através da relação dada pela equação 3.21, que considera os grãos amaciados e os grãos não amaciados que foram “herdados” do passe anterior (MACCAGNO, et al., 1996).

$$\bar{d}_{0i+1} = d_{RXi} * X_i^{4/3} + (1 - X_i)^2 * d_{0i} \quad (3.21)$$

Onde  $d_{RX}$  é determinado através das equações 3.14 e 3.17 mostradas anteriormente. Quando o valor de  $X$  é pequeno, há pouca alteração no tamanho de grão anterior ao próximo passe, há apenas uma mudança na forma do grão.

Quando ocorre a recristalização parcial, um pouco da deformação é retida no material e é acumulada até a redução na próxima cadeira de laminação. Maccagno *et al* (1996) definiram a equação 3.22 para a deformação acumulada  $\varepsilon_a$  conforme mostrado a seguir:

$$\varepsilon_{ai+1} = \varepsilon_{i+1} + (1 - X_i) * \varepsilon_i \quad (3.22)$$

Este é o valor de deformação que determina se a recristalização dinâmica, seguida da metadinâmica, inicia ou não durante o passe de laminação.

## 3.6 Crescimento de grão

Para situações em que a recristalização se completa antes de um determinado passe e ainda há tempo disponível no período entre passes, a microestrutura de grãos recristalizados ainda não é a estável e pode crescer. O processo de crescimento de grãos é termicamente ativado e em condições de elevadas temperaturas a rápida difusão é favorecida ao longo dos contornos de grãos. A energia contida nos contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de determinados grãos, à custa da diminuição de outros. Dessa forma ocorre uma redução no número de grãos, na área total dos contornos, resultando em tamanhos de grão maiores, conforme apresentam Reis (2007) e Siciliano (1999).

A cinética de crescimento de grão depende da composição química dos aços. Os aços microligados ao nióbio ou a outros elementos de liga apresentam uma cinética de crescimento de grãos mais lenta, devido ao efeito da presença de precipitados ou ainda do arraste de solutos. Hodgson *et al* (1992) desenvolveram uma equação para o crescimento de grão de aços que possuem Nb em suas composições químicas, conforme equação 3.23 abaixo:

$$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} \cdot t_{ep} \cdot \exp\left(\frac{-435000}{RT}\right) \quad (3.23)$$

### 3.7 Precipitação de carbonitretos de nióbio durante a laminação a quente

A precipitação de carbonitretos de nióbio induzida por deformação na austenita possui de forma geral, um grau de influência e interdependência das seguintes variáveis de processo:

- Temperatura de solubilização de microligantes na austenita;
- Composição química;
- Grau de deformação;
- Taxa de deformação;
- Velocidade de resfriamento.

Um modelo para previsão do início da precipitação induzida por deformação foi proposto por Dutta e Sellars (1987). Baseado na teoria da nucleação os autores propuseram a seguinte equação para determinar o tempo necessário para ocorrer 5% de precipitação de Nb(C,N):

$$t_{0,05P} = A [Nb]^{-1} \varepsilon^{-1} Z^{-0,5} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left(\frac{B}{T^3 \ln(K_s)^2}\right) \quad (3.24)$$

Onde  $A$  e  $B$  são constantes que dependem da composição química,  $Z$  é o parâmetro Zener-Hollomon e  $K_s$  representa a relação de supersaturação em uma temperatura  $T$ . As variáveis descritas acima para a equação 3.24 foram apresentadas no trabalho de Pereda *et al* (2008) e serão reescritas abaixo:

$$A = 8,74 \cdot 10^{-6} \exp([Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]) \quad (3.25)$$

$$B = 1,59 \cdot 10^9 \exp(459 \cdot [Nb] \cdot [C + (12/14) \cdot N]) \quad (3.26)$$

$$K_s = \frac{[Nb] \cdot [C + (\frac{12 \cdot N}{14})]}{10^{[2,26 - (\frac{6770}{T})]}} \quad (3.27)$$

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

### 3.8 Tamanho do grão ferrítico após a transformação $\gamma$ - $\alpha$

À medida que o aço resfria, este sofre a transformação de fase da austenita em ferrita e perlita. O modelo de previsão de tamanho de grão ferrítico considerado é exclusivo para microestruturas ferríticas.

O modelo desenvolvido por Hodgson *et al* (1992) para a previsão do tamanho de grão ferrítico é afetado pelos seguintes fatores:

- Tamanho de grão austenítico;
- Deformação retida;
- Composição química;
- Taxa de resfriamento.

Quanto menor for tamanho de grão austenítico e maior a deformação retida, menor será o tamanho de grão ferrítico ( $d_\alpha$ ) após a transformação. O aumento da taxa de resfriamento favorece a redução de  $d_\alpha$ . As equações descritas através do modelo

estão listadas abaixo de acordo com o carbono equivalente ( $C_{eq}$ ) para cada tipo de aço:

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

$$d_{\alpha}^0 = (-0,4 + 6,37.C_{eq}) + (24,2 - 59,0.C_{eq}).\dot{T}^{-0,5} + 22. [1 - \exp(0,015.d_{\gamma})] \quad (3.29)$$

Para  $C_{eq} > 0,35$  temos,

$$d_{\alpha}^0 = (22,6 + 57,0.C_{eq}) + 3,0.\dot{T}^{-0,5} + 22. [1 - \exp(0,015.d_{\gamma})] \quad (3.30)$$

Onde  $\dot{T}$  é a taxa de resfriamento em  $^{\circ}\text{C/s}$ ,  $d_{\gamma}$  é o tamanho de grão da austenita recristalizada e  $d_{\alpha}^0$  é o tamanho de grão ferrítico na ausência de deformação retida.

Como a deformação retida promove o refinamento de grão ferrítico durante a transformação, Sellars e Beynon (1984) desenvolveram a equação 3.31 para considerar este efeito.

$$d_{\alpha} = d_{\alpha}^0.(1 - 0,45.\sqrt{\varepsilon_{\alpha}}) \quad (3.31)$$

Onde  $\varepsilon_{\alpha}$  é a deformação retida após o último passe e  $d_{\alpha}$  é o tamanho de grão ferrítico obtido após a transformação.

### 3.9 Previsão das propriedades mecânicas

Hodgson *et al* (1992) criaram um modelo matemático para a previsão das propriedades mecânicas a partir da microestrutura desenvolvida através do processo de deformação a quente. Abaixo estão listadas as equações que determinam o limite de resistência,  $LR$ , e o limite de escoamento,  $LE$ , em MPa:

$$LE = 62,6 + 26,1[Mn] + 60,2[Si] + 759[P] + 212,9[Cu] + 3286[N] + \sigma_p + 19,7d_{\alpha}^{-0,5} \quad (3.32)$$

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

(3.33)

Onde  $d_\alpha$  é o tamanho de grão ferrítico em milímetros, determinado através de um modelo microestrutural. Os elementos  $Mn, C, Si, P, Cu$  e  $Ni$  são dados em percentagem em peso (%), exceto o  $N$  que é dado pela percentagem em peso do  $N$  livre, e  $\sigma_p$  é a contribuição da precipitação em MPa. Para os aços microligados ao nióbio esta contribuição é calculada por:

$$\sigma_p = 2500 * [Nb] \quad (3.34)$$

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

## 4 Metodologia

Para o desenvolvimento deste trabalho as etapas listadas abaixo foram seguidas:

-Caracterização do processamento termomecânico para a produção de fio-máquina na usina da Arcelormittal Monlevade (AMM);

-Realização de testes industriais através da laminação de aço microligado ao nióbio (16Nb) e aço comum (16CMn) processados sob taxas de resfriamento alta (TRA) e baixa (TRB). Retirada de amostras de material ao longo do processamento termomecânico;

-Elaboração de modelo matemático para a previsão da evolução microestrutural em aços microligados ao nióbio processado em laminadores de fio-máquina;

-Utilização de modelo matemático para a previsão da evolução microestrutural de aços comum (CMn). Este modelo é uma réplica do modelo elaborado por Maccagno *et al* (1996) para a produção de aços comum.

-Comparação entre os resultados previstos pelos modelos matemáticos e os resultados apresentados por Lee e Manohar (2003);

-Comparação entre os resultados previstos pelos modelos matemáticos e os resultados experimentais;

-Realização de ensaios de tração para a obtenção dos limites de escoamento, do limite de resistência, do alongamento e da estrição do material.

-Realização de estudos para mensurar a contribuição de cada um dos mecanismos de endurecimento do aço.

-Realização de ensaio de microdureza da ferrita;

-Realização de ensaios metalográficos em amostras intermediárias e finais.

#### **4.1 Processo de laminação de fio-máquina**

Na primeira etapa da laminação de fio-máquina o material (tarugo) é aquecido em fornos de reaquecimento a temperaturas que chegam até 1250 °C. O laminador de fio-máquina número 1, instalado na ArcelorMittal Monlevade (AMM), possui duas linhas de laminação A e B. Durante o processo de laminação ocorre a redução da seção transversal do tarugo através de cilindros com canais, partindo de uma seção quadrada (155x155 mm) até atingir o diâmetro final, de acordo com a necessidade do cliente (BOTELHO, 2004). O fluxo de processo do laminador é mostrado na Figura 4.1 e consiste dos seguintes equipamentos:

Forno de reaquecimento de tarugos: é do tipo soleira caminhante (“Walking Beam”) e aquece os tarugos da temperatura ambiente até a temperatura de laminação específica para cada tipo de aço e bitola.

Descarepador: Consiste de jatos de água de alta pressão cuja função é remover a carepa gerada no processo de reaquecimento.

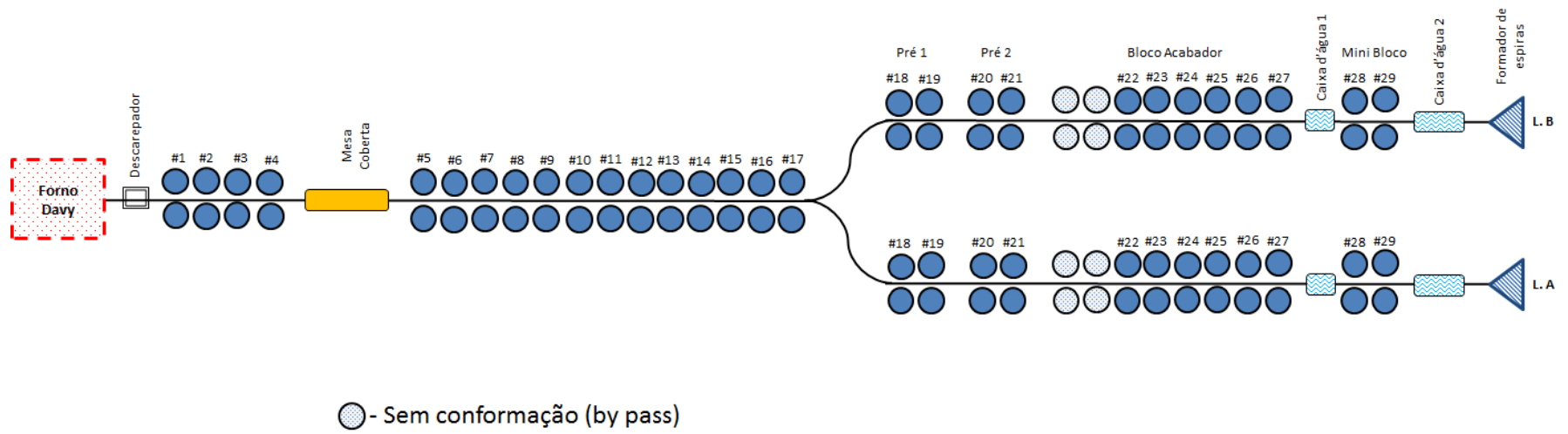


Figura 4.1-Fluxo de processo do Laminador #1 de fio-máquina da ArcelorMittal Monlevade (AMM).

Laminador: Consiste de 31 cadeiras agrupadas em trem desbastador (BDM - 4 cadeiras), trem intermediário (Contínuo - 13 cadeiras), pré-acabador I (2 cadeiras), pré-acabador II (2 cadeiras), bloco acabador (8 cadeiras) e mini bloco (2 cadeiras). Na maioria dos passes, possui uma configuração de canais oval-redondo alternados a partir da 3ª cadeira. As geometrias do material, durante o processamento termomecânico, são apresentadas na Figura 4.2. O laminador é dividido em duas linhas de laminação a partir da 5ª cadeira. A velocidade final do fio-máquina produzido no laminador pode chegar até a 90 m/s para bitolas mais finas. Possui duas caixas d'água para controle da temperatura de laminação.

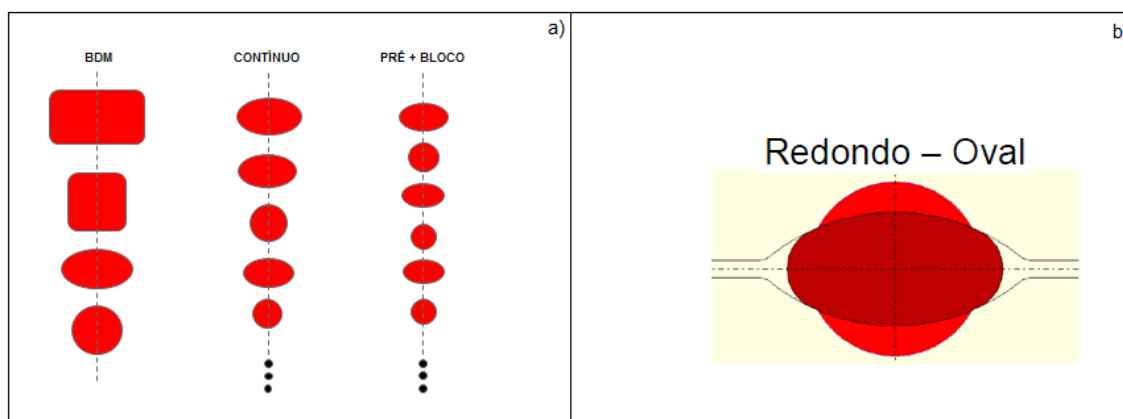


Figura 4.2- Representação da geometria do material ao longo dos passes de laminação, a) sequência de passes, b) representação de uma sequência de passe redondo-oval.

Zona de resfriamento ao ar (Stelmor®): trata-se de uma esteira de rolos com ventilação forçada através de ventiladores com o objetivo de resfriar o fio-máquina para garantir propriedades físicas e metalúrgicas (ASSUNÇÃO, 2007).

## 4.2 As Ligas

As ligas utilizadas neste estudo são apresentadas na Tabela 4.1. Foram produzidas na Aciaria da AMM, lingotadas em tarugos de seção quadrada (155 x 155 mm) e laminadas para fio-máquina de  $\varnothing$  5,50 mm. A liga denominada de 16Nb é microligada ao nióbio e a liga denominada por 16CMn é típica de um aço carbono comum.

Tabela 4.1- Composição química das ligas 16Nb e 16CMn.

Liga	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Al [%]	Nb [%]	N [%]	P [%]
16Nb	0,160	0,682	0,228	0,002	0,021	0,002	0,024
16CMn	0,161	0,679	0,194	0,001	0,000	0,003	0,019

## 4.3 Coleta de amostras

A coleta de amostras no processo de laminação é uma etapa limitada pelo *lay-out* dos laminadores e pela disposição das tesouras de corte. Todas as amostras quentes recolhidas ao longo do laminador foram resfriadas imediatamente em água. Para o presente trabalho, foram coletadas amostras em quatro etapas do processo, conforme apresentado na Tabela 4.2.

Tabela 4.2- Esquema de amostragem.

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Etapa	após passe #11	após passe #19	após o formador de espiras	após bobina formada (fria)
Bitola	$\varnothing$ 40,5 mm	$\varnothing$ 16,8 mm	$\varnothing$ 5,50 mm	$\varnothing$ 5,50 mm
Comprimento	50 mm	50 mm	50 mm	50 mm
Quantidade	3	3	3	3

Para cada amostragem foram confeccionados 10 corpos de prova para a realização dos ensaios de tração.

## 4.4 Procedimentos em laboratório

As amostras retiradas na laminação foram cortadas em uma máquina de corte a disco de 2 mm de espessura com refrigeração para evitar o aquecimento e conseqüentemente a alteração microestrutural.

Todas as amostras foram retiradas da seção longitudinal à direção de laminação, embutidas a quente em baquelite, lixadas, polidas e atacadas com reagentes específicos para a revelação de tamanho de grão, determinação de microestrutura e quantidade de constituintes.

Na fase de preparação superficial das amostras foi realizado um desbaste grosseiro com lixas de granulometria sequenciais de 220, 360, 600 e 1200 *mesh*. O polimento foi feito em máquina politriz de prato giratório com panos fino e grosso, utilizando pastas de diamante grossa (3 a 6  $\mu\text{m}$ ) e fina (0 a 2  $\mu\text{m}$ ) visando à obtenção de uma superfície espelhada sem defeitos.

Para a obtenção do tamanho de grão austenítico, as amostras retiradas após os passes #11, #19 e após o formador de espiras, foram atacadas com o picral 4% (ácido pícrico e álcool etílico), durante aproximadamente 20 s para a revelação dos contornos de grãos austeníticos. Após o ataque químico, o *software Stream Motion* foi utilizado para a determinação do tamanho e distribuição dos grãos.

O tamanho de grão ferrítico das amostras retiradas após a bobina formada (fria) foi obtido através do ataque químico com o reativo nital 3% que revela a microestrutura do material (ferrita e perlita).

A microdureza Vickers da fase ferrítica das amostras retiradas foram avaliadas. O procedimento de medição foi realizado no centro, a meio raio e próximo à superfície das amostras. O equipamento utilizado foi microdurômetro da marca Struers, mostrado na Figura 4.3.



Figura 4.3- Microdurômetro da marca Struers utilizado para a medição de dureza da fase ferrítica.

Ensaios de tração foram realizados nas amostras retiradas após a bobina formada (fria), onde o limite de escoamento e o limite de resistência foram determinados. Para este ensaio foi utilizado o equipamento da marca Shimadzu, mostrado na Figura 4.4.



Figura 4.4- Máquina para ensaio de tração da marca Shimadzu.

## 5 Resultados e discussão

### 5.1 Ciclos térmicos do processo de laminação

Foi realizado um estudo prévio, através do *software* Thermocalc®, sobre a temperatura de solubilização necessária para a dissolução completa dos precipitados de Nb presentes no tarugo dentro do forno de reaquecimento. Através do conhecimento desta temperatura, foi possível determinar a temperatura de encharque no forno de reaquecimento utilizado para realização dos testes industriais. O tamanho de grão austenítico na entrada da primeira cadeia de laminação foi estimado em 200  $\mu\text{m}$ , valor típico para aços microligados após o desenformamento (REIS, 2007).

A Figura 5.1 mostra a curva, elaborada através do *software* Thermocalc®, do grau de dissolução dos carbonitretos de Nb em função da temperatura. Com a avaliação da dissolução dos precipitados de nióbio no aço foi possível identificar que a partir de 1100 °C todo Nb presente na liga estará em solução sólida. Assim, a temperatura de encharque do forno foi definida acrescentando 50 °C deste valor para garantir que variações de processo não prejudiquem a dissolução.

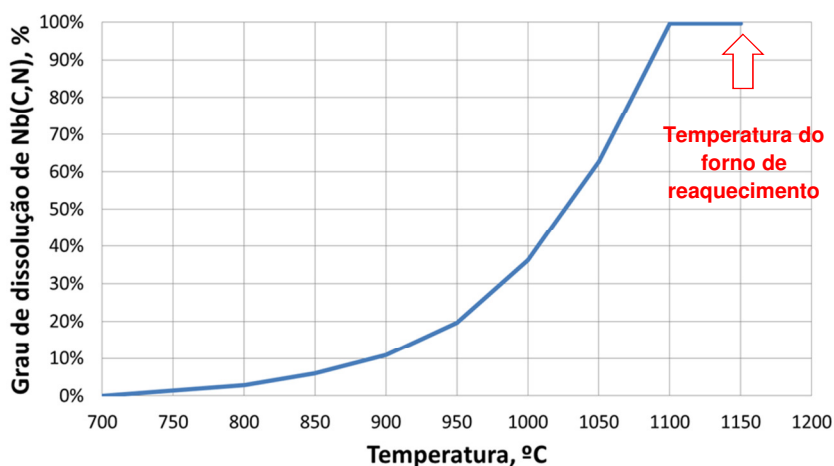


Figura 5.1- Curva de solubilidade do Nb(C,N) em função da temperatura.

A temperatura média de laminação,  $T$ , do material foi medida passe a passe, utilizando pirômetro manual de radiação infravermelho com mira laser da marca Raytek, modelo ST-60XB. Os testes foram realizados em condições de laminação com taxa de resfriamento alta (TRA) e baixa (TRB). A emissividade foi corrigida para o valor de

0,88 e as medições foram realizadas sempre na entrada dos passes a uma distância de aproximadamente 1 metro das barras. Os passes que ocorrem dentro do pré-acabador e do bloco acabador, tiveram a temperatura do material estimadas através do *software* de calibração WICON. Nestes passes, o laminador é totalmente enclausurado devido ao risco de ocorrências de sucatas a velocidades de laminação elevadas. Os resultados obtidos são apresentados através das curvas de temperatura da Figura 5.2 para um ciclo de resfriamento com TRB e outro com TRA.

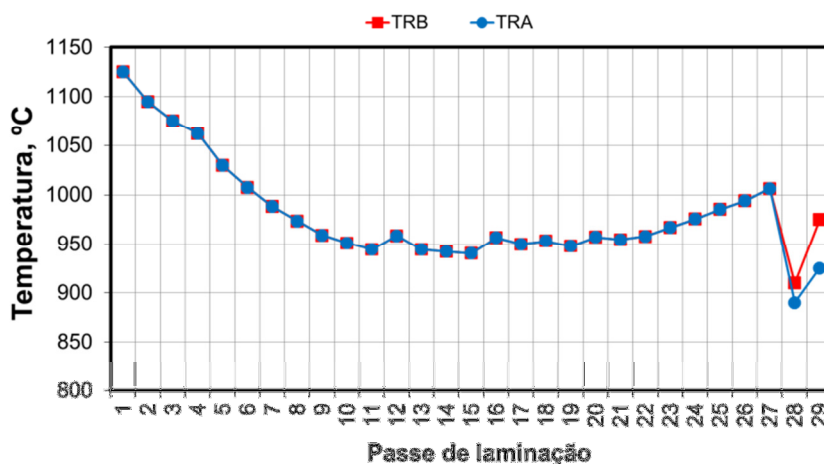


Figura 5.2- Curvas de temperatura para um ciclo com taxa de resfriamento baixa (TRB) e um ciclo com taxa de resfriamento alta (TRA).

Para o laminador #1 da AMM, a temperatura média de laminação até o passe #27 depende principalmente da temperatura de reaquecimento do material. Ao longo do laminador, o material aquecido, tem a sua temperatura média variando em função das trocas de calor com os cilindros e discos refrigerados com água, com o ar e com a água pressurizada na caixa d'água localizada antes do passe #28. Observamos uma queda na temperatura entre os passes #1 e #11, que ocorre pela baixa velocidade de laminação e grande área de contato do material com os cilindros e com o ar. Entre os passes #12 e #21 a velocidade de laminação é superior à dos passes anteriores, assim o material não perde temperatura, pois não há tempo elevado para ocorrer a troca de calor com os cilindros e discos refrigerados, e com o ar. Além disso, a deformação promovida nestes passes provoca um aumento de temperatura que praticamente compensa a perda de calor relatada anteriormente. Ao entrar no bloco acabador, entre os passes #22 e #27, a velocidade de laminação é mais elevada, atingindo a velocidade 90 m/s. Neste caso, o tempo para ocorrer às trocas de calor é

muito curto e novamente ocorrem deformações que promovem um aumento na temperatura do material. A partir do passe #27, a temperatura é controlada pela caixa d'água #1, e varia de acordo com os ciclos de resfriamento definidos para cada material.

## 5.2 Deformação equivalente e taxa de deformação

O cálculo da deformação verdadeira para a laminação a quente de produtos longos é bastante complexo, devendo ser consideradas algumas simplificações para que este possa apresentar uma solução analítica (LEE, 1999). Para seções não planas, como é o caso da laminação de fio-máquina, o método baseado na teoria dos retângulos equivalentes é o mais indicado, por considerar as três dimensões do material e melhor coeficiente de ajuste aos dados experimentais apresentados por Saito *et al* (1983) e Kawai *et al* (1985). Durante a laminação de fio-máquina, a barra apresenta, na maioria dos passes, uma geometria oval ou redonda. A Figura 5.3 apresenta um esquema que mostra como essas geometrias podem ser transformadas em retângulos de áreas equivalentes.

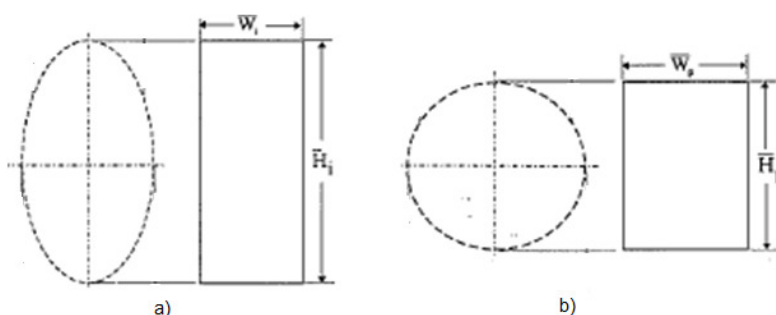


Figura 5.3- Esquema de transformação em retângulos equivalentes. (a) transformação de geometria oval em retângulo equivalente e (b) transformação de geometria redonda em retângulo equivalente.

Uma vez que a barra apresenta geometria tridimensional, sua equivalência volumétrica de uma seção transversal oval para uma seção transversal redonda pode ser representada, em um determinado passe de laminação, através do paralelepípedo ilustrado na Figura 5.4:

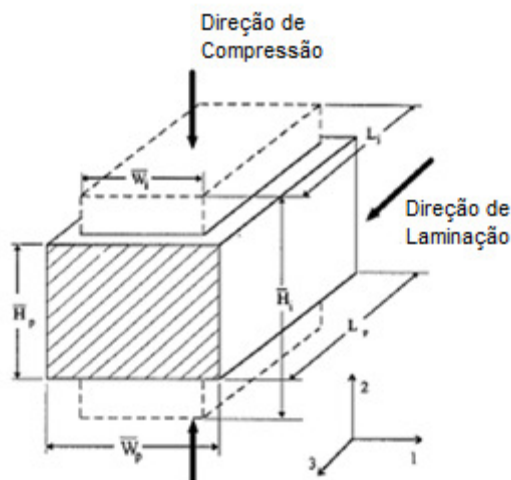


Figura 5.4- Representação esquemática da deformação de um paralelepípedo com seção retangular equivalente.

Onde  $\bar{w}_i$  e  $\bar{H}_i$  são a largura e a altura da seção transversal do retângulo equivalente de entrada no passe, respectivamente, e  $\bar{w}_p$  e  $\bar{H}_p$  são a largura e a altura da seção transversal do retângulo equivalente de saída do passe, respectivamente.

A partir das dimensões equivalentes de entrada e de saída, é possível obter o valor da deformação equivalente,  $\bar{\epsilon}_p$ , através da seguinte equação (LEE, 1999):

$$\bar{\epsilon}_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[ \ln\left(\frac{\bar{w}_i}{\bar{w}_p}\right) \right]^2 + \left[ \ln\left(\frac{\bar{H}_i}{\bar{H}_p}\right) \right]^2 + \ln\left(\frac{\bar{w}_i}{\bar{w}_p}\right) * \ln\left(\frac{\bar{H}_i}{\bar{H}_p}\right) \right\}^{1/2} \quad (5.1)$$

Neste trabalho, o método adotado para a transformação da geometria oval e redonda em retângulos equivalentes foi o método da largura máxima. Este método foi escolhido através de uma análise dos resultados apresentados por Lee (1999), onde foi observado que o método da largura máxima apresentou resultados mais coerentes que os demais, o que justificou a sua utilização neste trabalho. Desta forma, a largura do material na entrada de um passe,  $\bar{w}_i$ , será equivalente a altura do canal do passe anterior. A largura do material na saída de um passe,  $\bar{w}_p$ , é dada pela largura máxima do canal de laminação no passe atual, conforme mostrado na Figura 5.5.

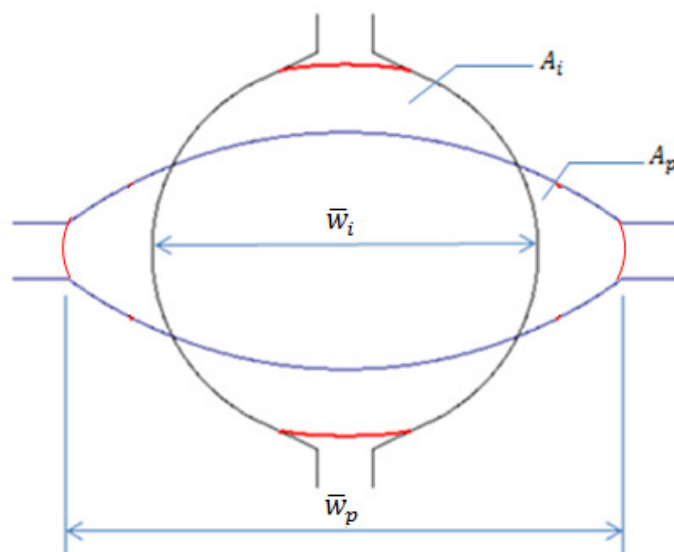


Figura 5.5- Representação de uma sequência de passe redondo-oval onde,  $\bar{w}_i$ , é a largura de entrada e  $\bar{w}_p$  é a largura máxima de saída da barra no passe oval.

A altura real de um canal sempre é definida na direção de compressão máxima, já a largura do canal é definida pela direção perpendicular à direção de compressão máxima. As áreas de entrada e saída do material no passe são representadas respectivamente por  $A_i$  e  $A_p$ .

Devido à geometria dos canais (oval e redondo), as equações 5.2 e 5.3 são utilizadas para o cálculo das alturas médias de entrada e saída,  $\bar{H}_i$  e  $\bar{H}_p$ , equivalentes para a transformação em retângulos.

$$\bar{H}_i = \frac{A_i}{\bar{w}_i} \quad (5.2)$$

$$\bar{H}_p = \frac{A_p}{\bar{w}_p} \quad (5.3)$$

O cálculo das áreas de entrada e saída dos passes inicia-se com o cálculo da área da seção transversal inicial do tarugo. Considerando que há conservação de volume, pode-se definir a área de saída de um passe utilizando a relação abaixo:

$$A_p = \frac{A_i}{[1/(\beta^* \gamma)]} \quad (5.4)$$

Onde  $\beta$  e  $\gamma$  são as relações entre as larguras e alturas da barra na entrada e na saída dos passes, e são definidos pelas equações abaixo:

$$\beta = \frac{\bar{w}'_p}{\bar{w}'_i} \quad (5.5)$$

$$\gamma = \frac{\bar{H}'_p}{\bar{H}'_i} \quad (5.6)$$

Onde  $\bar{w}'_i$  e  $\bar{w}'_p$  são, respectivamente, as larguras reais da barra na entrada e na saída de cada passe. Já,  $\bar{H}'_i$  e  $\bar{H}'_p$ , são, respectivamente, as alturas reais da barra na entrada e na saída dos passes. Estes valores foram obtidos através da escala de passes dos laminadores. Outra forma de se obter estes valores é através da realização de medições durante testes experimentais ou até mesmo utilizando a teoria de Ekelund para estimar o valor do alargamento.

Através do cálculo dos parâmetros mencionados acima, foi possível obter o valor da deformação equivalente. Para verificar os resultados deste estudo, os valores estimados para a deformação equivalente obtidos para o laminador #1 da AMM foram comparados aos valores apresentados por Lee e Manohar (2003) referentes ao laminador de uma usina asiática. A Figura 5.6 mostra que os valores de deformação verdadeira obtidos através do cálculo da deformação equivalente para a produção de uma bitola de  $\varnothing$  5,50 mm na AMM são próximos aos valores apresentados por Lee e Manohar (2003) para a produção de uma bitola de  $\varnothing$  6,00 mm, o que é um indicativo que o método de cálculo foi replicado com êxito.

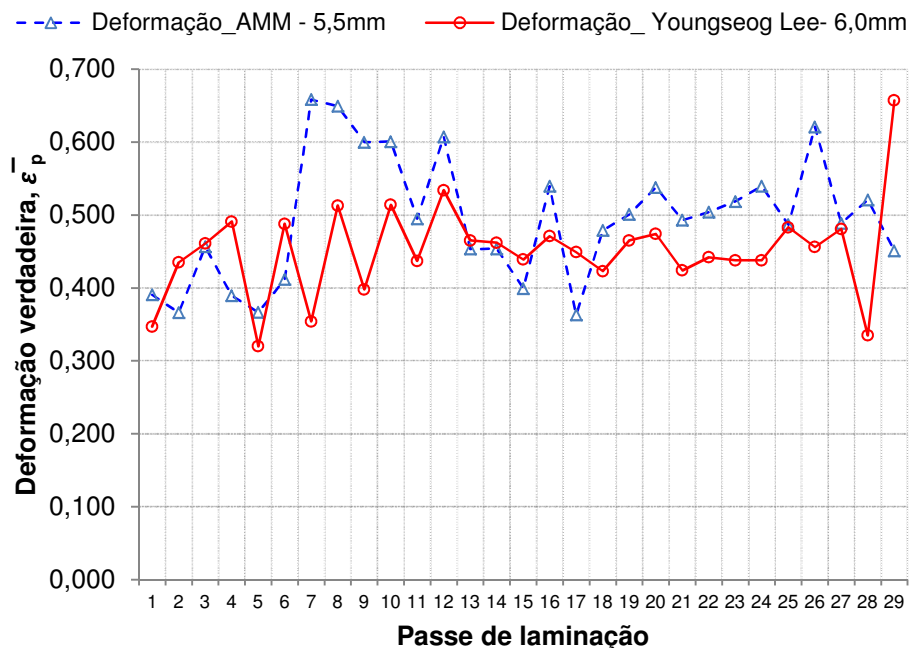


Figura 5.6- Valores de deformações por passe: método de deformação equivalente de Lee: AMM\_5,50 mm versus Lee\_ 6,00 mm.

Observa-se que o laminador da AMM possui os dois primeiros passes bem leves para facilitar na mordida do material no cilindro e para quebrar a carepa que é formada dentro do forno. De forma geral, os passes aplicados com canais ovais imprimem uma maior deformação que os passes aplicados com canais redondos e há uma determinada alternância entre eles. O passe #7, de perfil redondo, é o que apresenta maior valor de deformação equivalente, pois fica após uma sequência de dois passes ovais que é pouco comum em escalas de passes de produtos longos, mas necessária após a modernização deste laminador. Nesta cadeia de laminação, observa-se grande quantidade de quebras de caixas de rolos (guia) na entrada do passe, pois estas recebem um perfil oval muito estreito, com grande tendência a torção no canal que é de geometria redonda. É possível observar que a deformação do passe acabador não é muito elevada o que reduz a ocorrência de defeitos como rebarbas e melhora a geometria final do material.

Foi realizada uma comparação entre o método de deformação equivalente e o método básico de cálculo de deformação, que considera apenas a relação entre as áreas de entrada e saída do material, e é muito utilizado por outros pesquisadores como Reis

(2007). A Figura 5.7 mostra os resultados da comparação dos valores obtidos através dos cálculos utilizando os dois métodos.

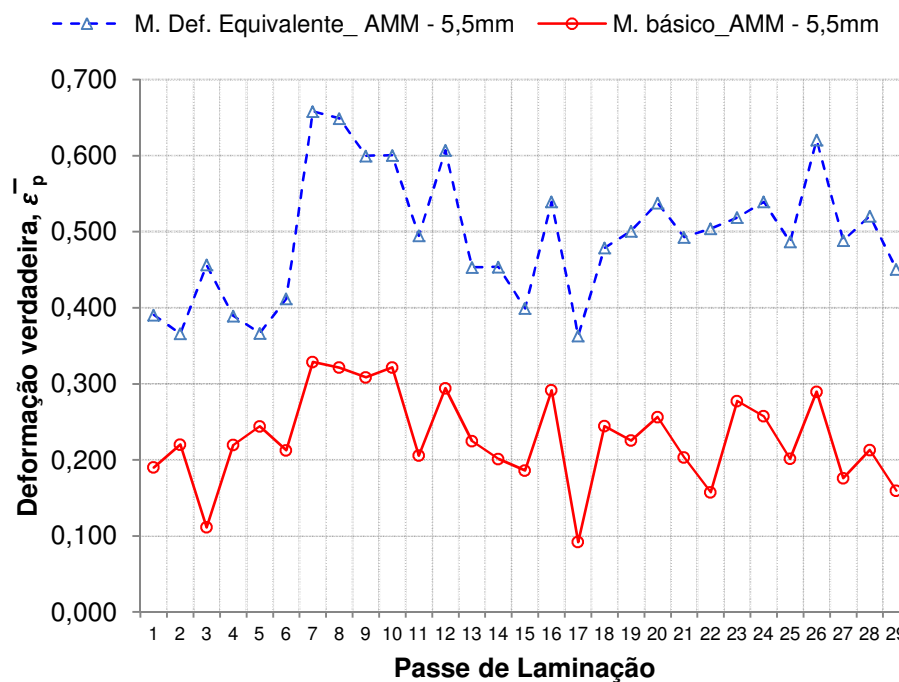


Figura 5.7- Valores de deformações por passe: comparação entre o método de deformação equivalente de Lee e método básico.

Observa-se que os valores obtidos para o método de deformação equivalente são maiores que os valores encontrados utilizando o método básico, o que demonstra uma evolução na forma de cálculo de deformação para seções circulares não planas.

Conhecendo os valores da deformação equivalente, a taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) foi calculada utilizando a equação 5.7.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\bar{\epsilon}_p}{t_c} \quad (5.7)$$

O tempo de contato  $t_c$  foi obtido através da relação entre o arco de contato  $L_d$  e a velocidade tangencial  $v_t$  em cada passe, conforme equação abaixo:

$$t_c = \frac{L_d}{v_t} \quad (5.8)$$

O arco de contato é o arco medido sobre o cilindro de laminação, que abrange toda a área de contato do material a ser conformado e o cilindro de laminação, ou seja, o arco que vai do ponto de contato (ponto A) até o ponto de saída da barra (ponto C), como mostrado na Figura 5.8.

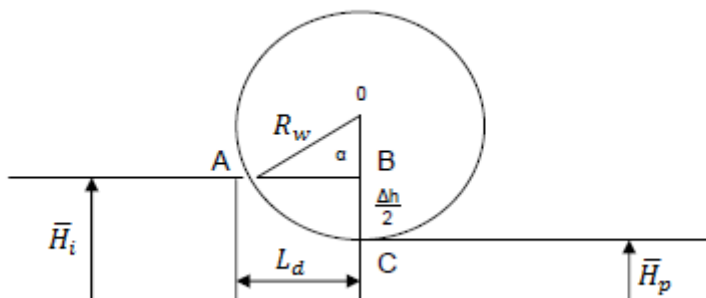


Figura 5.8- Representação esquemática do arco de contato.

Para simplificar os cálculos podemos considerar que o arco de contato ( $\overline{AC}$ ) é dado pelo segmento  $L_d$ , o que leva a um erro de precisão de apenas 0,5% (TAFEL, 1997). Assim, podemos calcular  $L_d$  utilizando a equação abaixo:

$$L_d = \sqrt{\frac{D_w}{2} * (\bar{H}_i - \bar{H}_p)} \quad (5.9)$$

Onde  $D_w$  é o diâmetro de trabalho dos cilindros,  $\bar{H}_i$  é a altura média de entrada e  $\bar{H}_p$  é a altura média de saída.

O diâmetro dos cilindros utilizados nos cálculos foi o diâmetro de trabalho  $D_w$ , que é definido como sendo o ponto onde a velocidade periférica do cilindro é igual à velocidade do material e pode ser determinado pela equação 5.10.

$$D_w = D_n + S - \bar{H}_p \quad (5.10)$$

Onde  $D_n$  é o diâmetro nominal determinado no colar dos cilindros e  $S$  é a luz de laminação.

A velocidade tangencial  $v_t$  é determinada através da rotação dos cilindros ( $RPM$ ) e do raio de trabalho  $R_w$ , conforme mostrado abaixo:

$$v_t = \frac{2\pi R_w * RPM}{60} \quad (5.11)$$

O cálculo da rotação dos cilindros ( $RPM$ ) é realizado através dos valores de velocidade de laminação da barra,  $v$ , em cada passe. Estes dados são obtidos no supervisor da cabine de operação.

$$RPM = \frac{v * 60}{2\pi R_w} \quad (5.12)$$

O tempo gasto pelo material entre um passe e o passe seguinte ( $t_{ep}$ ) foi obtido através dos valores de velocidade de laminação da barra,  $v$ , e das distâncias entre as cadeiras,  $d$ , que foram medidas através do lay-out do laminador.

$$t_{ep} = \frac{d}{v} \quad (5.13)$$

Da mesma maneira que foi realizado para o cálculo da deformação equivalente, a taxa de deformação calculada para a produção de uma bitola de  $\varnothing 5,50$  mm na AMM foi comparada aos valores apresentados por Lee e Manohar (2003) referentes à produção de uma bitola de  $\varnothing 6,00$  mm em uma usina asiática, conforme mostrado na Figura 5.9.

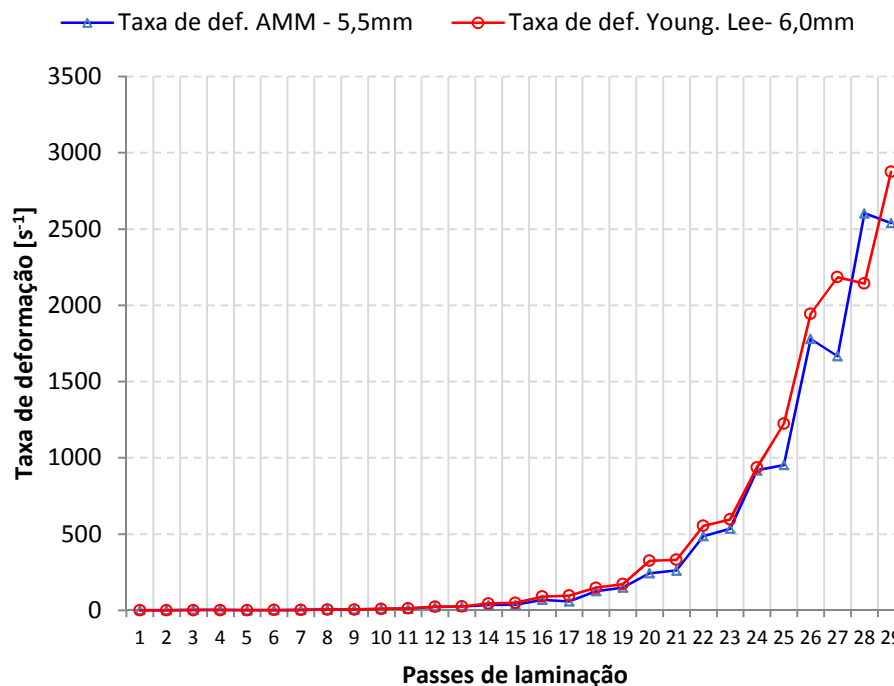


Figura 5.9- Comparação entre as taxas de deformações calculadas para produção de Ø5,50 mm na AMM e os valores apresentados por Lee e Manohar (2003) referentes a produção de uma bitola de Ø 6,00 mm em uma usina asiática.

É possível observar que, embora as deformações apresentem algumas diferenças, as taxas de deformações são muito semelhantes e atingem valores muito elevados nos passes finais, que ocorrem a velocidades que podem chegar a mais de 90m/s e conseqüentemente pequenos intervalos de tempo entre um passe e outro.

Para um melhor entendimento, foi elaborado um detalhamento completo acerca do cálculo da deformação equivalente e da taxa de deformação para produtos longos e é apresentado no APÊNDICE A, ao final deste texto.

### 5.3 Modelo de evolução microestrutural

O modelo de evolução microestrutural para aços microligados ao nióbio foi construído de acordo com o estudo descrito na revisão bibliográfica, onde as equações mais adequadas ao processo foram apresentadas. A lógica de cálculo foi escrita na linguagem *Visual Basic for Applications* dentro de uma planilha do *software* Excel. O

modelamento iniciou-se com a aquisição dos dados de entrada  $d_0$ ,  $T$ ,  $\bar{\epsilon}_p$ ,  $\dot{\epsilon}$ , e  $t_{ep}$ , que foram descritos anteriormente e que estão apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1- Ciclo termomecânico para a produção da bitola de  $\varnothing$  5,50 mm na AMM.

#Passe	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	$t_{ep}$ (s)	$\bar{\epsilon}_p$
1	1125	2,08	5,49	0,39
2	1095	2,49	4,38	0,37
3	1075	4,24	3,23	0,46
4	1062	4,64	34,74	0,39
5	1030	1,13	3,91	0,37
6	1008	1,99	2,82	0,41
7	988	2,86	2,09	0,66
8	974	5,32	2,98	0,65
9	959	6,34	2,23	0,60
10	951	11,03	1,60	0,60
11	945	11,84	4,81	0,49
12	959	23,13	0,96	0,61
13	945	23,93	1,44	0,45
14	942	35,29	0,60	0,45
15	941	36,58	2,93	0,40
16	957	69,69	0,37	0,54
17	950	58,54	3,49	0,36
18	953	125,90	0,12	0,48
19	948	148,75	1,78	0,50
20	957	243,74	0,08	0,54
21	955	261,92	0,56	0,49
22	958	486,66	0,03	0,50
23	967	535,22	0,03	0,52
24	976	918,80	0,02	0,54
25	985	952,75	0,02	0,49
26	994	1780,44	0,01	0,62
27	1006	1666,24	0,14	0,49
28	910	2604,00	0,01	0,52
29	975	2540,20	0,13	0,45

O conhecimento dos dados de entrada permitiu a avaliação, através do modelo, da cinética de precipitação de carbonitretos durante a laminação, cujo início interrompe totalmente a restauração, a cada instante de tempo. Assim, a quantidade de Nb presente em solução sólida pôde ser determinada.

Como as equações utilizadas são aplicáveis a processos isotérmicos de restauração e de precipitação, a regra da aditividade desenvolvida por Sheil (1935) foi utilizada. Esta regra é muito usada no meio acadêmico (SICILIANO JR., et al., 2000) e possibilita a adequação de um processo isotérmico em um processo com temperaturas continuamente decrescentes. De acordo com a descrição feita por Reis (2007), o princípio de funcionamento da regra de aditividade, para a aplicação no caso da precipitação na austenita, está baseado na divisão da curva de resfriamento em diversos, pequenos intervalos de tempo,  $\Delta t$ , nos quais uma temperatura  $T$  deve ser considerada como constante. Considera-se o tempo  $\Delta\tau$  como sendo aquele necessário para ocorrer o início da precipitação. A relação  $\Delta t/\Delta\tau$  significa uma fração do tempo demandado para o início da precipitação a uma temperatura  $T$ . Para este caso, a reação de precipitação é iniciada quando a igualdade abaixo se torna verdadeira:

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t_i}{\tau(T_i)} = 1 \quad (5.14)$$

A Figura 5.10 mostra uma representação esquemática do mecanismo descrito acima.

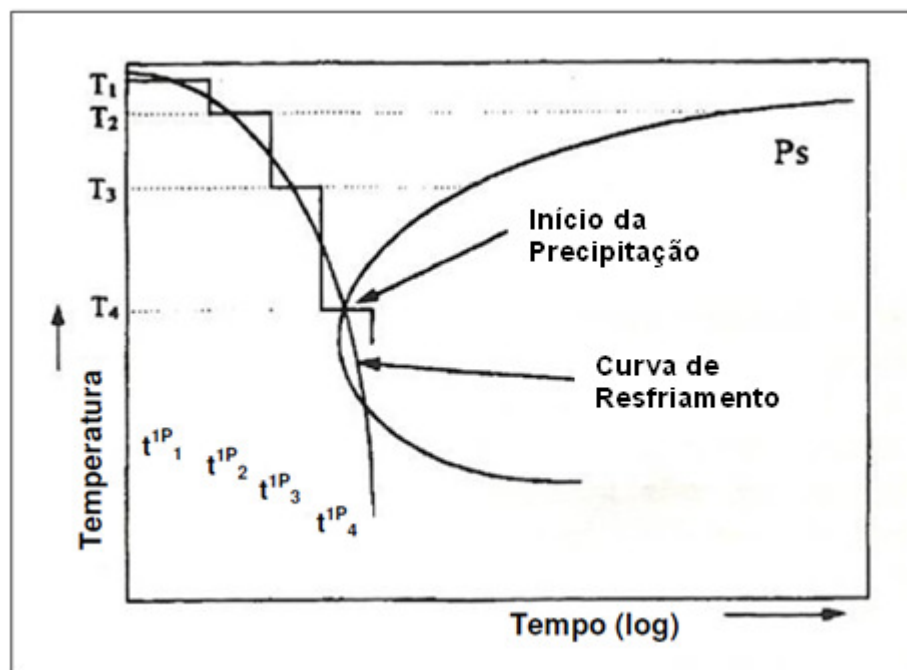


Figura 5.10-Representação esquemática do conceito da regra da aditividade (REIS, 2007).

Em seguida, o modelo calculou a deformação crítica ( $\epsilon_c$ ) que determinou qual mecanismo de amaciamento operou em cada passe, isto é, se ocorreu recristalização estática (RE) ou se houve a recristalização metadinâmica (RMD). A partir da determinação do tipo de amaciamento, outros parâmetros puderam ser calculados como o tempo necessário para ocorrência de 50% de recristalização ( $t_{0,5}^{RE}$  ou  $t_{0,5}^{RMD}$ ), a fração recristalizada ( $X$ ) e os tamanhos de grãos recristalizados ( $d_{RE}$  ou  $d_{RMD}$ ). Para os dois últimos, duas situações foram avaliadas: se a fração recristalizada atingiu um valor maior ou igual a 95% (recristalização completa) ou, do contrário, se foi menor que esse valor (recristalização parcial). Considerou-se que uma fração de até 5% como nula. Na primeira situação, ainda duas hipóteses foram cheçadas, isto é, se o tempo gasto para a recristalização se completar foi menor que o tempo gasto pela barra entre um passe e outro ( $t_{ep}$ ) ou não. Caso menor, os grãos recristalizados ainda tiveram tempo para crescerem antes de ocorrer o passe seguinte. Assim, o tamanho de grão austenítico seria calculado considerando um crescimento de grão. Caso contrário, não haveria possibilidade de crescimento de grão e aconteceria uma recristalização parcial, ou seja, menor que 95%. No evento que ocorre recristalização parcial, o modelo prevê uma deformação residual, onde uma parcela da deformação aplicada no passe em questão, proporcional a  $(1 - X)$ , seria acumulada com a deformação aplicada no passe seguinte. Nesta situação, um tamanho de grão médio é estimado através da ponderação entre o valores de  $X$  e de  $(1 - X)$ , e então este valor é repassado ao próximo passe.

Por fim, o algoritmo verifica a última hipótese, ou seja, se o número de passes em questão chegou ao valor total de uma sequência de passes de laminação. Se negativo, uma nova rotina de cálculo é realizada. Caso positivo, os valores estimados para tamanho de grão austenítico e deformação acumulada, juntamente com os demais dados de processo, são utilizados para obter o tamanho de grão ferrítico final estimado pelo modelo. Toda a lógica de cálculo descrita foi simplificada e exemplificada pelo fluxograma apresentado pela Figura 5.11.



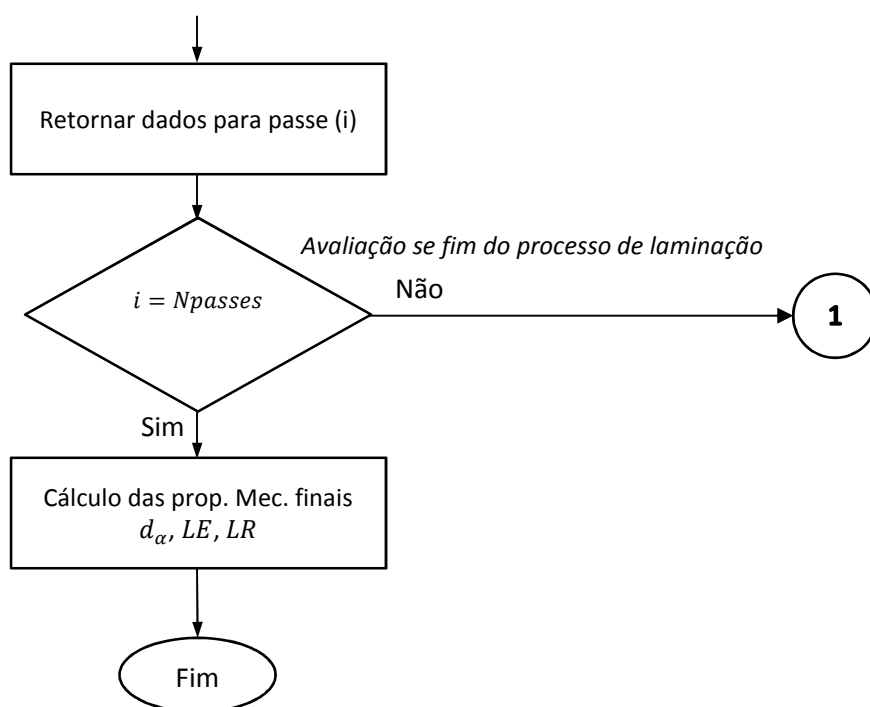


Figura 5.11- Fluxograma representando a rotina de cálculo de tamanho de grão.

Assim, através da utilização do modelo descrito, foi possível identificar como ocorre a evolução microestrutural e avaliar os valores de tamanho de grão austenítico (TGA) para a liga 16Nb a cada instante de tempo até o final da laminação, conforme apresentado na Figura 5.12.

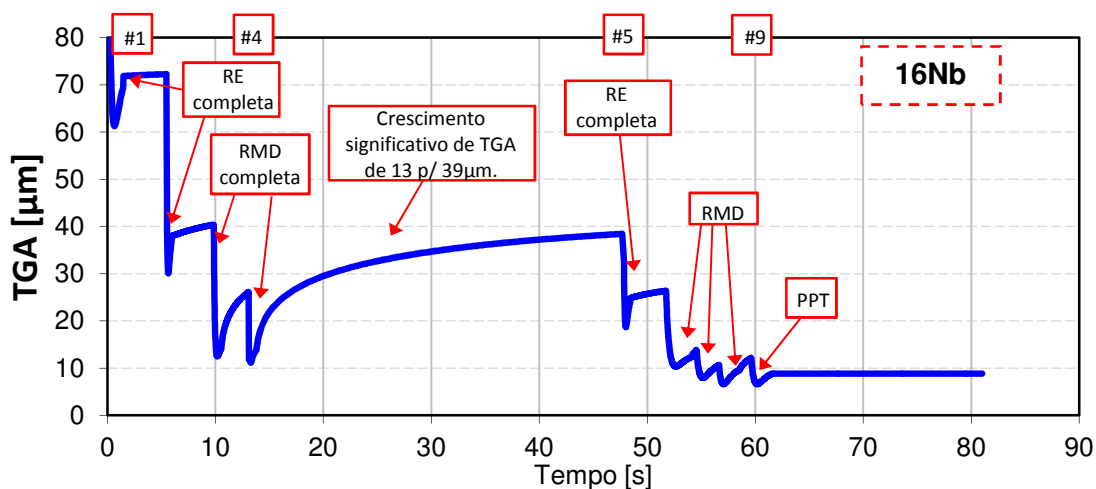


Figura 5.12- Evolução microestrutural do tamanho de grão austenítico (TGA) durante a laminação.

### 5.3.1 Resultados obtidos pelo modelo de evolução microestrutural versus resultados obtidos por Lee e Manohar (2003)

A Tabela 5.2 mostra os resultados obtidos pelo modelo proposto, especificamente para a etapa desbastadora, quando aplicado à sequência de passes para a produção de uma bitola Ø 5,50 mm utilizando a liga 16Nb. Observa-se que, nos passes #1 e #2, a deformação acumulada é menor que a deformação crítica para início de recristalização dinâmica, o que leva a um amaciamento do passe via recristalização estática. De acordo com Lino (2008), a presença de Nb na liga induz a um aumento na taxa de encruamento em relação à taxa de recuperação dinâmica, o que leva a valores mais elevados de deformação crítica em aços microligados. Como a velocidade de laminação nesses passes é baixa e o tempo entre passes é longo, o período após um passe e o início do passe seguinte é suficiente para que ocorra recristalização completa, seguida de crescimento de grão. Nos passes #3 e #4, a deformação acumulada é maior que a deformação crítica, os núcleos recristalizados são formados durante o passe e, dessa forma, a recristalização é do tipo metadinâmica (PADILHA, et al., 2005), se completa após o passe e é seguida de crescimento de grão. Segundo Gorni *et al* (2009), o fato da RMD ser mais rápida que a RE, possibilita a eliminação total do encruamento residual que se acumula no material durante sua passagem pelas cadeiras anteriores, levando a um melhor refino de grão nos primeiros passes de laminação. Porém, há uma grande distância entre o passe #4 e o passe seguinte, região que apresenta uma mesa coberta na qual as barras passam através, o que leva a um considerável crescimento do grão recristalizado, de 13,9 para 38,5 µm. Ao final do  $t_{ep}$  do passe #4, o tamanho de grão austenítico reduz do valor inicial estimado de 200,0 para 38,5 µm, ou seja, uma redução de 81% em relação ao tamanho inicial.

Tabela 5.2- Resultados obtidos da aplicação do modelo de evolução microestrutural na etapa desbastadora para a produção de uma bitola Ø 5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb.

Eq.	#Passe	$d_0$ (µm)	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	$t_{ep}$ (s)	$\bar{\epsilon}_p$	$\epsilon_a$	$\epsilon_c$	PPT?	RMD?	$t_{0,5}$ (s)	X (%)	$d_{REX}$ (µm)	$d_{eff}$ (µm)
Desbastador	1	200,0	1125	2,08	5,49	0,39	0,39	0,68	N	N	0,320	100	71,9	72,3
	2	72,3	1095	2,49	4,38	0,37	0,37	0,47	N	N	0,105	100	38,0	40,4
	3	40,4	1075	4,24	3,23	0,46	0,46	0,42	N	S	0,160	100	14,7	26,1
	4	26,1	1062	4,64	34,74	0,39	0,39	0,36	N	S	0,173	100	13,9	38,5

Para avaliar os resultados obtidos neste trabalho, foi realizada uma comparação com os resultados que Lee e Manohar (2003) obtiveram quando desenvolveram um modelamento para evolução microestrutural de um aço CMn processado em um laminador de fio-máquina em uma usina asiática. Este laminador possui características semelhantes às do laminador utilizado nesse estudo. O processo termomecânico possui a mesma quantidade de passes (29 passes) e leva à produção de um fio-máquina com dimensão final de  $\varnothing 6,00$  mm, que é muito próxima à dimensão do fio-máquina produzido na AMM, com  $\varnothing 5,50$  mm. Algumas diferenças são observadas, como o tipo de aço modelado e a dimensão inicial do tarugo (160x160 mm). Entretanto, o fato de Lee e Manohar (2003) utilizarem a mesma forma de cálculo de deformação equivalente, foi o que motivou esta comparação. Na literatura, não foi encontrado nenhum estudo para aços microligados ao Nb que utilizasse a forma de cálculo de deformação equivalente desenvolvida por Lee (1999) que foi aplicada neste trabalho. Abaixo, são mostrados na Tabela 5.3 os resultados obtidos por esses pesquisadores para a etapa desbastadora.

Tabela 5.3- Resultados apresentados por Lee e Manohar (2003) para a etapa desbastadora para a produção de uma bitola  $\varnothing 6,00$  mm na usina asiática utilizando um aço CMn.

Eq.	#Passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\dot{\epsilon}$ ( $\text{s}^{-1}$ )	$\epsilon_a$	$\epsilon_c$	RMD?	X (%)	$d_{REX}$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_{eff}$ ( $\mu\text{m}$ )
Desbastador	1	300,0	1000	0,4	0,35	0,33	S	100	41,0	43,0
	2	43,0	990	0,7	0,44	0,21	S	100	26,5	36,1
	3	36,1	980	0,8	0,46	0,21	S	100	23,4	31,2
	4	31,2	970	1,4	0,49	0,23	S	100	19,2	28,4

Nota-se, através dos resultados apresentados acima, que em todos os quatro passes a deformação acumulada é maior que a deformação crítica, assim, o mecanismo de restauração que atua nestes passes é sempre a recristalização metadinâmica. É possível verificar que, após todos os passes, ocorre à recristalização total seguida de crescimento de grão, pois  $d_{eff}$  é maior que  $d_{REX}$ . Como os demais parâmetros de processo não foram apresentados na literatura publicada pode-se inferir duas hipóteses: ou as distâncias entre os passes são grandes ou as velocidades de laminação destes quatro passes são baixas. Isto explica o fato da restauração ser completa e seguida de crescimento de grão. Ao final do processamento na etapa desbastadora, o tamanho de grão austenítico é reduzido de 300,0 para 28,4  $\mu\text{m}$ , o que significa uma redução de 91%.

A redução de tamanho de grão no processo descrito por Lee e Manohar (2003) foi 10% maior que o valor calculado pelo modelo proposto neste trabalho. Isto se deve ao crescimento de grão que ocorre após o passe #4 no laminador da AMM, ocasionado pela distância relativamente longa até o passe #5 (aproximadamente 30 m), pela temperatura do passe 90 °C acima em relação ao processo em comparação, e pela diferença de tamanho de grão inicial de 100,0 µm menor. Segundo Reis (2007), o tamanho de grão inicial típico para estes processos é da ordem de 200 µm, valor este que foi utilizado para as previsões com a liga 16Nb.

O modelo de evolução desenvolvido foi aplicado à etapa de redução nos passes intermediários. A Tabela 5.4 mostra os resultados obtidos para a produção da bitola de Ø 5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb.

Tabela 5.4- Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa do Intermediário para produção da bitola Ø 5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb .

Eq.	#Passe	$d_0$ (µm)	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	$t_{ep}$ (s)	$\bar{\epsilon}_p$	$\epsilon_a$	$\epsilon_c$	PPT?	RMD?	$t_{0,5}$ (s)	X (%)	$d_{REX}$ (µm)	$d_{eff}$ (µm)
Intermediário	5	38,5	1030	1,13	3,91	0,37	0,37	0,40	N	N	0,135	100	24,8	26,4
	6	26,4	1008	1,99	2,82	0,41	0,41	0,40	N	S	0,514	100	12,9	13,8
	7	13,8	988	2,86	2,09	0,66	0,66	0,34	N	S	0,518	92	11,4	10,7
	8	10,7	974	5,32	2,98	0,65	0,69	0,36	N	S	0,426	100	10,0	12,2
	9	12,2	959	6,34	2,2	0,60	0,60	0,42	S	S	0,46	94	9,2	8,2
	10	8,8	951	11,03	1,6	0,60	0,63	-	S	-	-	-	-	8,2
	11	8,8	945	11,84	4,8	0,49	1,12	-	S	-	-	-	-	8,2
	12	8,8	959	23,13	1,0	0,61	1,73	-	S	-	-	-	-	8,2
	13	8,8	945	23,93	1,4	0,45	2,18	-	S	-	-	-	-	8,2
	14	8,8	942	35,29	0,6	0,45	2,64	-	S	-	-	-	-	8,2
	15	8,8	941	36,58	2,9	0,40	3,04	-	S	-	-	-	-	8,2
	16	8,8	957	69,69	0,4	0,54	3,58	-	S	-	-	-	-	8,2
	17	8,8	950	58,54	3,49	0,36	3,94	-	S	-	-	-	-	8,2

O passe #5 é o primeiro passe após a mesa coberta. Nesta cadeira, a deformação ocorre com baixa tração da barra, o que restringe à aplicação de deformação neste passe, e resulta na ocorrência de recristalização estática. O passe #6, embora

aconteça sob baixa deformação, prevalece a RMD, devido à baixa taxa de deformação aplicada e temperatura relativamente alta, o que reduz o valor de  $\epsilon_c$ . O passe #7 é o que apresenta maior valor de deformação equivalente e juntamente com o passe #8, ocorrem sob elevadas velocidades médias de laminação, fator que chega a impossibilitar, no passe #7, a recristalização total do material. Nestes passes, o mecanismo de restauração operante é a RMD.

A partir do passe #9, há formação de precipitados de nióbio que interrompem imediatamente o processo de amaciamento do grão. Essa precipitação foi induzida pelo valor de deformação elevado do passe e pela queda na temperatura do material, atingindo o valor da  $T_{nr}$  (959 °C). Todos os passes seguintes até o final da laminação provocam um “panqueamento” da austenita e um acúmulo de deformação, ou seja, há um encruamento progressivo do material. Neste passe, o tamanho de grão austenítico final é definido, cujo valor é de 8,2  $\mu\text{m}$ .

Da mesma forma que foi feita para a etapa desbastadora, os resultados obtidos aqui foram comparados aos resultados que Lee e Manohar (2003) auferiram para esta mesma etapa de laminação na usina asiática. Estes resultados são apresentados na Tabela 5.5.

Tabela 5.5- Resultados apresentados por Lee e Manohar (2003) para os passes intermediários para a produção de uma bitola  $\varnothing$  6,00 mm na usina asiática utilizando um aço CMn.

Eq.	#Passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ ( $\text{s}^{-1}$ )	$\epsilon_a$	$\epsilon_c$	RMD?	X (%)	$d_{REX}$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_{eff}$ ( $\mu\text{m}$ )
Intermediário	5	28,4	960	1,3	0,32	0,23	S	100	21,9	32,5
	6	32,5	950	2,6	0,49	0,28	S	100	15,7	24,0
	7	24,0	940	2,7	0,35	0,27	S	100	16,1	22,2
	8	22,2	930	5,2	0,51	0,31	S	100	11,6	20,1
	9	20,1	920	5,4	0,40	0,32	S	91	11,7	18,6
	10	18,6	915	10,0	0,51	0,35	S	100	9,2	17,4
	11	17,4	910	12,8	0,44	0,36	S	94	8,8	19,2
	12	19,2	905	23,9	0,53	0,43	S	92	7,1	15,2
	13	15,2	900	25,0	0,47	0,41	S	96	6,9	19,1
	14	19,1	900	45,8	0,46	0,49	N	100	6,1	13,9
	15	13,9	900	49,9	0,44	0,45	N	100	5,1	10,2
	16	10,2	905	90,1	0,47	0,44	S	100	5,1	8,7
	17	8,7	905	96,9	0,45	0,43	S	100	5,0	8,1

Os resultados obtidos por Lee e Manohar (2003), mostrados acima indicam que o mecanismo de restauração que prevaleceu na maioria dos passes desta etapa foi a RMD exceto nos passes #14 e #15 nos quais a deformação acumulada não se apresentou elevada o suficiente para que a RMD ocorresse. Para este tipo de aço (CMn), que não possui elementos microligantes, não há formação de precipitados durante a laminação. Assim, a restauração não foi interrompida em nenhum momento. Além disso, observa-se que até o passe#8 o material sofre recristalização completa seguida de um elevado crescimento de grão. No presente trabalho, ocorre recristalização completa na maioria dos passes até o passe #8, porém o crescimento de grão é menos acentuado. Conforme Siciliano *et al* (1996), isto ocorre porque as ligas que possuem nióbio ou outras adições de elementos de liga apresentam uma cinética de crescimento de grão mais lenta, devido ao efeito da presença de precipitados ou ainda de arraste de solutos.

Novamente, o modelo elaborado foi utilizado para a previsão do TGA, desta vez, na etapa acabadora. A Tabela 5.6 mostra os resultados obtidos para a sua aplicação na etapa de redução nos passes acabadores para a produção de uma bitola Ø 5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb.

Tabela 5.6- Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa do Acabador para a produção de uma bitola Ø5,50 mm na AMM utilizando a liga 16Nb.

Eq.	#Passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\dot{\epsilon}$ ( $\text{s}^{-1}$ )	$t_{ip}$ (s)	$\bar{\epsilon}_p$	$\epsilon_a$	PPT?	RMD?	$t_{0,5}$ (s)	X (%)	$d_{REX}$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_{eff}$ ( $\mu\text{m}$ )
Acabador	18	8,8	953	125,90	0,12	0,48	4,42	S	-	-	-	-	8,2
	19	8,8	948	148,75	1,78	0,50	4,92	S	-	-	-	-	8,2
	20	8,8	957	243,74	0,08	0,54	5,46	S	-	-	-	-	8,2
	21	8,8	955	261,92	0,56	0,49	5,95	S	-	-	-	-	8,2
	22	8,8	958	486,66	0,03	0,50	6,46	S	-	-	-	-	8,2
	23	8,8	967	535,22	0,03	0,52	6,97	S	-	-	-	-	8,2
	24	8,8	976	918,80	0,02	0,54	7,51	S	-	-	-	-	8,2
	25	8,8	985	952,75	0,02	0,49	8,00	S	-	-	-	-	8,2
	26	8,8	994	1780,44	0,01	0,62	8,62	S	-	-	-	-	8,2
	27	8,8	1006	1666,24	0,14	0,49	9,11	S	-	-	-	-	8,2
	28	8,8	910	2604,00	0,01	0,52	9,63	S	-	-	-	-	8,2
	29	8,8	975	2540,20	0,13	0,45	10,08	S	-	-	-	-	8,2

Os passes de #18 a #29, que são realizados no pré-acabador, bloco e mini bloco acabador, ocorrem em elevadas velocidades de laminação que chegam, no último passe, a valores de 90 m/s e resultam em taxas de deformação muito altas, da ordem de  $2540 \text{ s}^{-1}$ . Essa característica do processo dificulta a simulação, através de ensaios de torção, do processo de fabricação de fio-máquina. Como citado acima, o tamanho de grão austenítico final já foi definido antes da etapa acabadora. Os 12 passes acabadores, que ocorrem sem restauração do material, promovem um maior encruamento do grão austenítico o que induz a divisão dos grãos em sub-blocos. Segundo Gorni (2009), os sub-blocos juntamente com os contornos de grão, são os responsáveis pelo aparecimento da maior quantidade de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita, o que leva a um refinamento do grão ferrítico final.

Da mesma maneira que foi feito nas etapas anteriores, é mostrado na Tabela 5.7 os resultados que Lee e Manohar (2003) obtiveram na etapa acabadora para a produção de uma bitola  $\varnothing 6,00 \text{ mm}$  na usina asiática utilizando um aço CMn.

Tabela 5.7- Resultados apresentados por Lee e Manohar (2003) para os passes na etapa acabadora para a produção de uma bitola  $\varnothing 6,00 \text{ mm}$  na usina asiática utilizando um aço CMn.

Eq.	#Passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\dot{\epsilon}$ ( $\text{s}^{-1}$ )	$\epsilon_a$	$\epsilon_c$	RMD?	X (%)	$d_{REX}$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_{eff}$ ( $\mu\text{m}$ )
<b>Acabador</b>	18	8,1	915	148,2	0,42	0,43	N	100	3,6	7,2
	19	7,2	920	171,9	0,47	0,42	S	100	4,7	17,9
	20	17,9	925	325,4	0,47	0,60	N	88	5,1	5,1
	21	5,1	930	331,5	0,42	0,40	S	100	4,3	4,7
	22	4,7	935	554,5	0,44	0,42	S	100	3,9	4,2
	23	4,2	940	596,6	0,44	0,40	S	100	3,9	4,2
	24	4,2	950	935,8	0,44	0,42	S	100	3,7	4,0
	25	4,0	960	1224,0	0,48	0,41	S	95	3,6	3,9
	26	3,9	970	1945,0	0,46	0,43	S	100	3,4	3,7
	27	3,7	980	2185,0	0,48	0,41	S	95	3,5	9,3
	28	9,3	960	2143,0	0,34	0,58	N	36	5,0	5,0
	29	5,0	970	2876,0	0,66	0,49	N	100	3,0	3,3

Para este caso, o processo de recristalização não é interrompido em nenhum momento e segue até o final do último passe. Observa-se à prevalência da RMD na maioria dos passes, exceto para os passes #18, #20, #28 e #29 que não conseguem atingir o valor de deformação equivalente porque ocorrem sob baixas deformações equivalentes e temperaturas de laminação. Como a RMD é o processo mais rápido de

restauração e, esta etapa, acontece sob elevadas velocidades de laminação, os grãos austeníticos se recristalizam totalmente, mas não conseguem atingir grandes valores de crescimento de grão. Ao final deste processo, observa-se um relevante refino de grão que ocorre, desta vez, através de ciclos sucessivos de deformação e recristalização.

A seguir é mostrado, na Figura 5.13, uma comparação de toda a evolução do tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo para o aço microligado produzido na AMM e os valores obtidos através do trabalho de Lee e Manohar (2003) para a liga CMn laminada na usina asiática.

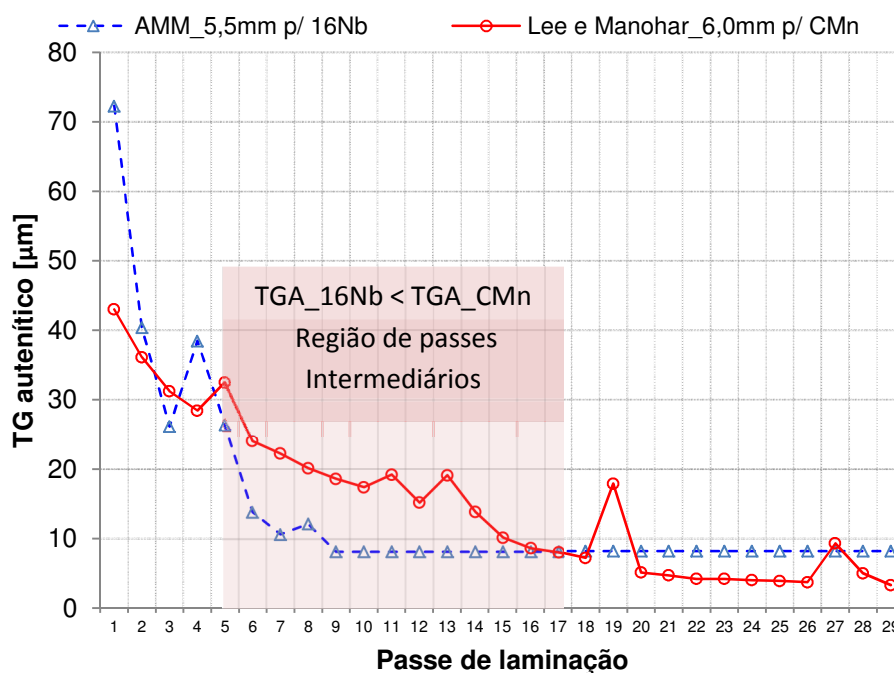


Figura 5.13- Comparação entre o TGA previsto pelo modelo para a liga 16Nb e o TGA obtido pelo trabalho de Lee e Manohar (2003) para um aço CMn.

É notável que na região em que ocorrem os passes intermediários (dimensões do material variam entre 21 e 70 mm de diâmetro), o modelo indica que a liga microligada ao nióbio apresenta um grão mais refinado do que liga de um aço CMn. Porém, ao final da laminação, observamos que o TGA da liga de aço CMn é ligeiramente menor que o da Liga 16Nb. Isto ocorre devido à elevada quantidade de passes de laminação necessária para a produção de bitolas finas ( $\varnothing$  5,50 e  $\varnothing$  6,00 mm), que provocam o

refinamento do grão austenítico através de múltiplas recristalizações. Ou seja, para esta sequência de passes as duas ligas apresentam um grão austenítico muito fino ao final do processamento termomecânico.

### 5.3.2 Resultados obtidos pelo modelo de evolução microestrutural versus resultados experimentais

Com a finalidade de verificar a assertividade das previsões do modelo matemático para a liga 16Nb, laminações experimentais foram realizadas na AMM e as amostras retiradas do processo tiveram o tamanho de grão austenítico avaliados em laboratório metalográfico. O tamanho de grão austenítico da liga 16CMn foi estimado através da utilização do modelo réplica do trabalho de Maccagno *et al* (1996). Contudo, foi possível comparar os tamanhos de grãos austeníticos previstos com os valores obtidos em laboratório referentes aos passes #11, #19 e formador de espiras (cone) para as ligas 16Nb e 16CMn, respectivamente. As Figuras 5.14 e 5.15 apresentam estes resultados. Para fazer a discussão dos resultados, foi realizada uma análise estatística dos valores de tamanho de grão e propriedades mecânicas encontrados nas medições em laboratório, conforme mostrado no Anexo B apresentado ao final deste texto.

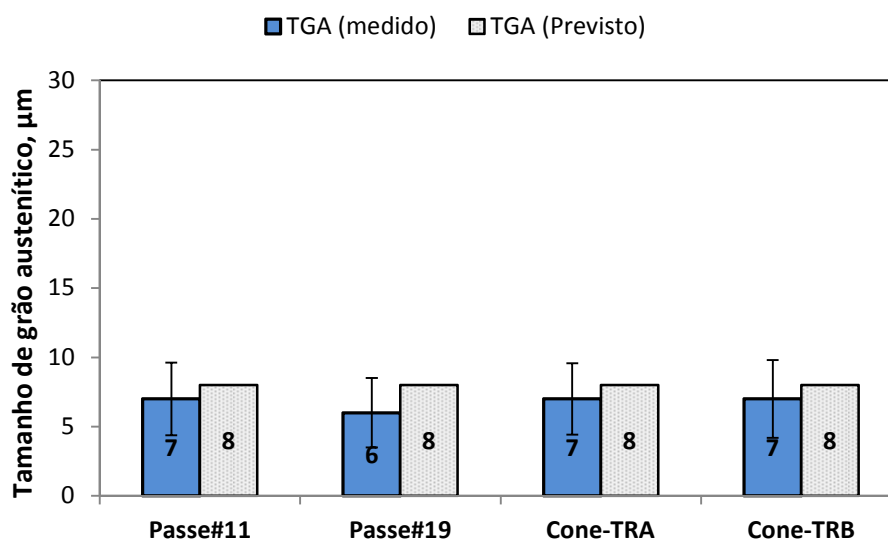


Figura 5.14- Comparação entre o tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo e medido através de amostras para a liga 16Nb.

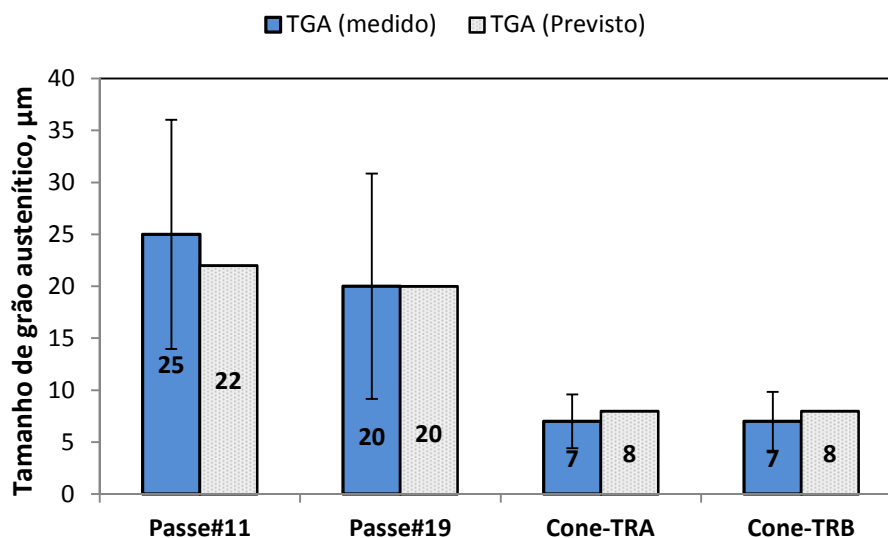


Figura 5.15- Comparação entre o tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo e medido através de amostras para a liga 16CMn.

Observa-se que os modelos matemáticos utilizados foram capazes de fazer previsão do TGA com boa precisão para as duas ligas. No formador de espiras (Cone) o TGA é, estatisticamente, igual para as duas ligas em ambos os ciclos de resfriamento, o que ocorre devido a grande quantidade de passes imprimida neste material. Porém, observa-se que a liga 16Nb é capaz de promover um maior refino do grão austenítico nos passes #11 e #19 (comprovado estatisticamente), onde o material apresenta dimensões maiores (passe #11: Ø 40,5 mm e passe#19: Ø 16,8 mm) que a liga 16CMn. Conforme descrito anteriormente isto ocorre porque o nióbio em solução e os precipitados formados reduzem a taxa de recristalização e a cinética de crescimento de grão.

Como é conhecida a temperatura do material no passe acabador (975 °C para TRB e 925 °C para TRA) e a taxa de resfriamento (20 °C/s para TRB e 23 °C/s para TRA), a estimativa do tamanho de grão ferrítico final (TGF) pôde ser realizada. A Figura 5.16 compara o TGF estimado para as duas ligas com o TGF medido através das amostras retiradas após a bobina de fio-máquina formada. Os valores estimados são bem próximos aos valores medidos nas amostras retiradas do processo. Para as duas condições de resfriamento do material (TRA ou TRB) a liga com nióbio apresentou tamanho de grão ferrítico ligeiramente inferior ao da liga 16CMn (comprovada estatisticamente conforme Anexo B). Isso acontece porque na liga com nióbio há um

encruamento residual provocado pela formação de precipitados que leva a uma maior formação de sítios para a nucleação da ferrita, fato discutido nas seções anteriores.

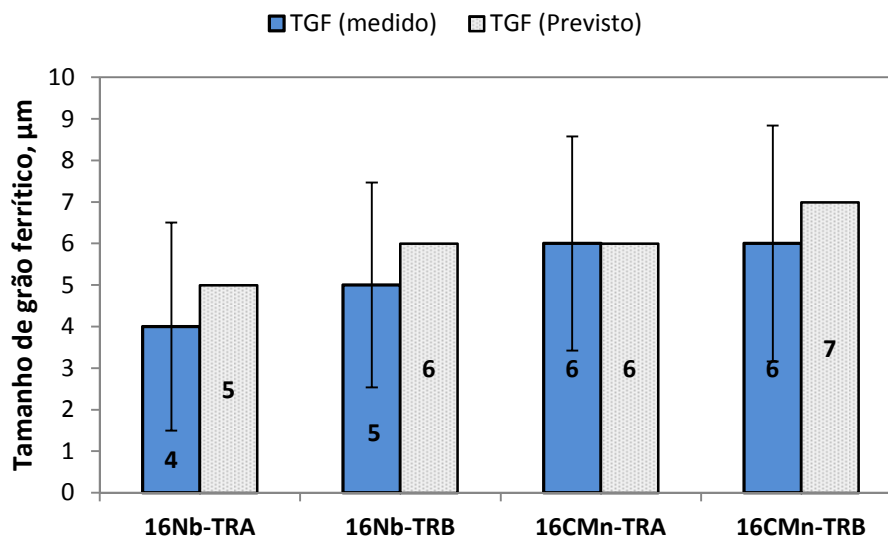


Figura 5.16- Comparação entre tamanho de grão ferrítico previsto pelo modelo e medido em laboratório para as ligas 16Nb e 16CMn, em taxas de resfriamento alta (TRA) e baixa (TRB).

A Figura 5.17 mostra as microestruturas das ligas 16Nb e 16CMn reveladas através de amostras retiradas das bobinas de fio-máquina formadas após o processamento termomecânico, que foram atacadas com ácido Nital 2%. As duas ligas apresentaram microestruturas típicas de aços baixo carbono, compostas por ferrita e perlita.

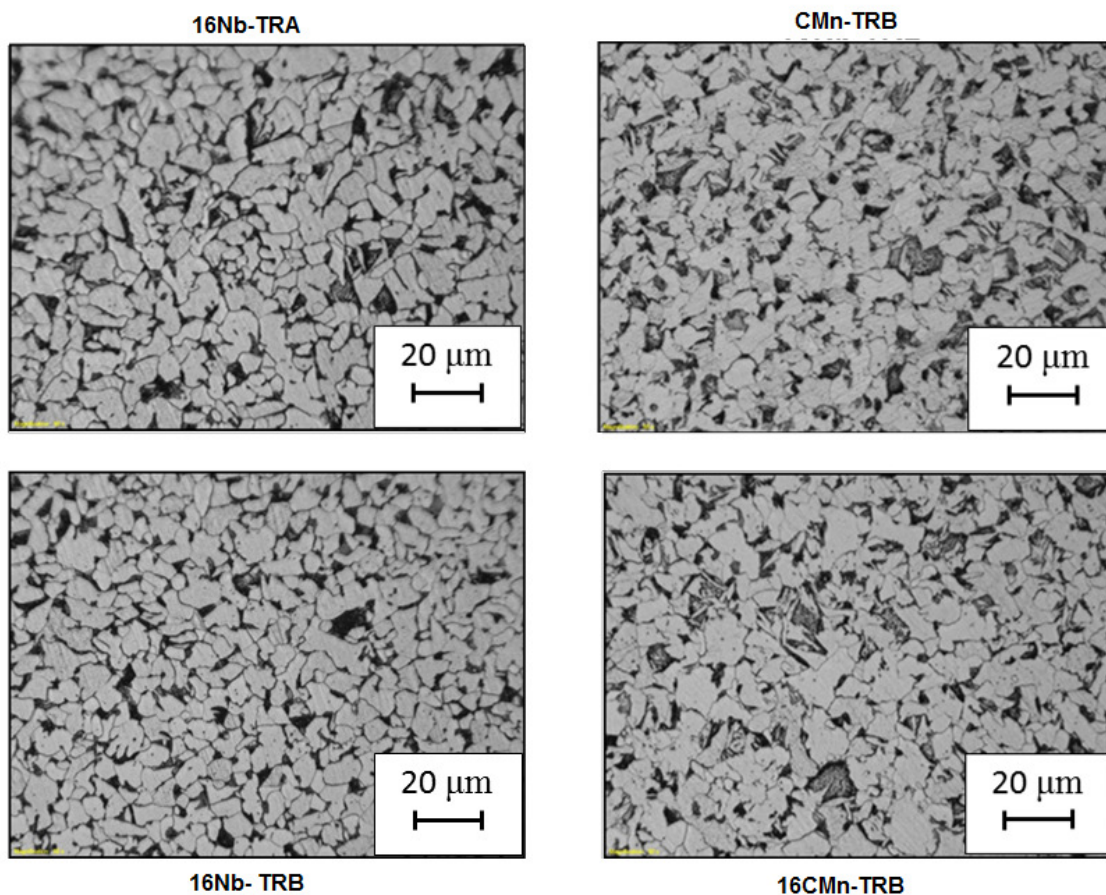


Figura 5.17- Microestrutura das ligas 16Nb e 16CMn laminadas em taxas de resfriamento altas e baixas.

O percentual de constituintes das microestruturas foi quantificado através do método planimétrico e o resultado está apresentado na Figura 5.18. Nota-se que a liga 16Nb apresentou percentual de perlita cerca de 6,5% maior que o da liga 16CMn, independente da taxa de resfriamento. Isto ocorre porque o nióbio presente na liga promove o deslocamento da curva TTT (tempo, transformação e temperatura) para tempos menores, o que favorece a formação do constituinte perlita durante a etapa de resfriamento após a laminação.

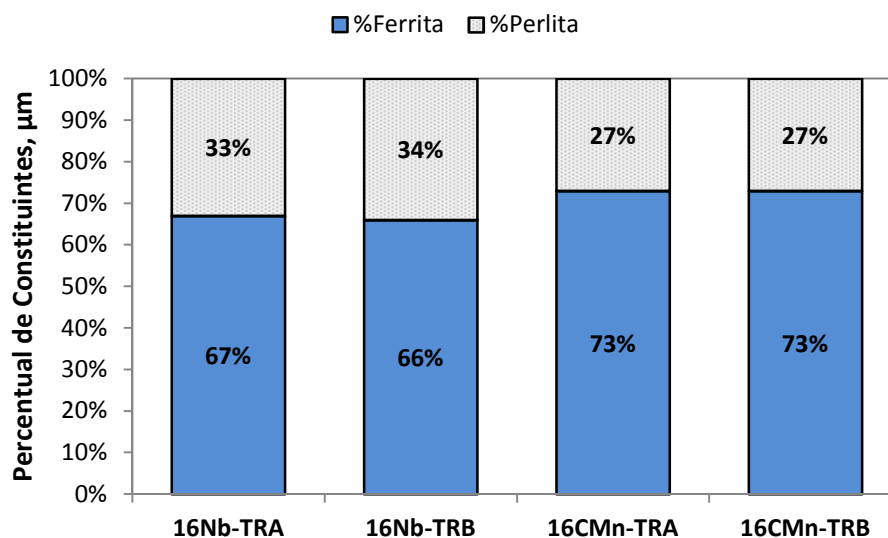


Figura 5.18- Percentual de constituintes das microestruturas das ligas 16Nb e 16CMn, em taxas de resfriamento altas e baixas.

A Figura 5.19 apresenta a microdureza Vickers da fase ferrítica para as ligas 16Nb e 16CMn. Para a liga 16Nb, as condições de resfriamento empregadas não influenciaram no grau de dureza da ferrita, sendo este mantido constante em 217HV. Para a liga 16CMn, a taxa de resfriamento alta foi capaz de aumentar o nível de microdureza da ferrita em 4,6% (de 195 para 204HV). Contudo, independente de condição de resfriamento, a liga 16Nb apresentou microdureza da ferrita maior (no mínimo 6,4%) que a microdureza da liga 16CMn.

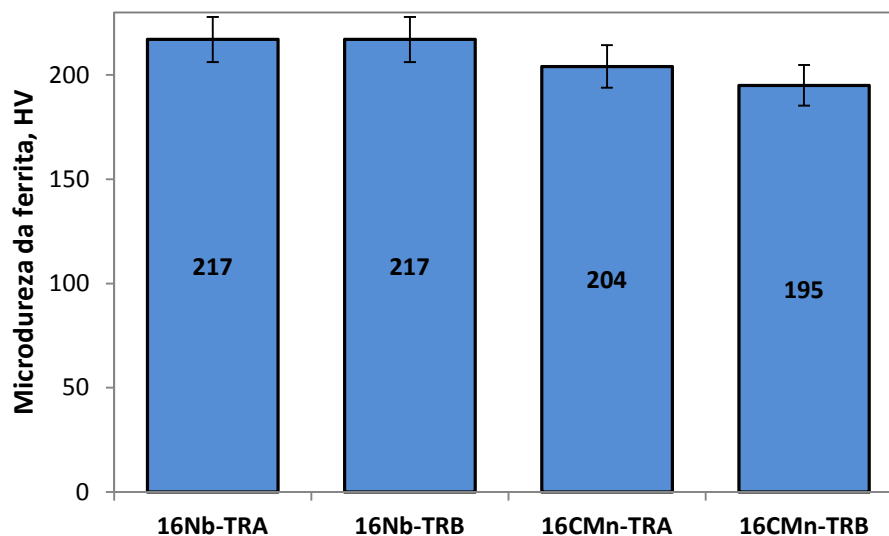


Figura 5.19- Microdureza Vickers da fase ferrítica para as ligas 16Nb e 16CMn em taxas de resfriamento altas e baixas.

As Figuras 5.20 (a) e (b) apresentam as propriedades mecânicas previstas pelo modelo e medidas através de ensaio de tração para as ligas 16Nb e 16CMn. Observa-se que o modelo é capaz de prever, com boa precisão, as propriedades mecânicas de ambas as ligas. A liga com nióbio apresentou ganhos consideráveis, comprovados estatisticamente, em relação à liga de aço CMn, tanto no limite de escoamento quanto no limite de resistência. Sob taxa de resfriamento baixa a liga 16Nb apresentou ganho em limite de escoamento de 20,6% e ganho de limite de resistência de 13,8%. Para taxa de resfriamento alta, os ganhos foram ainda maiores: limite de escoamento 24,8% maior e limite de resistência 15,4% maior. Foi verificado estatisticamente, que a liga CMn possui o mesmo valor de limite de resistência, independente da taxa de resfriamento aplicada.

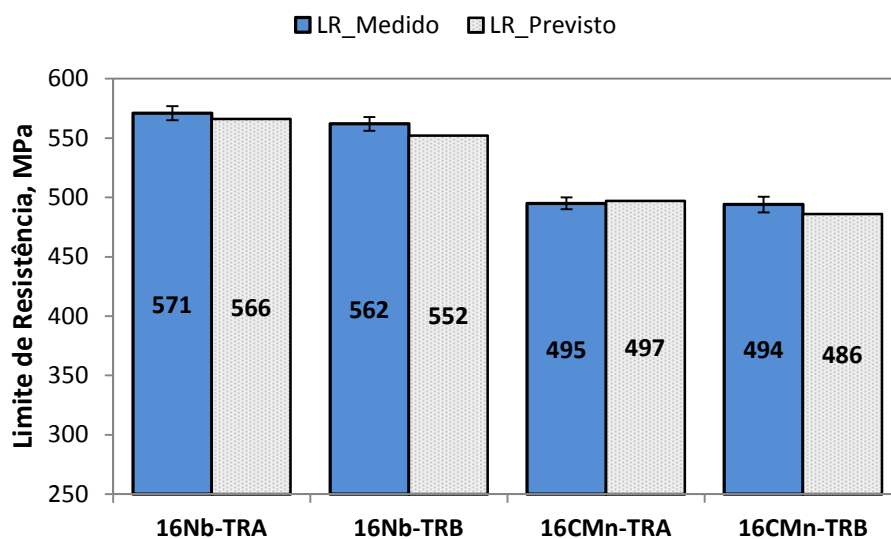
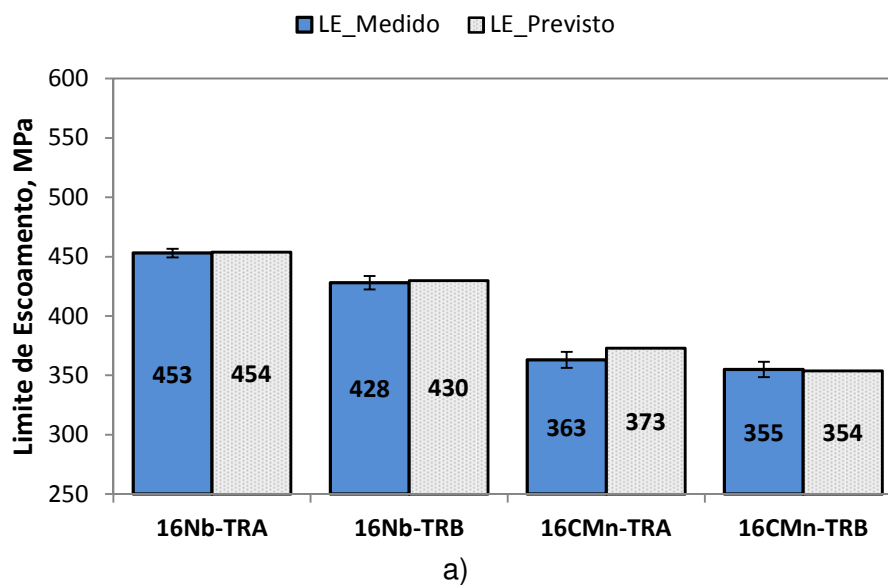


Figura 5.20- Propriedades mecânicas das ligas 16Nb e 16CMn a taxas de resfriamento altas (TRA) e baixas (TRB): (a) limite de escoamento; (b) limite de resistência.

### 5.3.3 Avaliação dos mecanismos de endurecimento

Para avaliar o motivo pelo qual a liga 16Nb obteve valores superiores de propriedades mecânica, foi realizado uma avaliação sobre quais os mecanismos de endurecimento atuaram em cada caso e a contribuição de cada um deles para o endurecimento do aço.

Através da avaliação do trabalho de Hodgson *et al* (1992) conclui-se que os principais mecanismos, além da deformação, que levam a um aumento no limite de escoamento de um aço microligado são a precipitação, o refinamento do tamanho de grão ferrítico e o endurecimento por solução sólida. A contribuição de cada um destes mecanismos para o endurecimento do aço foi estudada por outros pesquisadores e estão disponíveis em algumas literaturas como a de Sobral (2004) e Morales *et al* (2013).

Através do desdobramento da equação 3.31 desenvolvida por Hodgson *et al* (1992), que está descrita na no início deste texto, podemos determinar a contribuição de dois destes mecanismos para o aumento do limite de escoamento:  $\sigma_{TGF}$  que é a contribuição para o endurecimento devido ao tamanho de grão ferrítico e  $\sigma_{SS}$  que é a contribuição para endurecimento por solução sólida.

$$\sigma_{TGF} = 19,7d_{\alpha}^{-0,5} \quad (5.14)$$

$$\sigma_{SS} = 62,6 + 26,1[Mn] + 60,2[Si] + 759[P] + 212,9[Cu] + 3286[N] \quad (5.15)$$

O endurecimento por precipitação ( $\Delta\sigma_p$ ) pode ser estimado pela equação 3.33 desenvolvida por Hodgson *et al* (1992) e que é apresentada nas seções anteriores. Por se tratar de uma abordagem mais simples, pois considera apenas a quantidade de nióbio em solução, foi realizado um estudo mais avançado sobre contribuição da precipitação para o aumento do limite de escoamento.

Conforme apresentado nos trabalhos de Morales *et al* (2013) e Sobral (2004), a precipitação pode ocorrer na fase austenita ( $\Delta\sigma_{\gamma}$ ) durante o processamento termomecânico ou pode ocorrer, após o processamento, na etapa de resfriamento durante a transformação da austenita em ferrita ( $\Delta\sigma_{\gamma/\alpha}$ ). A contribuição de cada tipo de precipitação para o endurecimento do aço é calculada pela equação 5.16 apresentada no trabalho de Morales *et al* (2013).

$$\Delta\sigma = 9,0 \frac{\sqrt{f}}{d_{CN}} \ln(1640d_{CN}) \quad (5.16)$$

Onde  $\Delta\sigma$  representa a contribuição por precipitação em MPa ao limite de escoamento,  $f$  é a fração volumétrica de precipitados de  $d_{CN}$  que é o diâmetro médio da partícula

de precipitado em  $\mu\text{m}$ . Conforme Sobral (2004), para o cálculo envolvendo a precipitação na austenita ( $\Delta\sigma_\gamma$ ) o diâmetro médio de partícula (carbonitreto de nióbio) deve assumir o valor de 7 nm. No entanto, para o cálculo envolvendo a precipitação na região interfásica ( $\Delta\sigma_{\gamma/\alpha}$ ) o diâmetro médio de partícula deve assumir o valor de 5 nm. A fração volumétrica  $f$  também pode ser estimada. A equação a seguir, obtida através no trabalho de Sobral (2004), faz a estimativa do valor de  $f$  para carbonitretos de nióbio.

$$f = \frac{1,13Nb_s}{100} \quad (5.17)$$

Onde  $Nb_s$  é a quantidade de nióbio que está em solução sólida após o reaquecimento e que é consumida durante a precipitação. Os resultados obtidos através do modelo de evolução microestrutural indicam que cerca 50% do nióbio que está em solução sólida é consumido no momento da precipitação na austenita ( $\gamma$ ). Os outros 50% do nióbio que está em solução sólida é consumido na região interfásica ( $\gamma/\alpha$ ).

Contudo, Sobral (2004) mostra que a contribuição por precipitação total,  $\Delta\sigma_g$ , é a resultante da interação entre a contribuição do modo de precipitação na austenita ( $\Delta\sigma_\gamma$ ) e a contribuição do modo de precipitação da região interfásica ( $\Delta\sigma_{\gamma/\alpha}$ ) e é calculada pela equação 5.18.

$$\Delta\sigma_g = \sqrt{\Delta\sigma_\gamma^2 + \Delta\sigma_{\gamma/\alpha}^2} \quad (5.18)$$

A Figura 5.21 apresenta os resultados obtidos para a contribuição de cada mecanismo ao limite de escoamento dos aços estudados.

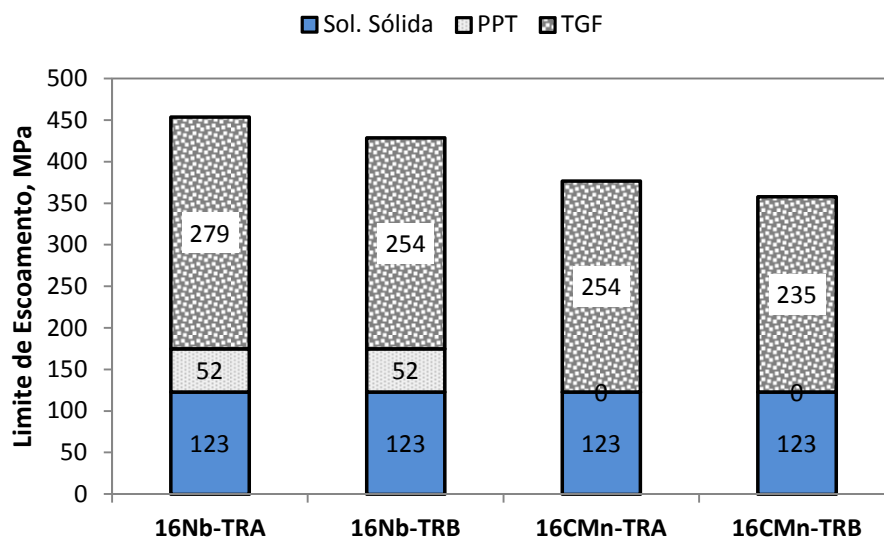


Figura 5.21- Resultados obtidos para a contribuição de cada mecanismo ao limite de escoamento dos aços estudados, onde PPT é a contribuição por precipitação, TGF a contribuição pelo tamanho de grão ferrítico e Sol. Sólida é o endurecimento pela presença de partículas dissolvidas na matriz.

O método de cálculo da contribuição ao limite de escoamento feito através das equações apresentadas por Morales *et al* (2013) apresenta valores muito próximos aos que são obtidos pela utilização equação de Hodgson *et al* (1992). Porém, o primeiro método permite identificar o quanto cada forma de precipitação interfere no valor do *LE*.

Para a liga com nióbio nota-se que cerca de 60% do valor do limite de escoamento é proveniente do tamanho de grão ferrítico, outros 28% são obtidos pela quantidade de solução sólida e os 12% restantes são alcançados pela precipitação, independente da taxa de resfriamento. Através da utilização da equação 5.16 podemos estimar que dos 12% de contribuição da precipitação, cerca de 6,6% são obtidos através da precipitação na região interfásica ( $\gamma/\alpha$ ) e que os 5,4% restantes são obtidos pela precipitação, durante o processamento termomecânico, na austenita ( $\gamma$ ). Os resultados apresentados anteriormente na Figura 5.19 apontam que a microdureza da ferrita obtida na liga microligada é cerca de 6% a 11% maior que a obtida na liga 16CMn. É possível concluir que isto ocorre devido à precipitação, pois o aumento no *LE* provocado por este mecanismo é da mesma ordem de grandeza (12%).

Embora as equações utilizadas para prever as propriedades mecânicas das ligas não leve em consideração a quantidade de constituintes das microestruturas, sabe-se que a perlita é uma fase dura que potencializa as propriedades mecânicas como *LE* e *LR*. Como a liga 16Nb possui percentual de perlita cerca de 6,5% maior que o da liga 16CMn é esperado que a maior presença deste constituinte também contribua para o maior valor de *LE* obtido, porém não foi possível estimar esta contribuição.

A liga 16CMn não possui nióbio ou qualquer outro elemento microligante capaz de formar precipitados durante ou após o processamento termomecânico. Assim, não há nenhuma contribuição ao limite de escoamento por este mecanismo de endurecimento. Isto faz com que esta liga tenha o seu limite de escoamento 13,8% menor que a liga microligada sob taxa de resfriamento alta. Ao aplicar as condições de taxa de resfriamento baixa, o limite de escoamento da liga 16CMn é 14,5% menor que a liga microligada, por não ocorrer a precipitação. Além disso, a liga de 16CMn possui tamanho de grão ferrítico ligeiramente maior que a liga 16Nb. Este fato leva a outra queda no valor do limite de escoamento da liga 16CMn em relação a liga 16Nb. Pode-se estimar que sob taxa de resfriamento alta a queda é 6,6% e sob taxa de resfriamento baixa a queda do *LE* é de 5,3%.

Em relação às propriedades de ductilidade, a liga 16CMn apresentou resultado de alongamento percentual 6% acima da liga 16Nb, tanto para TRA quanto para TRB (Figura 5.21a). De maneira geral, a estricção manteve-se estável para as duas ligas nas duas condições de resfriamento, o que indica que tanto a adição de Nb quanto a variação do ciclo de resfriamento pouco afeta essa propriedade de medição de ductilidade no ensaio de tração (Figura 5.21b).

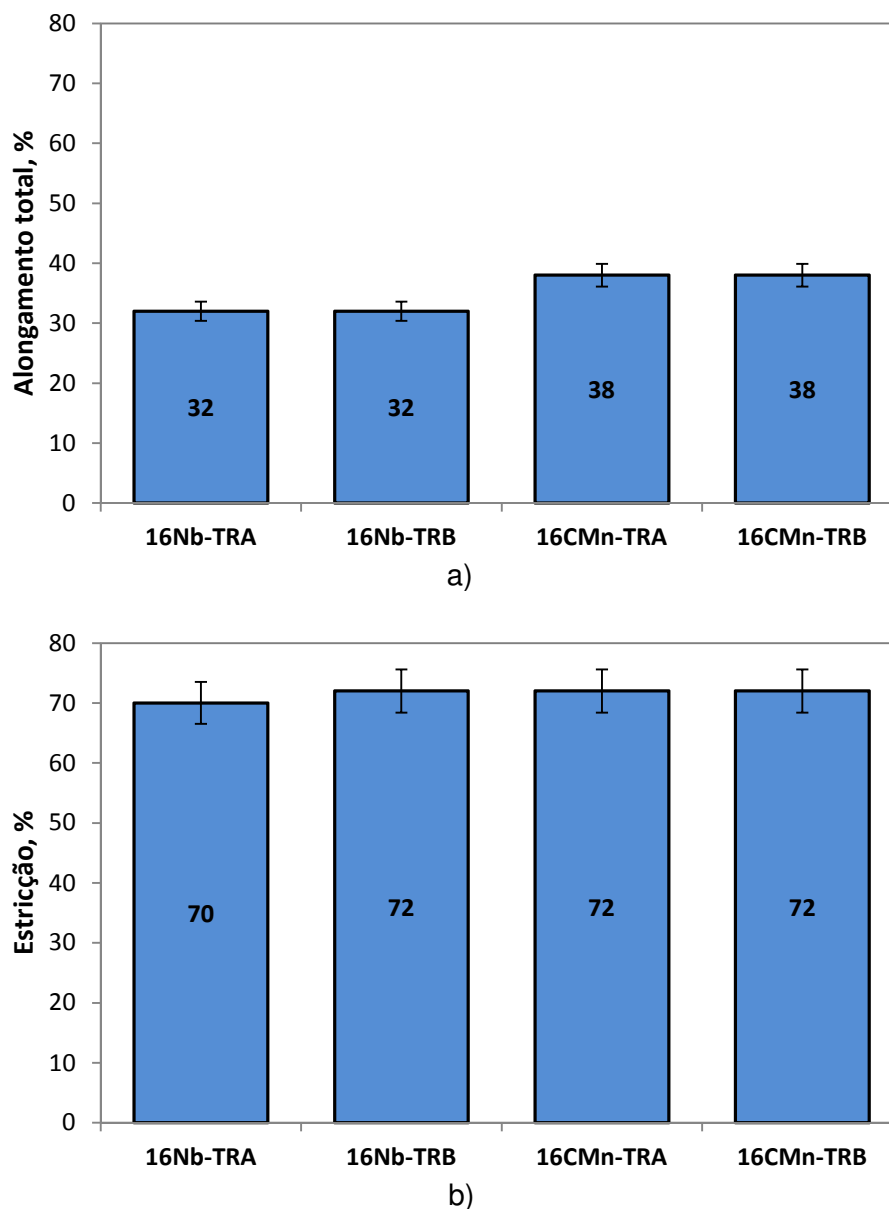


Figura 5.22- Avaliação de propriedades mecânicas das ligas 16Nb e 16CMn em taxas de resfriamento alta (TRA) e baixa (TRB): (a) Alongamento total; (b) Estricção.

Finalmente, é possível inferir que a ductilidade da liga 16Nb foi prejudicada pelo fato do mecanismo de endurecimento ser principalmente a formação de precipitados e a maior quantidade do constituinte duro (perlita).

## 6 Conclusões

Este trabalho trouxe uma abordagem para o cálculo da deformação equivalente de seções circulares não planas, associada a um modelo de evolução microestrutural para aços microligados ao nióbio. O estudo apresentou resultados satisfatórios quando comparado a resultados obtidos em literaturas pesquisadas.

Com a utilização do modelo matemático, foi possível obter, com precisão, a evolução do tamanho de grão austenítico durante o processamento termomecânico. Através da estimativa do tamanho de grão ferrítico as propriedades mecânicas finais como limite de escoamento e limite de resistência, foram determinadas com assertividade.

A produção de materiais de dimensões menores ( $\varnothing$  5,50 a  $\varnothing$  6,00 mm) ocorre através de deformações e recristalizações sucessivas, o que leva a um refino do grão austenítico final para as duas ligas (16Nb e 16CMn). Neste caso o efeito do nióbio no refinamento de grão austenítico final, não é evidenciado.

Nos passes intermediários (passe #11 e passe #19), onde as dimensões do material são maiores ( $\varnothing$  40,5 e  $\varnothing$  16,8 mm), o nióbio mostra-se muito eficiente para o refino do grão austenítico quando comparado à liga 16CMn. Neste caso, o nióbio reduz a taxa de crescimento do grão austenítico. Assim, espera-se que em uma sequência de laminação que vise um material com dimensões finais maiores (acima de  $\varnothing$  16,8 mm), a liga com nióbio apresente um grão austenítico e ferrítico mais fino que o grão de uma liga de aço CMn.

A liga 16Nb apresentou valores de limite de escoamento e de limite de resistência superiores à liga 16CMn. Este ganho nas propriedades mecânicas pela liga 16Nb estão relacionados principalmente a formação dos dois tipos de precipitação (precipitação na austenita durante o processamento e precipitação na região interfásica durante o resfriamento), ao refino de grão ferrítico ligeiramente maior e a maior formação do constituinte duro (perlita). Porém, a ductilidade da liga com nióbio foi levemente afetada, devido à formação dos precipitados e da maior quantidade do constituinte duro.

## 7 Sugestões para trabalhos futuros

Elaborar um modelo matemático para traçar o perfil térmico do material, ao longo de todo o processamento termomecânico, e alimentar o modelo de evolução microestrutural com estes dados.

Utilizar o modelo de evolução microestrutural para otimizar a composição química das ligas e os parâmetros de processo, visando uma redução de custo e melhora das propriedades mecânicas dos materiais laminados.

Aplicar o modelo de evolução microestrutural para aços microligados ao nióbio, laminados para dimensões finais acima de  $\varnothing$  16,8 mm e comparar com os resultados que seriam obtidos para uma liga de aço CMn.

Aplicar o modelo matemático em trabalho *on line* no laminador, visando obter a evolução microestrutural e conseqüentemente às propriedades mecânicas de todas as barras laminadas.

## 8 Referências bibliográficas

ASSUNÇÃO, A. L. Fechamento da porosidade central na laminação de fio-máquina. **Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, MG, 2007. pp.1-61. (Dissertação de Mestrado).

BAI, D. ; YUE, S.; JONAS, J. J. Static Recrystallization of Nb and Nb-B Steels under Continuous Cooling Conditions. **ISIJ International**, 36, Mar. 1996. pp.1084-1093.

BARBOSA, R. A. N. M.; BORATTO, F. J. M.; SANTOS, D. B. **Fundamentos da Laminação Colorada**. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais: [s.n.], 1989. pp.325.

BOTELHO, R. C. Influência dos parâmetros de laminação a quente e tratamentos térmicos sobre a formação de estrutura perlítica heterogênea em aço ABNT 1045 para hastes de amortecedores. **Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, MG, 2004. pp.16-77. (Dissertação de Mestrado).

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

FERNANDEZ, A.; LÓPEZ, B.; RODRIGUES-IBABE, J. M. **Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure and Control**. [S.I.]: The University of Sheffield, UK, 2003. pp.302.

GORNI, A. A. et al. Estudo das Propriedades Mecânicas do aço API X70 Produzido por Laminação Controlada. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, jul.-set. 2009. pp.7-12.

HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. **ISIJ International**, 1992. pp.1329.

IRVINE, K. J.; T., G.; GLADMAN, T. **J. Iron and Steel Institute**, 1967. pp.161.

KAWAI, R. **Master thesis, University of Sheffield**, 1985.

KWON, H.-C.; LEE, Y.; IM, Y.-T. Experimental and Numerical Prediction of Austenite Grain Size Distribution in Round-oval Shape Rolling. **ISIJ International**, 2003. pp. 1967-1975.

LEE, Y. Calculating Model of Mean Strain in Rod Rolling Process. **ISIJ International**, Vol. 39, 1999. pp.961-964.

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

LINO, R. E. Modelagem Matemática de Curvas Tensão-Deformação. **urso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**, 2008.

MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J.; HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. **ISIJ International**, vol. 36, 1996. pp.720-728.

MANOHAR, P. A. et al. Computational Exploration of Microstructural Evolution in a Medium C-Mn Steel and Applications to Rod Mill. **ISIJ International**, Vol. 43, 2003. pp.1421-1430.

MEDINA, S. F.; QUISPE, A. Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels. **ISIJ International**, Vol.41, 2001. pp.774-781.

MINAMI, K. et al. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Nb Steels. **ISIJ International**, Vol.36, 1996. pp.1507-1515.

MORALES, E. V. et al. Strengthening mechanisms in pipeline microalloyed steel with a complex microstructure. **Materials Science and Engineering A**, 2013. pp.253-260.

PADILHA, Â. F.; SICILIANO JR, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. Capítulo 10, pp. 132-160.

PEREDA, B.; RODRIGUES-IBABE, J. M.; LÓPEZ, B. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels during Multipass Rolling. **ISIJ International**, Vol. 48, 2008. pp.1457-1466.

PIETRZYK, M.; ROUCOULES, C.; HODGSON, P. D. Modelling the Thermomechanical and Microstructural Evolution During of Rolling of a Nb HSLA Steel. **ISIJ International**, vol. 35, 1995. pp.531-541.

REIS, E. G. Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais. **Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**, 2007. p.1-91. (Dissertação de Mestrado).

ROBERTS, W. Prediction of microstructure development during recrystallization hot rolling of Ti-V steels. **HSLA Steels, Technology and Applications**, Philadelphia, Pa; USA, 3-6 Oct 1983. pp.67-84.

ROUCOULES, C. Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels. **Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University**, Montreal, Canada, 1992. pp.269. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).

SAITO, Y. et al. **J. Jpn. Soc. Technol. Plas.** , 1983. pp.1070.

SCHEIL, E. Anlaufzeit der Austenitumwandlung. **Archiv fur das Eisenhüttenwesen**, Heft 12, Juni 1935. pp.565-567.

SELLARS, C. M. **Hot Working and Forming Processes**. London: Metals Society, 1980. pp.3-5.

SELLARS, C. M.; BEYNON, J. H. Microstructural Development During Hot Rolling of Titanium Microalloyed Steels. **High Strength Low Alloy Steel, 1984, Wollongong, Australia.**, Port Kembala, Australia, 1984. pp.142-150.

SICILIANO JR, F. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. **Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University**, Montreal, Canada, 1999. pp.269. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).

SICILIANO JR, F. Recuperação e recristalização durante a deformação a quente. **II Workshop sobre textura e relações de orientação: Deformação Plástica, Recristalização e crescimento de grão.**, São Paulo, 2003. pp.144-147.

SICILIANO JR, F. et al. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size During the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels. **ISIJ International**, 36, set. 1996. pp.1500-1506.

SICILIANO JR., F.; JONAS, J. J. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels. **Metallurgical and Materials Transactions**, 31, feb 2000. pp.511-530.

SILVA, J. M. S. Estudo Sobre Cinética de Precipitação e de Recristalização em Aços Extra e Ultra Baixo Carbono Microligados com Titânio, Nióbio e Boro. **Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, 1995. pp.32-65.

SILVÉRIO, V. A. Estudo da Evolução do Tamanho de Grão na Laminação a Quente de Barras de Aço Médio Carbono Microligado ao Vanádio- 38MnSiV5. **Curso de Pós-graduação da Universidade de São Paulo**, São Paulo, 2008. p.18-86. (Dissertação de Mestrado).

SOBRAL, M. D. Análise do processamento termomecânico de placas finas de aço microligado V-Nb com ênfase na precipitação de carbonitretos. **Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas**, Campinas, 2004. pp.147. Tese de Doutorado.

TAFEL, W. The Theory and Practice of Rolling Steel. **Penton Publishing**, 1997.

VERVYNCKT, S. et al. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. **International Materials Reviews**, 57, 2012. pp.187-207.

## APÊNDICE A - Cálculo de Deformação Equivalente e Taxa de Deformação

Tabela de cálculo de Deformação e Taxa de Deformação

	A	B	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V	W
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}_p'$	$H_p'$	$\beta$	$\gamma$	$D_n$	$s$	$D_w$	$v$	RPM	$A_i$	$A_p$	$\bar{H}_i$	$\bar{H}_p$	$\bar{w}_i$	$\bar{w}_p$	$\bar{\epsilon}_p$	$L_d$	$t_c$	$R_w$	$\dot{\epsilon}$
6			mm	mm	factor	Factor	mm	mm	mm	m/s	RPM	mm <sup>2</sup>	mm <sup>2</sup>	mm	mm	mm	mm		mm	s	mm	[s <sup>-1</sup> ]
7		Pal 155	155,00	155,00														<b>DEF EQUIVALENTE</b>				
8	1	BX01	169,80	117,00	1,10	0,75	625	17,0	537,1	0,619	22	24025	19867	155,00	104,88	155,00	189,43	<b>0,391</b>	116	0,187	269	<b>2,084</b>
9	2	BX02	126,50	126,00	1,08	0,74	625	14,0	504,0	0,777	29	19867	15939	169,80	118,07	117,00	135,00	<b>0,366</b>	114	0,147	252	<b>2,491</b>
10	3	BQ03	147,00	97,00	1,17	0,77	625	27,0	570,5	1,052	35	15939	14259	126,50	81,55	126,00	174,86	<b>0,457</b>	113	0,108	285	<b>4,241</b>
11	4	RD04	107,00	107,00	1,10	0,73	625	11,0	521,2	1,324	49	14259	11449	147,00	99,70	97,00	114,84	<b>0,389</b>	111	0,084	261	<b>4,644</b>

- **Coluna D:**  $\bar{w}'_p$

É o valor real da largura da barra na saída de um passe. Estes valores foram obtidos através da escala de passes dos laminadores. Outra forma de obter estes valores é através realização de medições durante testes experimentais ou até mesmo utilizando a teoria de Ekelund para estimar o valor do alargamento.

Exemplo:

	A	B	D
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}'_p$
6			mm
7		Pal 155	155,00
8	1	BX01	169,80
9	2	BX02	126,50
10	3	BO03	147,00
11	4	RD04	107,00
12	1	BO01	118,00

Linha 7: é a Largura do tarugo;

Linha 8: é a Largura da barra na saída do passe #1, medida através de compasso;

Linha 9: é a Largura da barra na saída do passe #2, medida através de compasso;

Linha 10: é a Largura da barra na saída do passe #3, medida através de compasso;

Linha 11: é a Largura da barra na saída do passe #4, medida através de compasso;

- **Coluna E:**  $\bar{H}'_p$

É o valor real da altura da barra na saída de um passe. Estes valores foram obtidos através da escala de passes dos laminadores. Outra forma de se obter estes valores é através realização de medições durante testes experimentais. Este valor pode ser definido através da profundidade do canal, luz e cedagem da cadeira de laminação.

Exemplo:

	A	B	E
5	Cadeira	Tipo de passe	$H'_p$
6			mm
7		Pal 155	155,00
8	1	BX01	117,00
9	2	BX02	126,00
10	3	BO03	97,00
11	4	RD04	107,00

Linha 7: é a altura do tarugo;

Linha 8: é a altura da barra na saída do passe #1, medida através de compasso;

Linha 9: é a altura da barra na saída do passe #2, medida através de compasso;

Linha 10: é a altura da barra na saída do passe #3, medida através de compasso;

Linha 11: é a altura da barra na saída do passe #4, medida através de compasso;

- **Coluna F:  $\beta$**

É a razão entre a largura real de entrada e saída da barra em um passe. Como o laminador tem um sequencia de passes horizontais e verticais, a altura da barra na saída de um passe será a largura de entrada da barra no passe seguinte.

Exemplo:

	A	B	D	E	F
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}'_p$	$H'_p$	$\beta$
6			mm	mm	factor
7		Pal 155	155,00	155,00	
8	1	BX01	169,80	117,00	1,10
9	2	BX02	126,50	126,00	1,08
10	3	BO03	147,00	97,00	1,17
11	4	RD04	107,00	107,00	1,10

$\rightarrow \bar{w}'_i$   
 $\rightarrow \bar{w}'_p$

$$\text{Linha 8: } \beta = \frac{\bar{w}'_p}{\bar{w}'_i} \Rightarrow \beta = \frac{155,00}{169,80}$$

$$\text{Linha 9: } \beta = \frac{\bar{w}'_p}{\bar{w}'_i} \Rightarrow \beta = \frac{117,00}{126,50}$$

$$\text{Linha 10: } \beta = \frac{\bar{w}'_p}{\bar{w}'_i} \Rightarrow \beta = \frac{126,00}{147,00}$$

$$\text{Linha 11: } \beta = \frac{\bar{w}'_p}{\bar{w}'_i} \Rightarrow \beta = \frac{97,00}{107,00}$$

- **Coluna G:  $\gamma$**

É a razão entre a altura real de entrada e saída da barra em um passe. Como o laminador tem um sequencia de passes horizontais e verticais, a largura da barra na saída de um passe será a altura de entrada da barra no passe seguinte.

Exemplo:

	A	B	D	E	G
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}'_p$	$H'_p$	$\gamma$
6			mm	mm	Factor
7		Pal 155	155,00	155,00	
8	1	BX01	169,80	117,00	0,75 $\rightarrow \bar{H}'_i$
9	2	BX02	126,50	126,00	0,74 $\rightarrow \bar{H}'_p$
10	3	BO03	147,00	97,00	0,77
11	4	RD04	107,00	107,00	0,73

$$\text{Linha 8: } \gamma = \frac{\bar{H}'_p}{\bar{H}'_i} \Rightarrow \gamma = \frac{155,00}{117,00}$$

$$\text{Linha 9: } \gamma = \frac{\bar{H}'_p}{\bar{H}'_i} \Rightarrow \gamma = \frac{169,80}{126,00}$$

$$\text{Linha 10: } \gamma = \frac{\bar{H}'_p}{\bar{H}'_i} \Rightarrow \gamma = \frac{126,50}{97,00}$$

$$\text{Linha 11: } \gamma = \frac{\bar{H}'_p}{\bar{H}'_i} \Rightarrow \gamma = \frac{147,00}{107,00}$$

- **Coluna H:  $D_n$**

É diâmetro nominal, determinado no colar dos cilindros.

Exemplo:

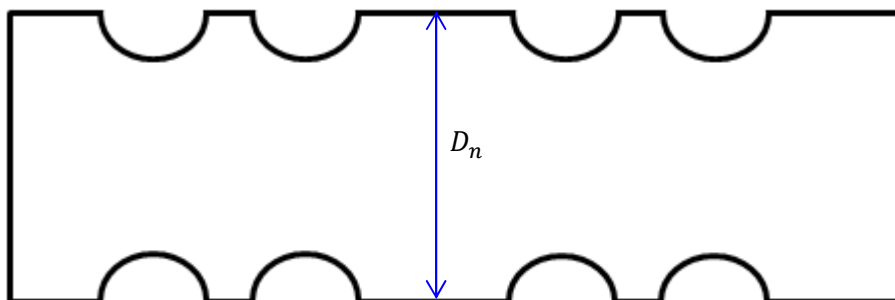
	A	B	H
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_n$
6			mm
7		Pal 155	
8	1	BX01	625
9	2	BX02	625
10	3	BO03	625
11	4	RD04	625

Linha 8: é diâmetro nominal no passe #1;

Linha 9: é diâmetro nominal no passe #2;

Linha 10: é diâmetro nominal no passe #3;

Linha 11: é diâmetro nominal no passe #4;



- **Coluna I: S**

É a luz de laminação em cada passe, ou seja, a distância entre o cilindro superior e o cilindro inferior determinado nos colares.

Exemplo:

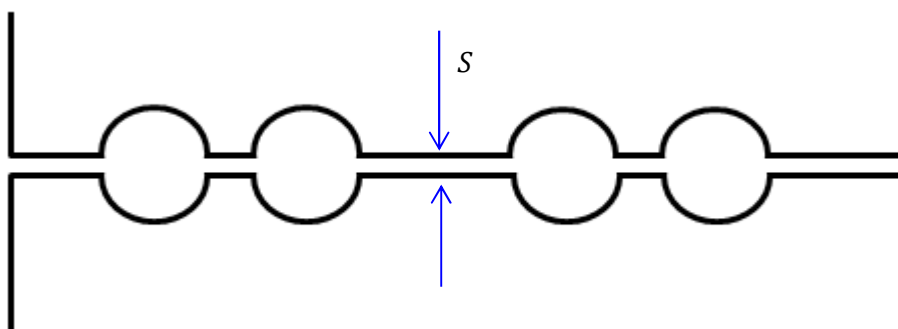
	A	B	H	I
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_n$	$S$
6			mm	mm
7		Pal 155		
8	1	BX01	625	17,0
9	2	BX02	625	14,0
10	3	BO03	625	27,0
11	4	RD04	625	11,0

Linha 8: é luz de laminação no passe #1;

Linha 9: é luz de laminação no passe #2;

Linha 10: é luz de laminação no passe #3;

Linha 11: é luz de laminação no passe #4;



- **Coluna K:**  $v$

É a velocidade média de laminação da barra, na saída de um passe. Estes valores foram obtidos no supervisor do laminador. Outra forma de ser obtido é através de cálculos a partir da velocidade final de laminação e alongamento em cada passe.

Exemplo:

	A	B	K
5	Cadeira	Tipo de passe	$v$
6			m/s
7		Pal 155	
8	1	BX01	0,619
9	2	BX02	0,777
10	3	BO03	1,052
11	4	RD04	1,324

- **Coluna L:** *RPM*

É o número de rotações por minuto dos cilindros de laminação em cada passe.

Exemplo:

	A	B	J	K	L
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_w$	$v$	<i>RPM</i>
6			mm	m/s	RPM
7		Pal 155			
8	1	BX01	537,1	0,619	22
9	2	BX02	504,0	0,777	29
10	3	BO03	570,5	1,052	35
11	4	RD04	521,2	1,324	49

$$\text{Linha 8: } RPM = \frac{v \cdot 60}{2\pi R_w} \Rightarrow RPM = \frac{0,619 \cdot 60}{2\pi \left(\frac{537,1}{2}\right)}$$

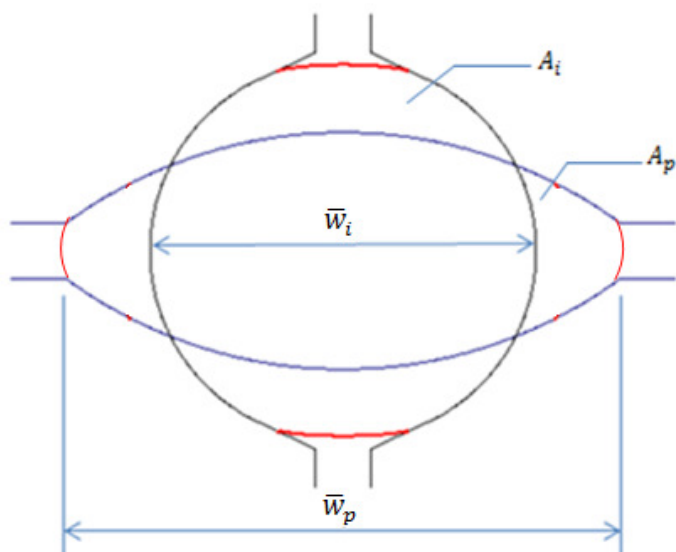
$$\text{Linha 9: } RPM = \frac{v \cdot 60}{2\pi R_w} \Rightarrow RPM = \frac{0,777 \cdot 60}{2\pi \left(\frac{504,0}{2}\right)}$$

$$\text{Linha 10: } RPM = \frac{v \cdot 60}{2\pi R_w} \Rightarrow RPM = \frac{1,052 \cdot 60}{2\pi \left(\frac{570,5}{2}\right)}$$

$$\text{Linha 11: } RPM = \frac{v \cdot 60}{2\pi R_w} \Rightarrow RPM = \frac{1,324 \cdot 60}{2\pi \left(\frac{521,2}{2}\right)}$$

- **Coluna M e N:**  $A_i$  e  $A_p$

Representam a área do material na entrada e na saída de um passe de laminação. A Figura abaixo indica a área de entrada,  $A_i$ , e de saída,  $A_p$ , do material em passe de laminação com canal com perfil oval.



Exemplo:

	A	B	D	E	F	G	M	N
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}'_p$	$H'_p$	$\beta$	$\gamma$	$A_i$	$A_p$
6			mm	mm	factor	Factor	mm <sup>2</sup>	mm <sup>2</sup>
7		Pal 155	155,00	155,00				
8	1	BX01	169,80	117,00	1,10	0,75	24025	19867
9	2	BX02	126,50	126,00	1,08	0,74	19867	15939
10	3	BO03	147,00	97,00	1,17	0,77	15939	14259
11	4	RD04	107,00	107,00	1,10	0,73	14259	11449

Linha 8:

-  $A_i$  é a área de entrada do material no passe #1. Ou seja, é igual a área da seção transversal do tarugo.

$$A_i = (155 * 155)$$

-  $A_p$  é a área da seção transversal da barra na saída do passe #1, calculada através do princípio da conservação de volume.

$$A_p = \frac{A_i}{[1/(\beta * \gamma)]} \Rightarrow A_p = \frac{24025}{[1/(1,10 * 0,75)]}$$

Linha 9:

-  $A_i$  é a área de entrada do material no passe #2. Ou seja, é igual a área de saída do material no passe #1.

$$A_i = 19867$$

-  $A_p$  é a área da seção transversal da barra na saída do passe #2, calculada através do princípio da conservação de volume.

$$A_p = \frac{A_i}{[1/(\beta * \gamma)]} \Rightarrow A_p = \frac{19867}{[1/(1,08 * 0,74)]}$$

Linha 10:

-  $A_i$  é a área de entrada do material no passe #3. Ou seja, é igual a área de saída do material no passe #2.

$$A_i = 15939$$

-  $A_p$  é a área da seção transversal da barra na saída do passe #3, calculada através do princípio da conservação de volume.

$$A_p = \frac{A_i}{[1/(\beta * \gamma)]} \Rightarrow A_p = \frac{15939}{[1/(1,17 * 0,77)]}$$

Linha 11:

-  $A_i$  é a área de entrada do material no passe #4. Ou seja, é igual a área de saída do material no passe #3.

$$A_i = 14259$$

-  $A_p$  é a área da seção transversal da barra na saída do passe #4, calculada através do princípio da conservação de volume.

$$A_p = \frac{A_i}{[1/(\beta * \gamma)]} \Rightarrow A_p = \frac{14259}{[1/(1,10 * 0,73)]}$$

• **Coluna Q e R:**  $\bar{w}_i$  e  $\bar{w}_p$

Representam a largura do material na entrada e na saída de um passe de laminação. A Figura abaixo indica a largura de entrada,  $\bar{w}_i$ , e de saída,  $\bar{w}_p$ , do material em um passe de laminação com canal com perfil oval.

Exemplo:

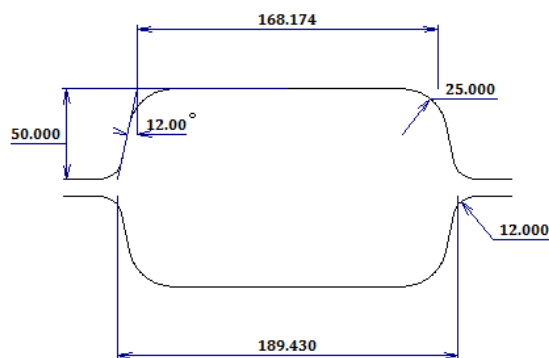
	A	B	C	D	E	F	G	M	N	Q	R
5	Cadeira	Tipo de passe	A00	$\bar{w}'_p$	$H'_p$	$\beta$	$\gamma$	$A_i$	$A_p$	$\bar{w}_i$	$\bar{w}_p$
6			mm2	mm	mm	factor	Factor	mm2	mm2	mm	mm
7		Pal 155	24025	155,00	155,00						
8	1	BX01	19867	169,80	117,00	1,10	0,75	24025	19867	155,00	189,43
9	2	BX02	15939	126,50	126,00	1,08	0,74	19867	15939	117,00	135,00
10	3	BO03	14259	147,00	97,00	1,17	0,77	15939	14259	126,00	174,86
11	4	RD04	11449	107,00	107,00	1,10	0,73	14259	11449	97,00	114,84

Linha 8:

-  $\bar{w}_i$  é a largura de entrada do material no passe #1. Este valor é igual à largura do tarugo.

$$\bar{w}_i = 155,00$$

-  $\bar{w}_p$  é a largura máxima que barra pode ter após o passe #1 sem gerar defeito no material laminado. Como o princípio da largura máxima foi utilizado,  $\bar{w}_p$  é definido pelo valor da largura máxima do canal de laminação no passe #1.



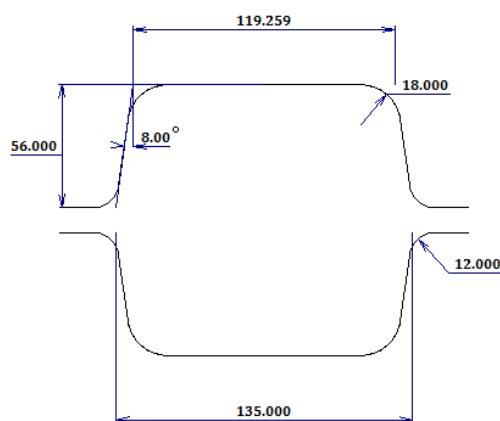
$$\bar{w}_p = 189,43$$

Linha 9:

-  $\bar{w}_i$  é a largura de entrada do material no passe #2. Como é uma sequencia de passes horizontais e verticais,  $\bar{w}_i$  é definido pelo valor da altura da barra após o passe #1.

$$\bar{w}_i = 117,00$$

-  $\bar{w}_p$  é a largura máxima que barra pode ter após o passe #2 sem gerar defeito no material laminado. Como o princípio da largura máxima foi utilizado,  $\bar{w}_p$  é definido pelo valor da largura máxima do canal de laminação no passe #2.



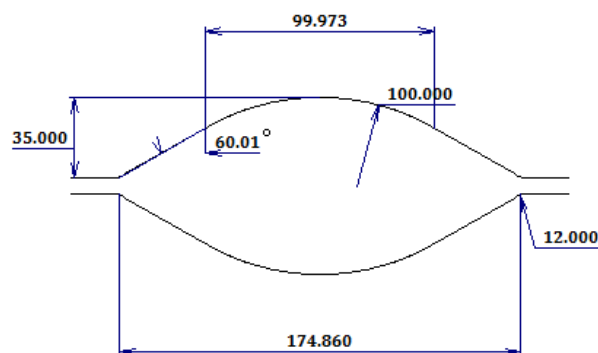
$$\bar{w}_p = 135,00$$

Linha 10:

-  $\bar{w}_i$  é a largura de entrada do material no passe #3. Como é uma sequencia de passes horizontais e verticais,  $\bar{w}_i$  é definido pelo valor da altura da barra após o passe #2.

$$\bar{w}_i = 126,00$$

-  $\bar{w}_p$  é a largura máxima que barra pode ter após o passe #3 sem gerar defeito no material laminado. Como o principio da largura máxima foi utilizado,  $\bar{w}_p$  é definido pelo valor da largura máxima do canal de laminação no passe #3.



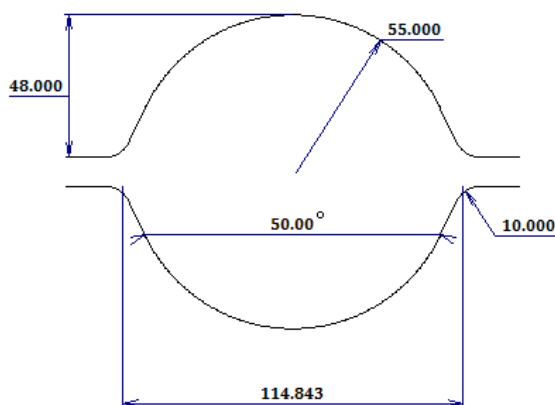
$$\bar{w}_p = 174,86$$

Linha 11:

-  $\bar{w}_i$  é a largura de entrada do material no passe #4. Como é uma sequencia de passes horizontais e verticais,  $\bar{w}_i$  é definido pelo valor da altura da barra após o passe #3.

$$\bar{w}_i = 97,00$$

-  $\bar{w}_p$  é a largura máxima que barra pode ter após o passe #4 sem gerar defeito no material laminado. Como o princípio da largura máxima foi utilizado,  $\bar{w}_p$  é definido pelo valor da largura máxima do canal de laminação no passe #4.



$$\bar{w}_p = 114,84$$

• **Coluna O e P:**  $\bar{H}_i$  e  $\bar{H}_p$

Representam as alturas médias de entrada e saída,  $\bar{H}_i$  e  $\bar{H}_p$ , equivalentes para a transformação em retângulos.

Exemplo:

	A	B	D	E	M	N	O	P	Q	R
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}'_p$	$H'_p$	$A_i$	$A_p$	$\bar{H}_i$	$\bar{H}_p$	$\bar{w}_i$	$\bar{w}_p$
6			mm	mm	mm <sup>2</sup>	mm <sup>2</sup>	mm	mm	mm	mm
7		Pal 155	155,00	155,00						
8	1	BX01	169,80	117,00	24025	19867	155,00	104,88	155,00	189,43
9	2	BX02	126,50	126,00	19867	15939	169,80	118,07	117,00	135,00
10	3	BO03	147,00	97,00	15939	14259	126,50	81,55	126,00	174,86
11	4	RD04	107,00	107,00	14259	11449	147,00	99,70	97,00	114,84

Linha 8:

-  $\bar{H}_i$  é a altura média da barra na entrada do passe #1, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_i = \frac{A_i}{\bar{w}_i} \Rightarrow \bar{H}_i = \frac{24025}{155,00}$$

-  $\bar{H}_p$  é a altura média da barra após o passe #1, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_p = \frac{A_p}{\bar{w}_p} \Rightarrow \bar{H}_p = \frac{19867}{189,43}$$

Linha 9:

-  $\bar{H}_i$  é a altura média da barra na entrada do passe #2, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_i = \frac{A_i}{\bar{w}_i} \Rightarrow \bar{H}_i = \frac{19867}{117,00}$$

-  $\bar{H}_p$  é a altura média da barra após o passe #2, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_p = \frac{A_p}{\bar{w}_p} \Rightarrow \bar{H}_p = \frac{15939}{135,00}$$

Linha 10:

-  $\bar{H}_i$  é a altura média da barra na entrada do passe #3, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_i = \frac{A_i}{\bar{w}_i} \Rightarrow \bar{H}_i = \frac{15939}{126,00}$$

-  $\bar{H}_p$  é a altura média da barra após o passe #3, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_p = \frac{A_p}{\bar{w}_p} \Rightarrow \bar{H}_p = \frac{14259}{174,86}$$

Linha 11:

-  $\bar{H}_i$  é a altura média da barra na entrada do passe #4, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_i = \frac{A_i}{\bar{w}_i} \Rightarrow \bar{H}_i = \frac{14259}{97,00}$$

-  $\bar{H}_p$  é a altura média da barra após o passe #4, equivalente para a transformação em retângulo.

$$\bar{H}_p = \frac{A_p}{\bar{w}_p} \Rightarrow \bar{H}_p = \frac{11449}{114,84}$$

- **Coluna J:**  $D_w$

É o diâmetro de trabalho dos cilindros de laminação, que é definido como sendo o ponto onde a velocidade periférica do cilindro é igual à velocidade do material.

Exemplo:

	A	B	H	I	J	M	N	O	P	Q	R
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_n$	$S$	$D_w$	$A_i$	$A_p$	$\bar{H}_i$	$\bar{H}_p$	$\bar{w}_i$	$\bar{w}_p$
6			mm	mm	mm	mm <sup>2</sup>	mm <sup>2</sup>	mm	mm	mm	mm
7		Pal 155									
8	1	BX01	625	17,0	537,1	24025	19867	155,00	104,88	155,00	189,43
9	2	BX02	625	14,0	504,0	19867	15939	169,80	118,07	117,00	135,00
10	3	BO03	625	27,0	570,5	15939	14259	126,50	81,55	126,00	174,86
11	4	RD04	625	11,0	521,2	14259	11449	147,00	99,70	97,00	114,84

Linha 8:

-  $D_w$  é o diâmetro de trabalho após o passe #1.

$$D_w = D_n + S - \bar{H}_p \Rightarrow D_w = 625 + 17,0 - 104,88$$

Linha 9:

-  $D_w$  é o diâmetro de trabalho após o passe #2.

$$D_w = D_n + S - \bar{H}_p \Rightarrow D_w = 625 + 14,0 - 118,07$$

Linha 10:

-  $D_w$  é o diâmetro de trabalho após o passe #3.

$$D_w = D_n + S - \bar{H}_p \Rightarrow D_w = 625 + 27,0 - 81,55$$

Linha 11:

-  $D_w$  é o diâmetro de trabalho após o passe #4.

$$D_w = D_n + S - \bar{H}_p \Rightarrow D_w = 625 + 11,0 - 99,70$$

- **Coluna S:**  $\bar{\epsilon}_p$

É a deformação equivalente do material em um passe de laminação, obtida através do método desenvolvido por Lee (1999).

Exemplo:

	A	B	D	E	I	J	M	N	O	P	Q	R	S
5	Cadeira	Tipo de passe	$\bar{w}'_p$	$H'_p$	$S$	$D_w$	$A_i$	$A_p$	$\bar{H}_i$	$\bar{H}_p$	$\bar{w}_i$	$\bar{w}_p$	$\bar{\epsilon}_p$
6			mm	mm	mm	mm	mm <sup>2</sup>	mm <sup>2</sup>	mm	mm	mm	mm	
7		Pal 155	155,00	155,00									DEF EQUIVALENTE
8	1	BX01	169,80	117,00	17,0	537,1	24025	19867	155,00	104,88	155,00	189,43	0,391
9	2	BX02	126,50	126,00	14,0	504,0	19867	15939	169,80	118,07	117,00	135,00	0,366
10	3	BO03	147,00	97,00	27,0	570,5	15939	14259	126,50	81,55	126,00	174,86	0,457
11	4	RD04	107,00	107,00	11,0	521,2	14259	11449	147,00	99,70	97,00	114,84	0,389

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[ \ln\left(\frac{\bar{w}_i}{\bar{w}_p}\right) \right]^2 + \left[ \ln\left(\frac{\bar{H}_i}{\bar{H}_p}\right) \right]^2 + \ln\left(\frac{\bar{w}_i}{\bar{w}_p}\right) * \ln\left(\frac{\bar{H}_i}{\bar{H}_p}\right) \right\}^{1/2}$$

Linha 8:

-  $\bar{\varepsilon}_p$  é deformação equivalente do material no passe #1.

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[ \ln\left(\frac{155,00}{189,43}\right) \right]^2 + \left[ \ln\left(\frac{155,00}{104,88}\right) \right]^2 + \ln\left(\frac{155,00}{189,43}\right) * \ln\left(\frac{155,00}{104,88}\right) \right\}^{1/2}$$

Linha 9:

-  $\bar{\varepsilon}_p$  é deformação equivalente do material no passe #2.

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[ \ln\left(\frac{117,00}{135,00}\right) \right]^2 + \left[ \ln\left(\frac{169,80}{118,07}\right) \right]^2 + \ln\left(\frac{117,00}{135,00}\right) * \ln\left(\frac{169,80}{118,07}\right) \right\}^{1/2}$$

Linha 10:

-  $\bar{\varepsilon}_p$  é deformação equivalente do material no passe #3.

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[ \ln\left(\frac{126,00}{174,86}\right) \right]^2 + \left[ \ln\left(\frac{126,50}{81,55}\right) \right]^2 + \ln\left(\frac{126,00}{174,86}\right) * \ln\left(\frac{126,50}{81,55}\right) \right\}^{1/2}$$

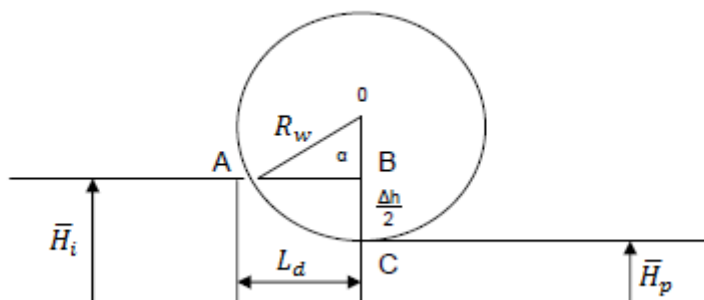
Linha 11:

-  $\bar{\varepsilon}_p$  é deformação equivalente do material no passe #4.

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[ \ln\left(\frac{97,00}{114,84}\right) \right]^2 + \left[ \ln\left(\frac{147,00}{99,70}\right) \right]^2 + \ln\left(\frac{97,00}{114,84}\right) * \ln\left(\frac{147,00}{99,70}\right) \right\}^{1/2}$$

- **Coluna T:**  $L_d$

O arco de contato é o arco medido sobre o cilindro de laminação, que abrange toda a área de contato do material a ser conformado e o cilindro de laminação, ou seja, o arco que vai do ponto de contato (ponto A) até o ponto de saída da barra (ponto C). Para simplificar os cálculos podemos considerar que o arco de contato ( $\overline{AC}$ ) seja dado pelo segmento  $L_d$ , o que leva a um erro de precisão de apenas 0,5%.



Exemplo:

	A	B	J	M	N	O	P	Q	R	S	T
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_w$	$A_i$	$A_p$	$\bar{H}_i$	$\bar{H}_p$	$\bar{w}_i$	$\bar{w}_p$	$\varepsilon_p$	$L_d$
6			mm	mm <sup>2</sup>	mm <sup>2</sup>	mm	mm	mm	mm		mm
7		Pal 155								DEF EQUIVALENTE	
8	1	BX01	537,1	24025	19867	155,00	104,88	155,00	189,43	0,391	116
9	2	BX02	504,0	19867	15939	169,80	118,07	117,00	135,00	0,366	114
10	3	BO03	570,5	15939	14259	126,50	81,55	126,00	174,86	0,457	113
11	4	RD04	521,2	14259	11449	147,00	99,70	97,00	114,84	0,389	111
12	5	BO01	428,3	11449	8968	107,00	74,73	107,00	120,00	0,367	83

Linha 8:

-  $L_d$  é o arco de contato entre o material e o cilindro no passe #1.

$$L_d = \sqrt{\frac{D_w}{2} * (\bar{H}_i - \bar{H}_p)} \Rightarrow L_d = \sqrt{\frac{537,1}{2} * (155,00 - 104,88)}$$

Linha 9:

-  $L_d$  é o arco de contato entre o material e o cilindro no passe #2.

$$L_d = \sqrt{\frac{D_w}{2} * (\bar{H}_i - \bar{H}_p)} \Rightarrow L_d = \sqrt{\frac{504,0}{2} * (169,80 - 118,07)}$$

Linha 10:

-  $L_d$  é o arco de contato entre o material e o cilindro no passe #3.

$$L_d = \sqrt{\frac{D_w}{2} * (\bar{H}_i - \bar{H}_p)} \Rightarrow L_d = \sqrt{\frac{570,5}{2} * (126,50 - 81,55)}$$

Linha 11:

-  $L_d$  é o arco de contato entre o material e o cilindro no passe #3.

$$L_d = \sqrt{\frac{D_w}{2} * (\bar{H}_i - \bar{H}_p)} \Rightarrow L_d = \sqrt{\frac{521,2}{2} * (147,00 - 99,70)}$$

• Coluna U:  $t_c$

É o tempo em que a barra fica em contato com o cilindro de laminação em cada passe.

Exemplo:

	A	B	J	K	L	S	T	U	V
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_w$	$v$	RPM	$\bar{\epsilon}_p$	$L_d$	$t_c$	$R_w$
6			mm	m/s	RPM		mm	s	mm
7		Pal 155				DEF EQUIVALENTE			
8	1	BX01	537,1	0,619	22	0,391	116	0,187	269
9	2	BX02	504,0	0,777	29	0,366	114	0,147	252
10	3	BO03	570,5	1,052	35	0,457	113	0,108	285
11	4	RD04	521,2	1,324	49	0,389	111	0,084	261
12	5	BO01	428,3	0,256	11	0,367	83	0,325	214

$$R_w = \frac{D_w}{2}$$

Linha 8:

-  $t_c$  é o tempo em que a barra fica em contato com o cilindro no passe #1.

$$t_c = \frac{60 \cdot L_d}{2\pi R_w \cdot RPM} \Rightarrow t_c = \frac{60 \cdot 116}{2\pi \cdot 269 \cdot 22}$$

Linha 9:

-  $t_c$  é o tempo em que a barra fica em contato com o cilindro no passe #2.

$$t_c = \frac{60 \cdot L_d}{2\pi R_w \cdot RPM} \Rightarrow t_c = \frac{60 \cdot 114}{2\pi \cdot 252 \cdot 29}$$

Linha 10:

-  $t_c$  é o tempo em que a barra fica em contato com o cilindro no passe #3.

$$t_c = \frac{60 \cdot L_d}{2\pi R_w \cdot RPM} \Rightarrow t_c = \frac{60 \cdot 113}{2\pi \cdot 285 \cdot 35}$$

Linha 11:

-  $t_c$  é o tempo em que a barra fica em contato com o cilindro no passe #4.

$$t_c = \frac{60 \cdot L_d}{2\pi R_w \cdot RPM} \Rightarrow t_c = \frac{60 \cdot 111}{2\pi \cdot 261 \cdot 49}$$

- **Coluna W:  $\dot{\epsilon}$**

É a taxa de deformação do material em cada passe de laminação.

Exemplo:

	A	B	J	K	L	S	T	U	V	W
5	Cadeira	Tipo de passe	$D_w$	$v$	$RPM$	$\bar{\epsilon}_p$	$L_d$	$t_c$	$R_w$	$\dot{\epsilon}$
6			mm	m/s	RPM		mm	s	mm	$[s^{-1}]$
7		Pal 155				DEF EQUIVALENTE				
8	1	BX01	537,1	0,619	22	0,391	116	0,187	269	2,084
9	2	BX02	504,0	0,777	29	0,366	114	0,147	252	2,491
10	3	BO03	570,5	1,052	35	0,457	113	0,108	285	4,241
11	4	RD04	521,2	1,324	49	0,389	111	0,084	261	4,644

Linha 8:

-  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação do material no passe #1.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\bar{\epsilon}_p}{t_c} \Rightarrow \dot{\epsilon} = \frac{0,391}{0,187}$$

Linha 9:

-  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação do material no passe #2.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\bar{\epsilon}_p}{t_c} \Rightarrow \dot{\epsilon} = \frac{0,366}{0,147}$$

Linha 10:

-  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação do material no passe #3.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\bar{\epsilon}_p}{t_c} \Rightarrow \dot{\epsilon} = \frac{0,457}{0,108}$$

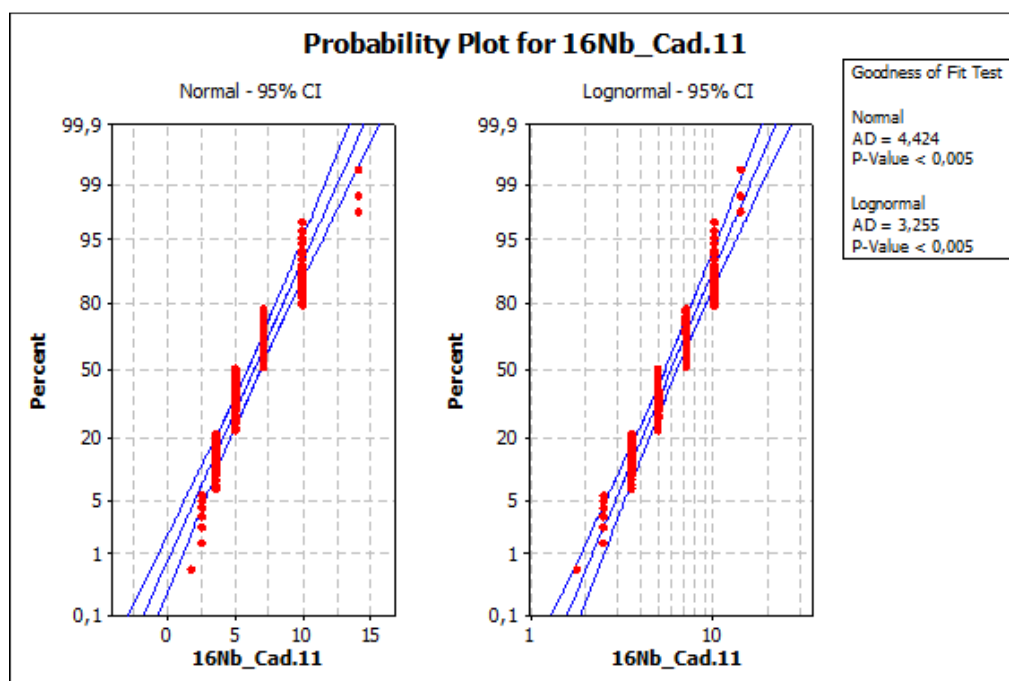
Linha 11:

-  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação do material no passe #4.

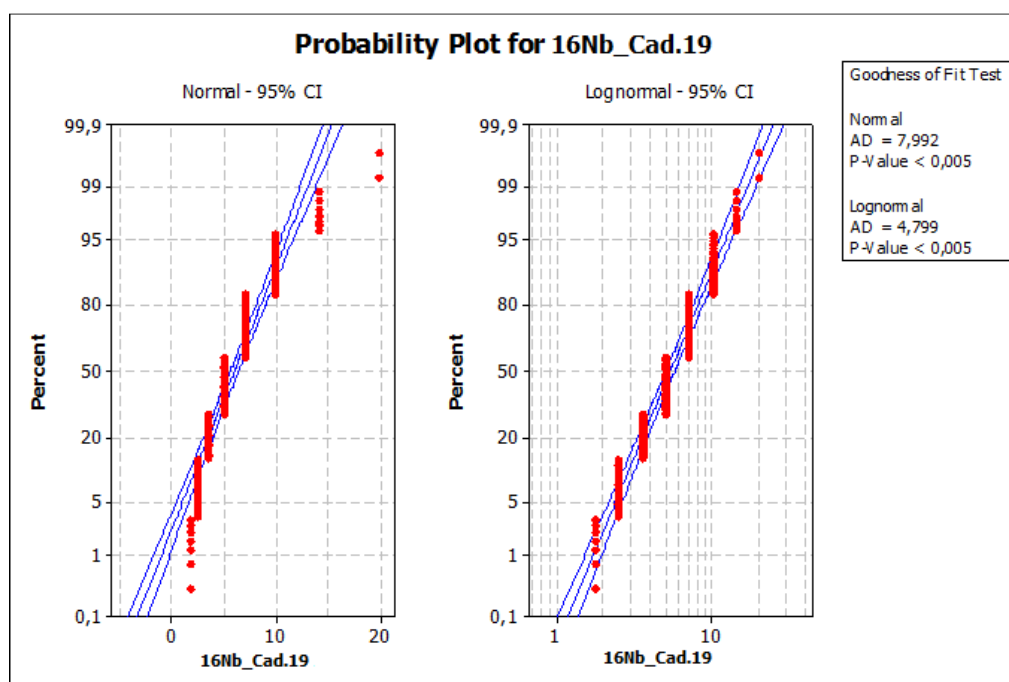
$$\dot{\epsilon} = \frac{\bar{\epsilon}_p}{t_c} \Rightarrow \dot{\epsilon} = \frac{0,389}{0,084}$$

## APÊNDICE B – Análise estatística dos resultados

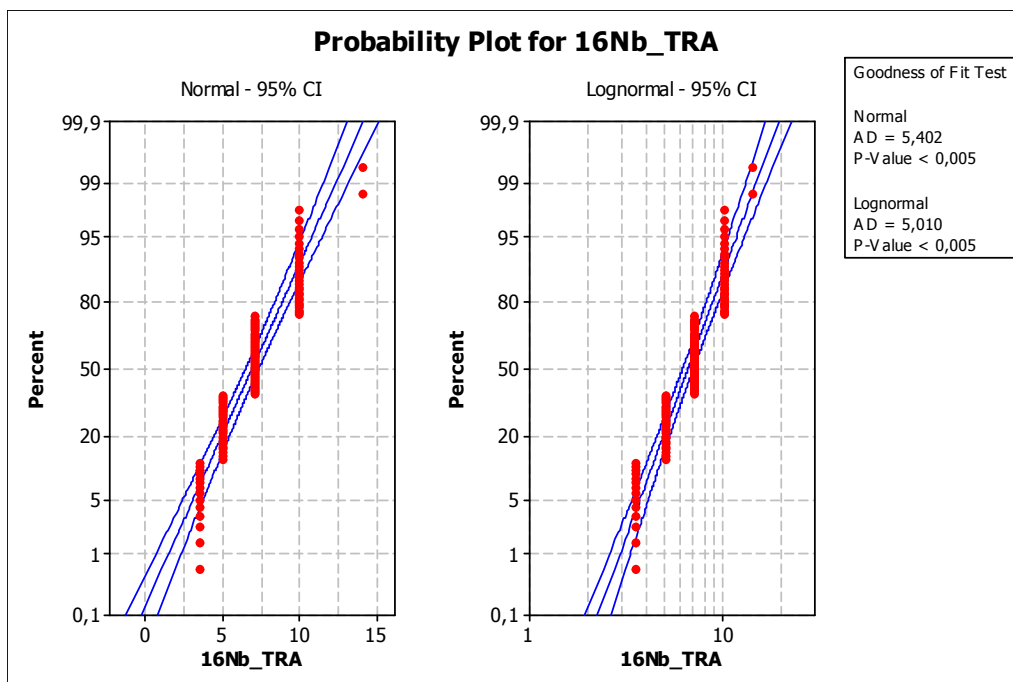
- Identificação do tipo de distribuição do TGA para a liga 16Nb:



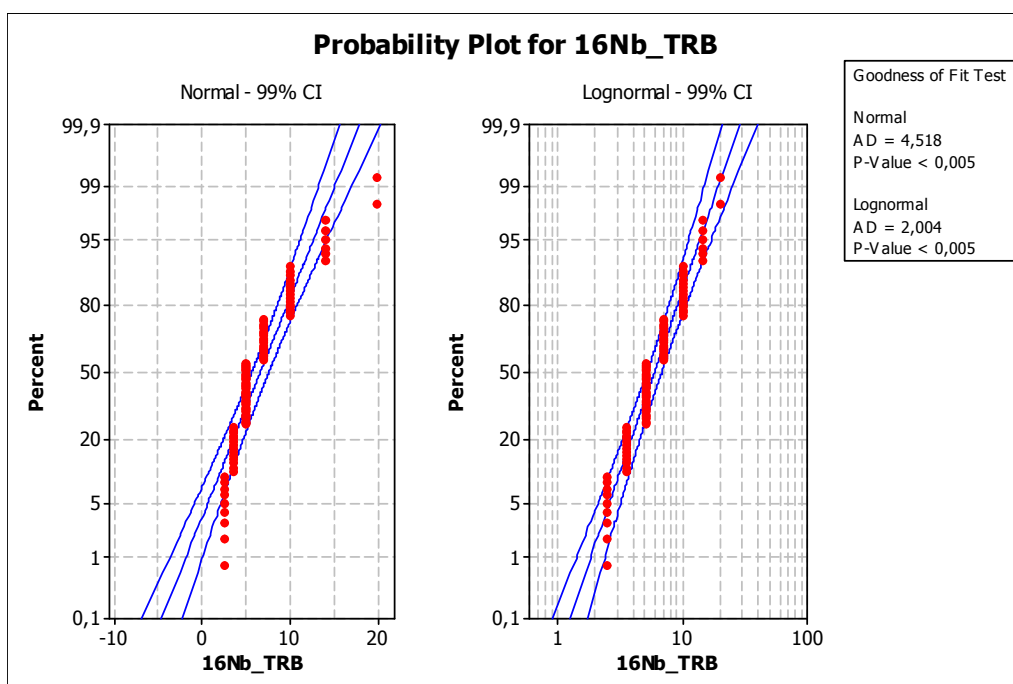
- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.



- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.

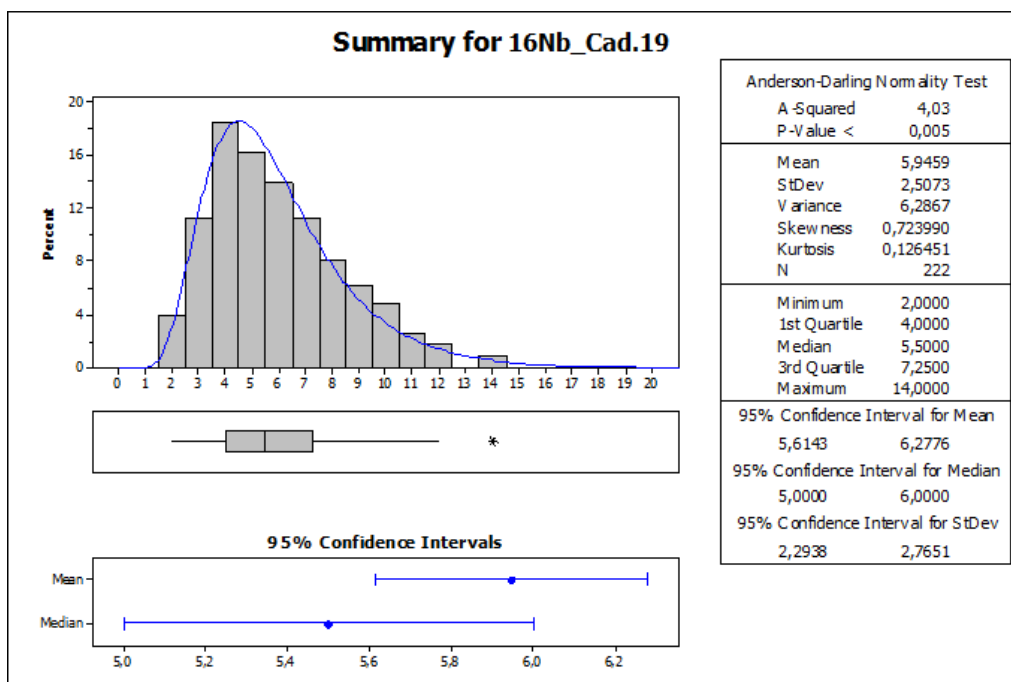
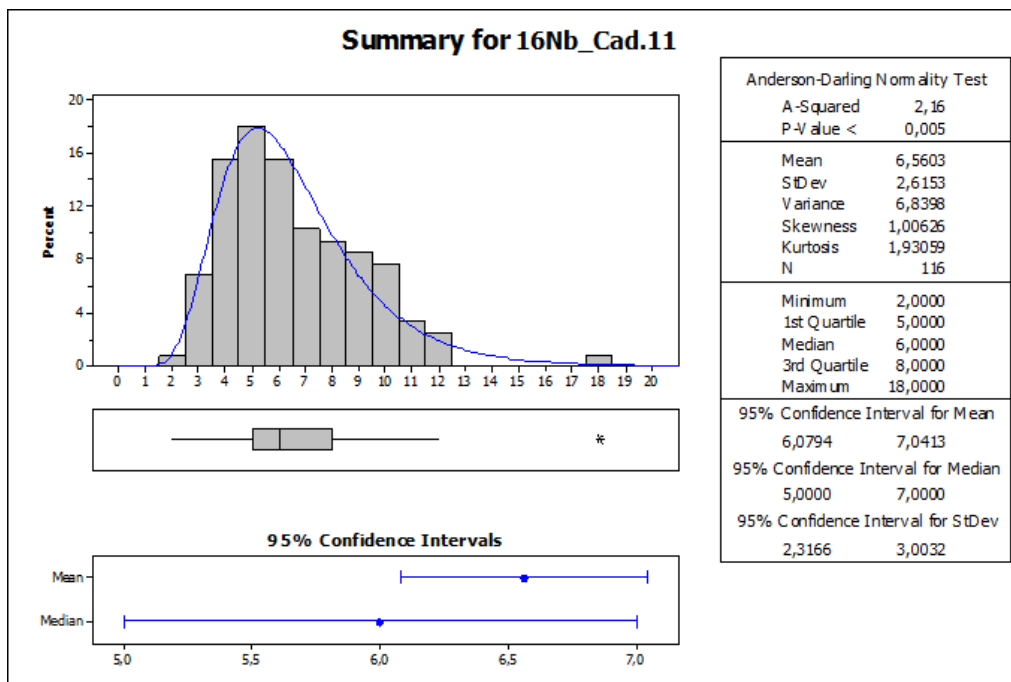


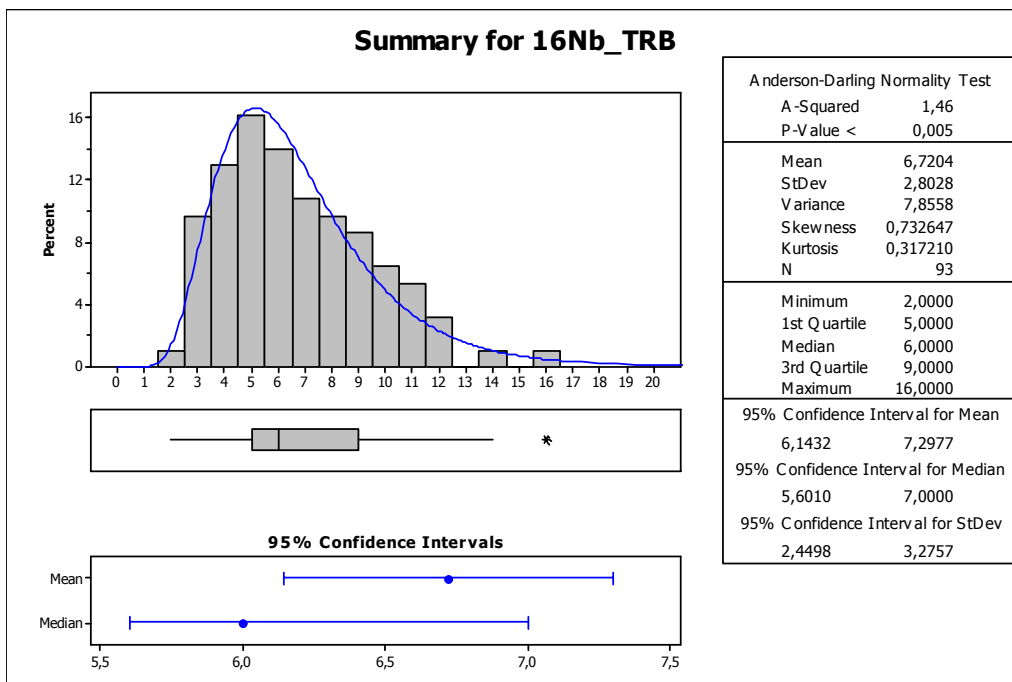
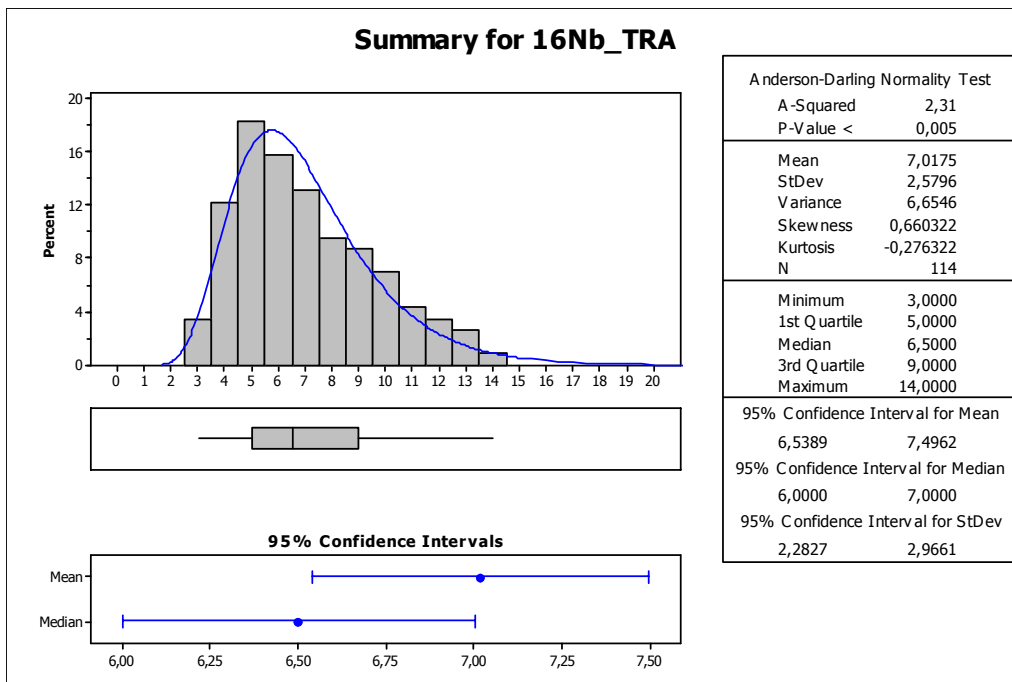
- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.



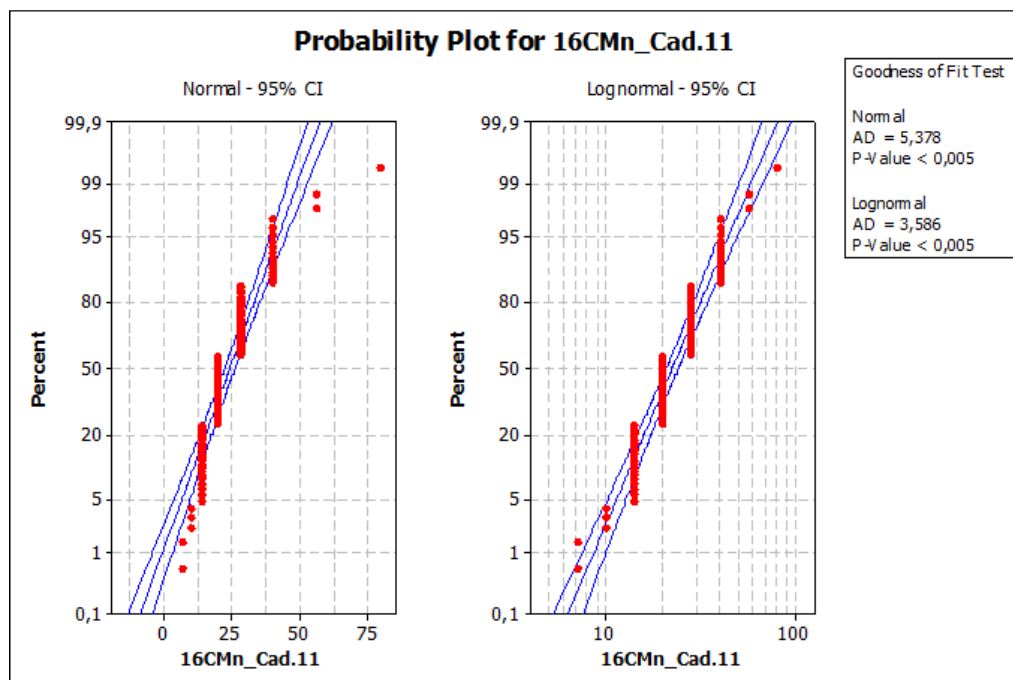
- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.

- Distribuição do TGA, média e desvio padrão para a liga 16Nb:

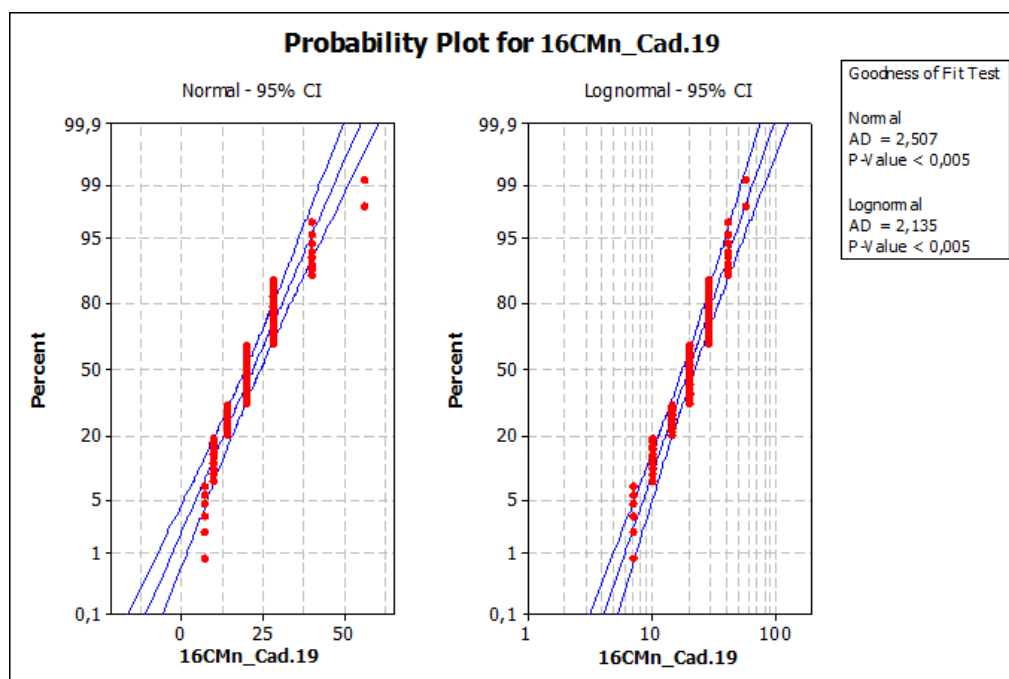




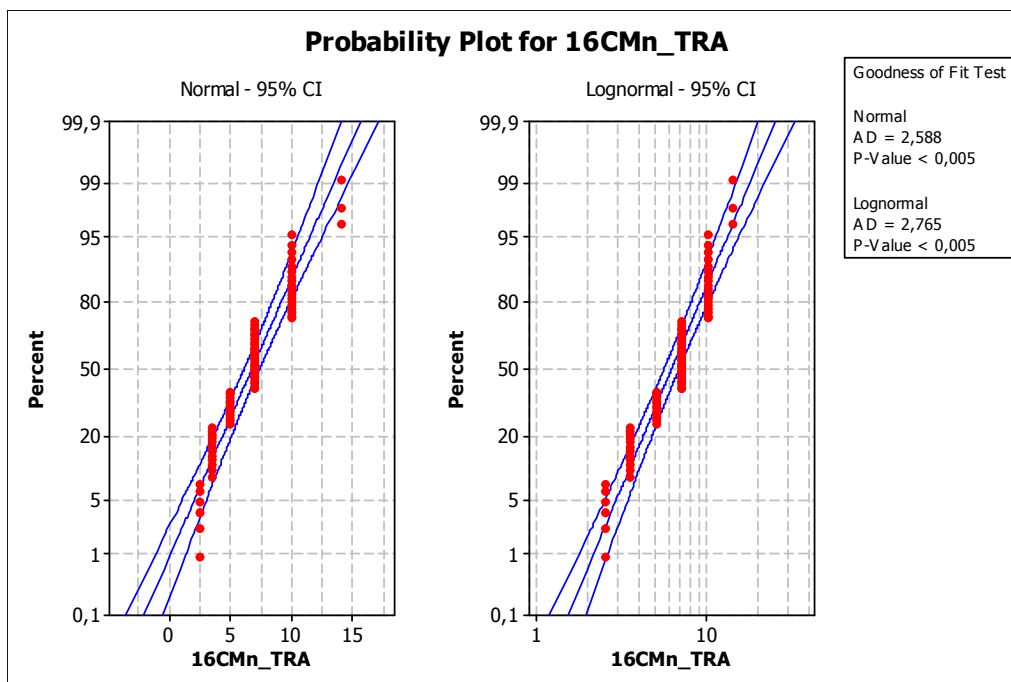
- Identificação do tipo de distribuição do TGA para a liga 16CMn:



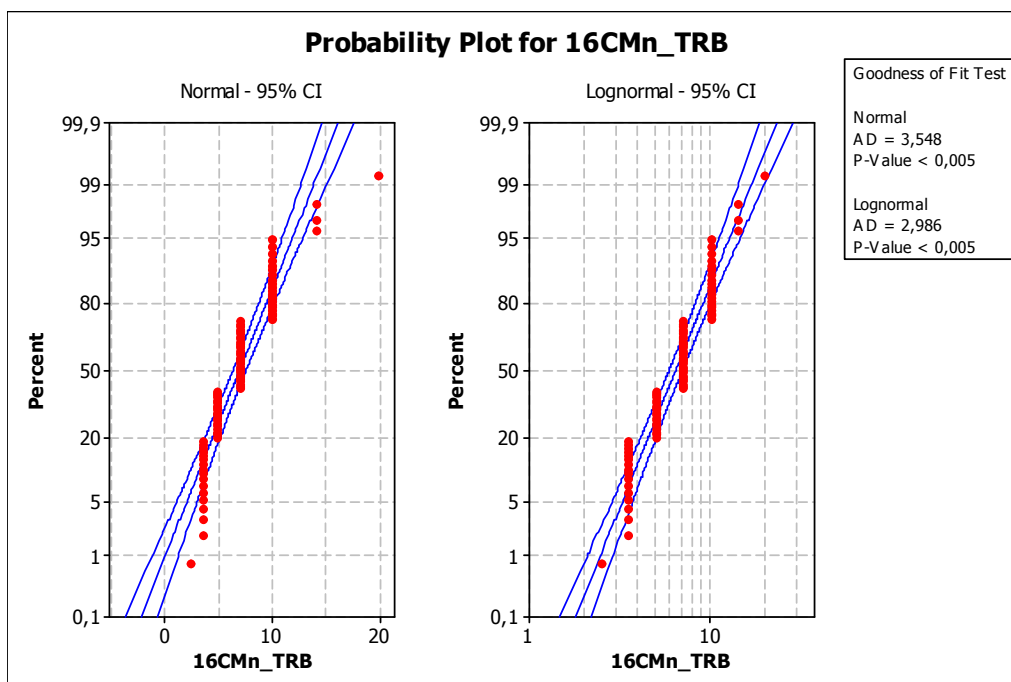
- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.



- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.

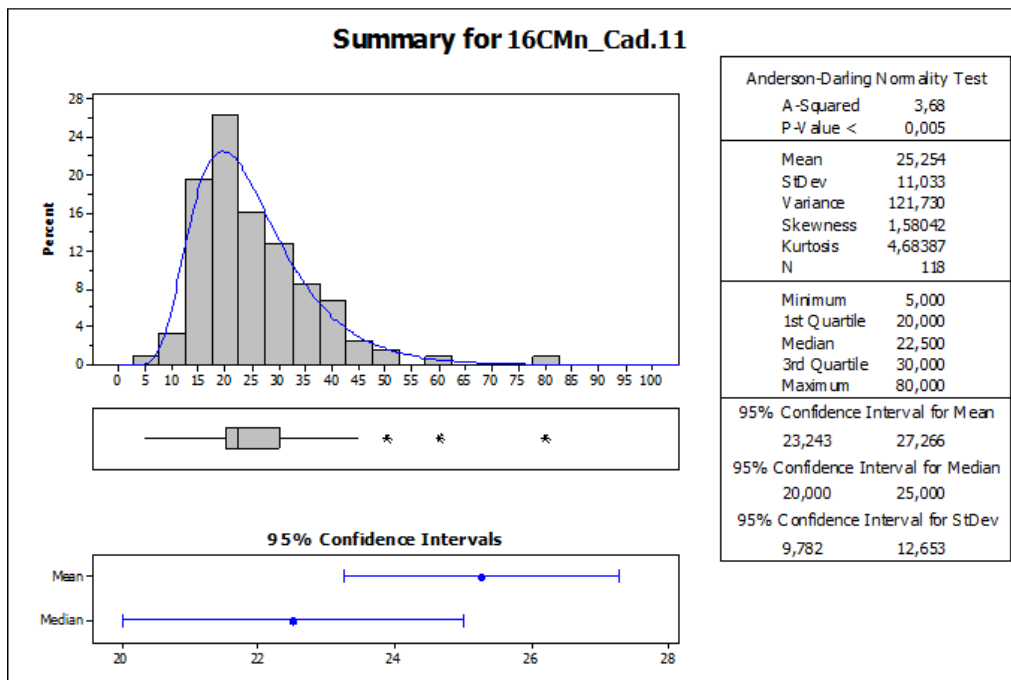


- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.

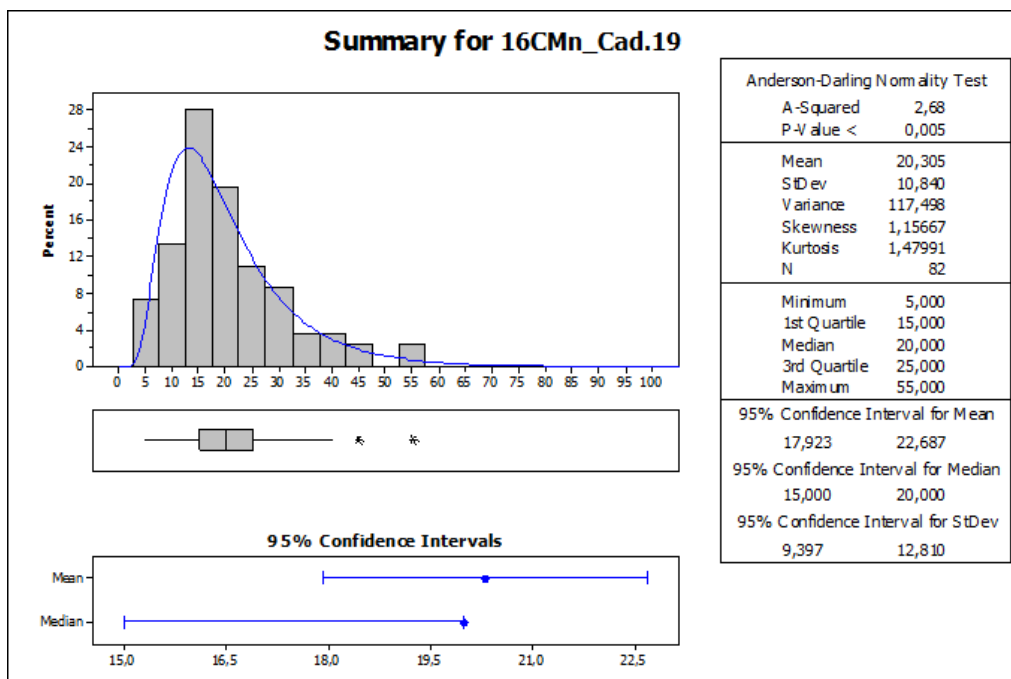


- A distribuição lognormal é a que melhor se ajusta aos dados.

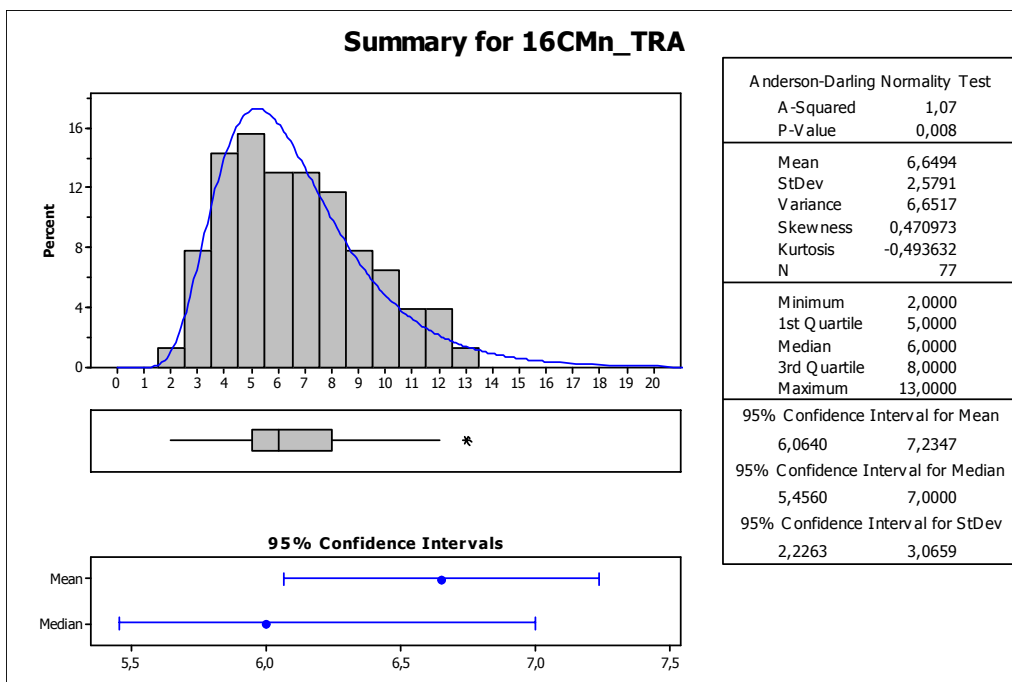
- Distribuição do TGA, média e desvio padrão para a liga 16CMn:



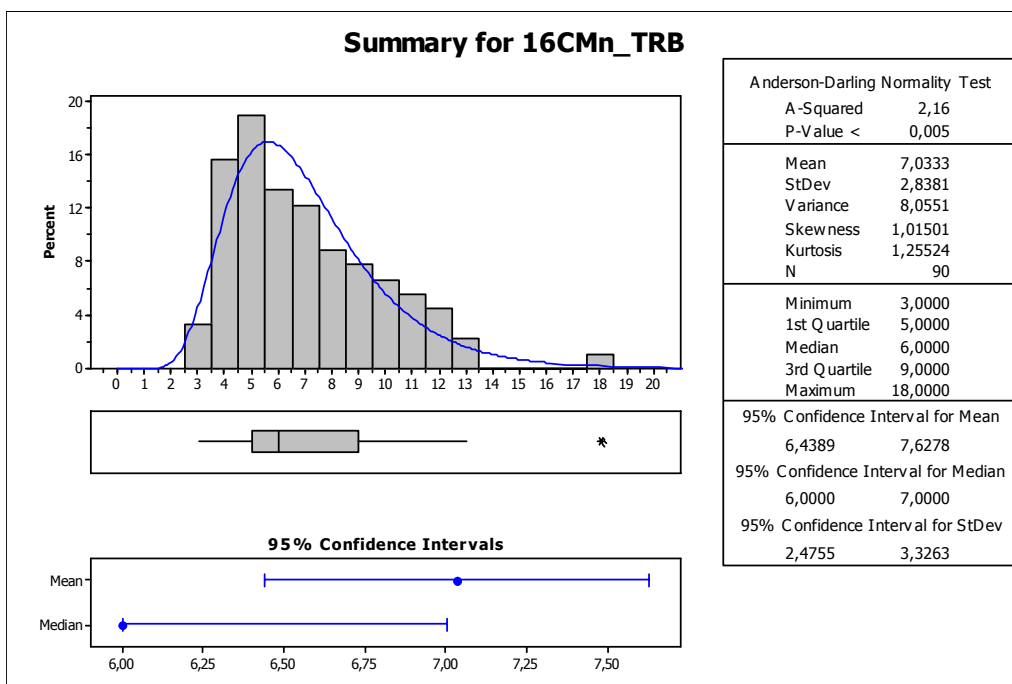
- Distribuição do TGA e identificação de média e desvio padrão.



- Distribuição do TGA e identificação de média e desvio padrão.

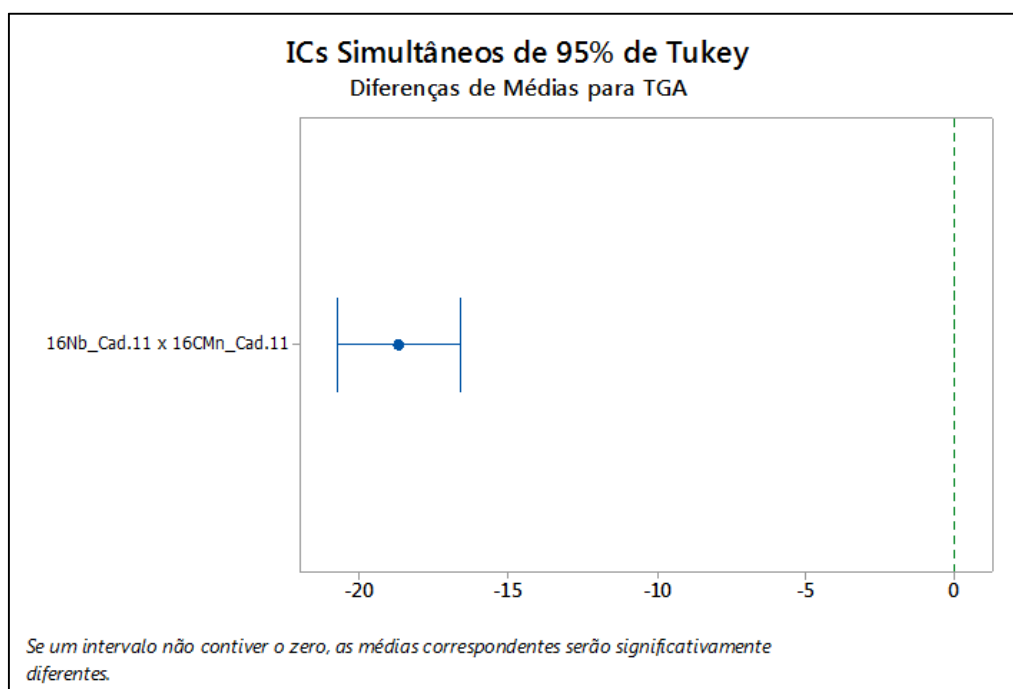
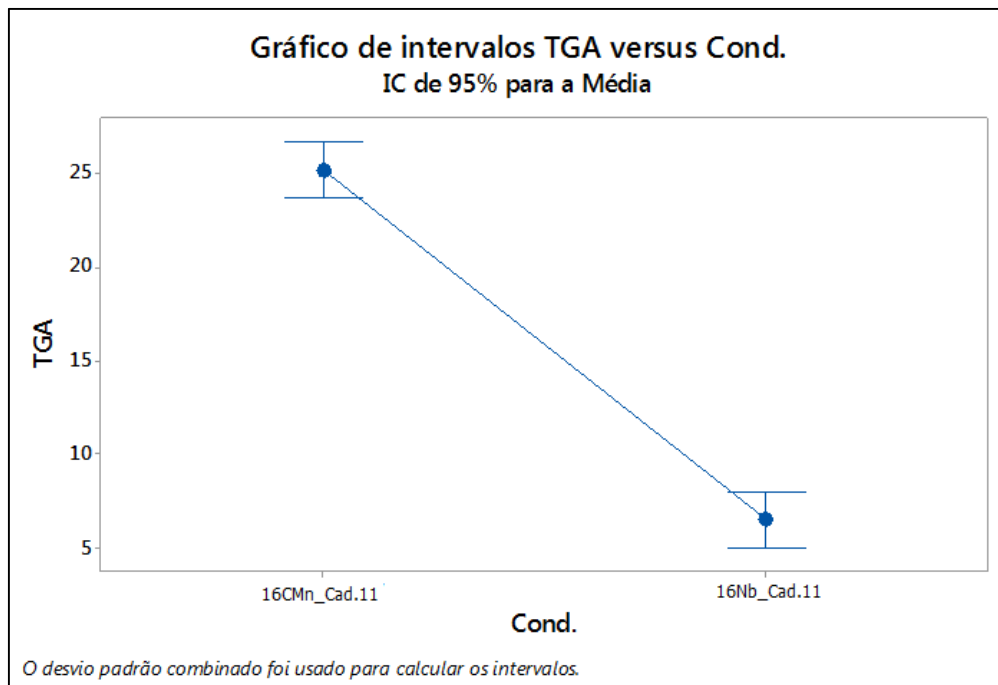


- Distribuição do TGA e identificação de média e desvio padrão.



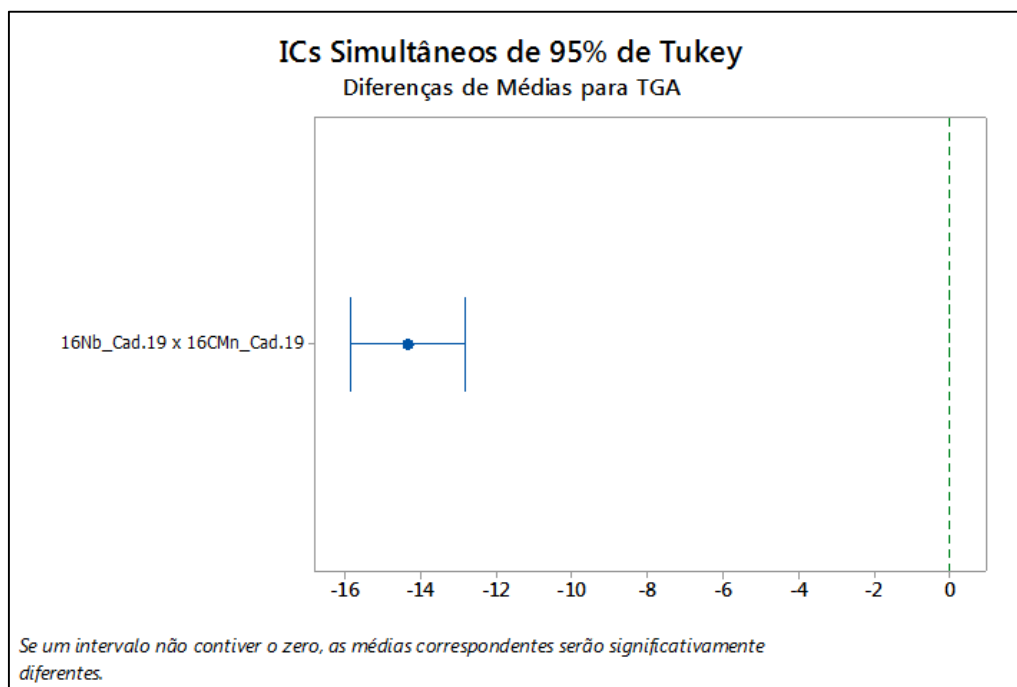
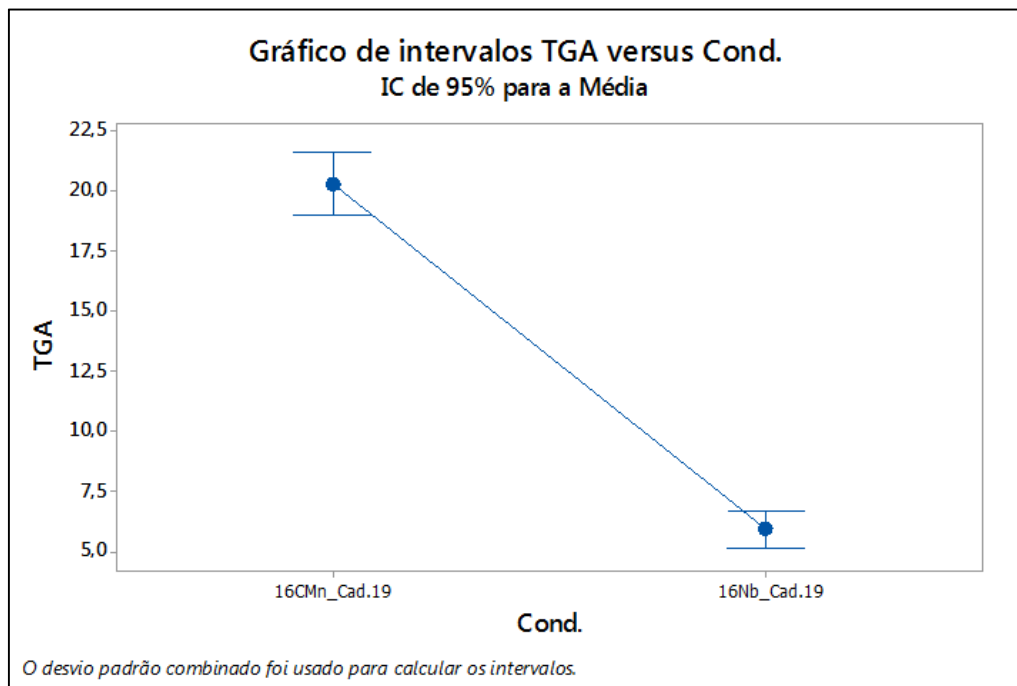
- Distribuição do TGA e identificação de média e desvio padrão.

- Teste de comparação de médias de TGA para a liga 16Nb versus 16CMn na Cad.11:



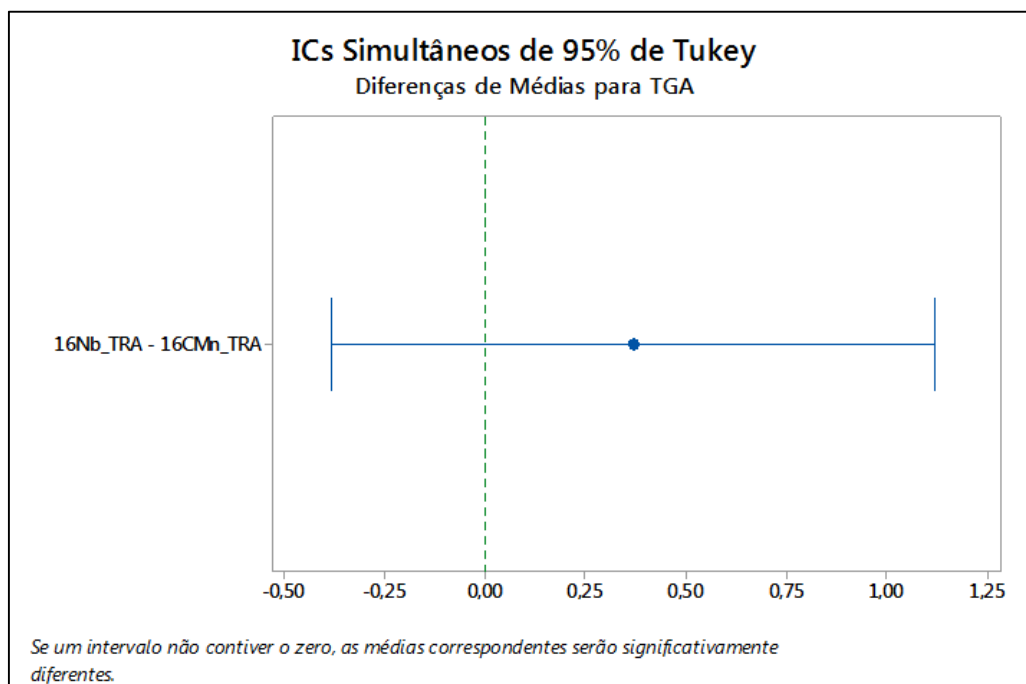
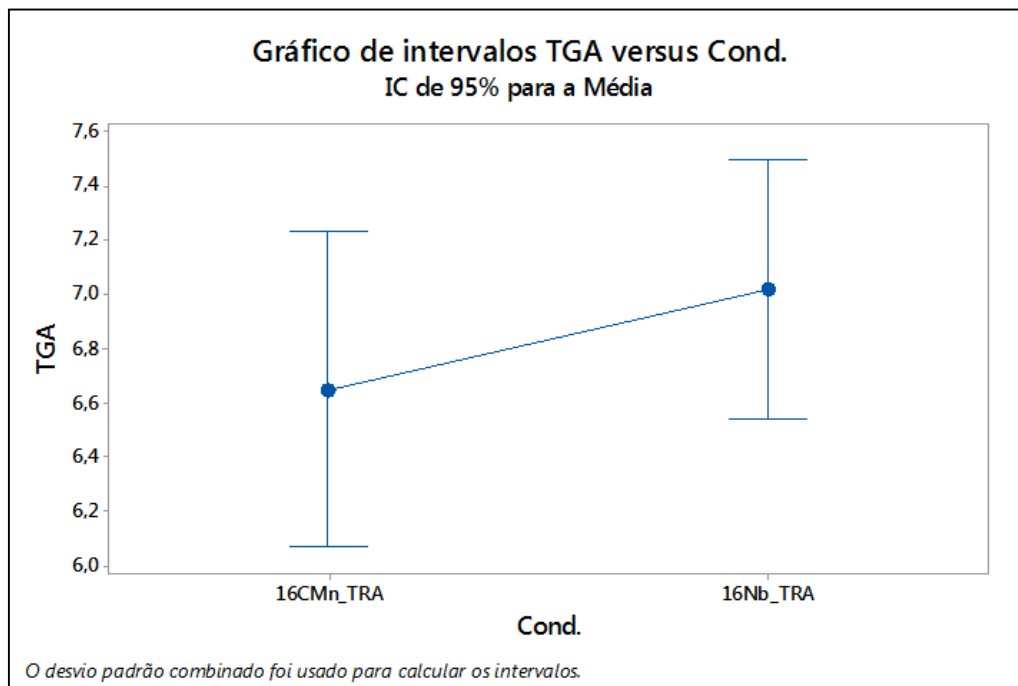
- O teste comprova que as médias de TGA são significativamente diferentes.

- Teste de comparação de médias de TGA para a liga 16Nb versus 16CMn na Cad.19:



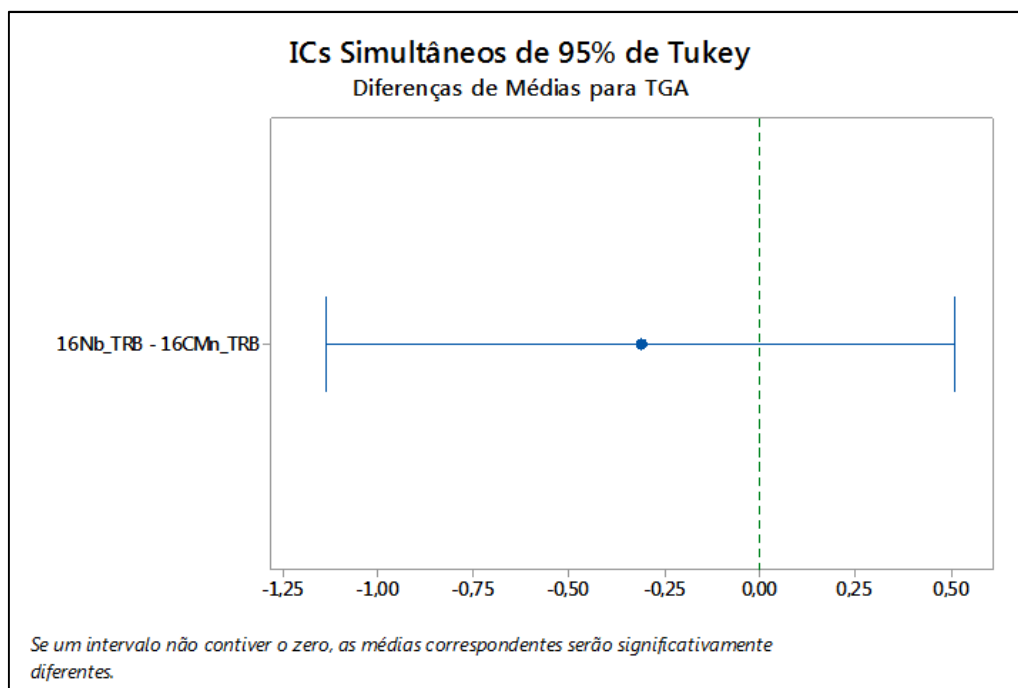
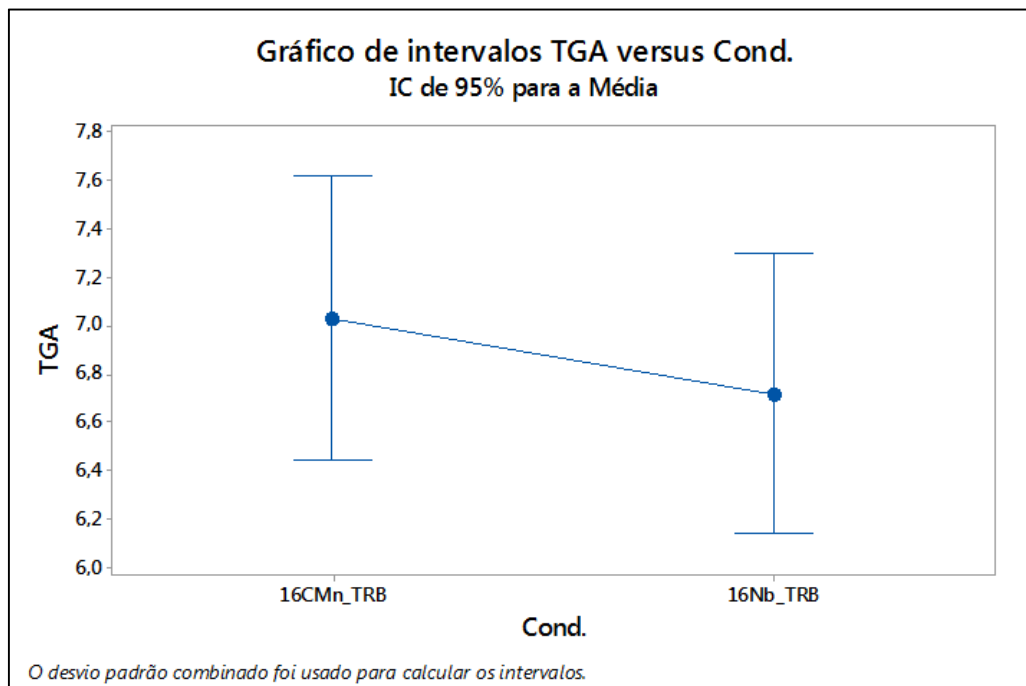
- O teste comprova que as médias de TGA são significativamente diferentes.

- Teste de comparação de médias de TGA para a liga 16Nb versus 16CMn sob TRA:



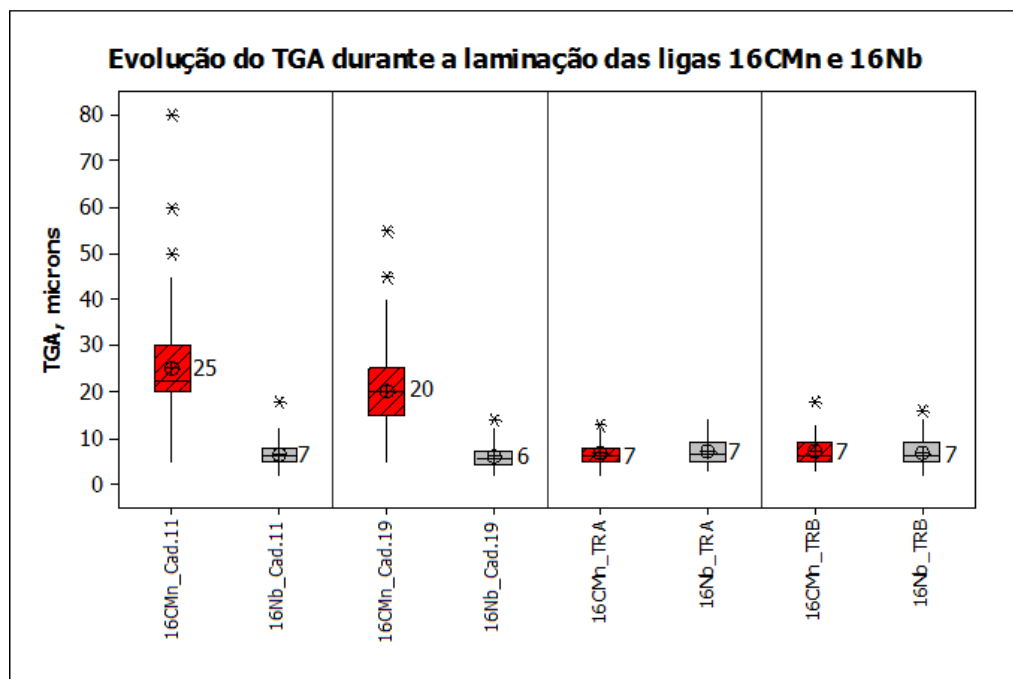
- O teste comprova que as médias de TGA não são significativamente diferentes.

- Teste de comparação de médias de TGA para a liga 16Nb versus 16CMn sob TRB:

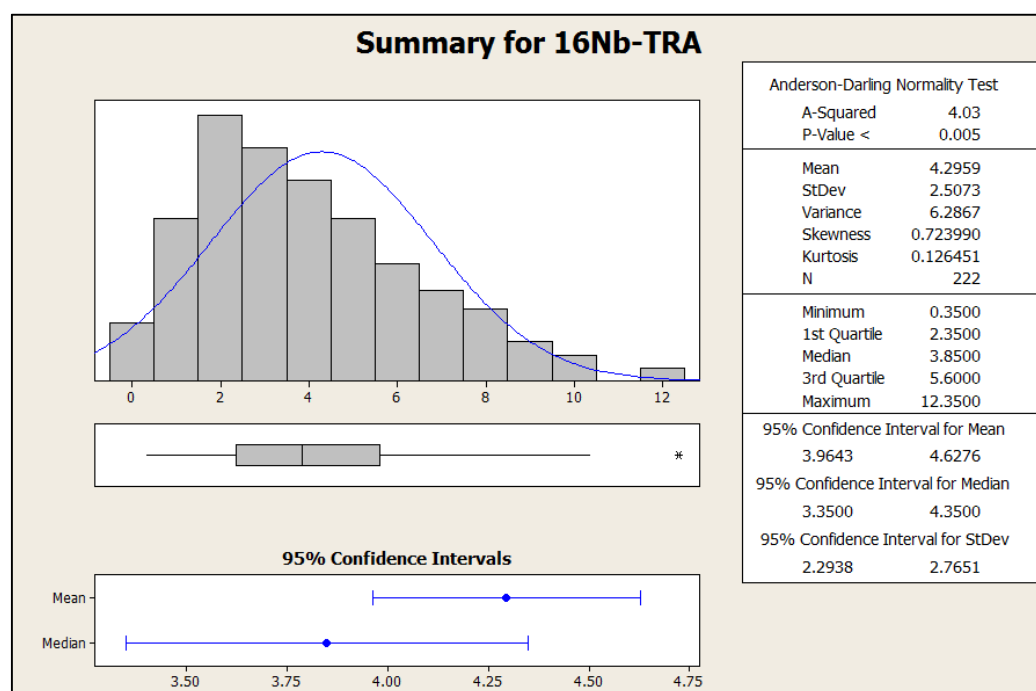


- O teste comprova que as médias de TGA não são significativamente diferentes.

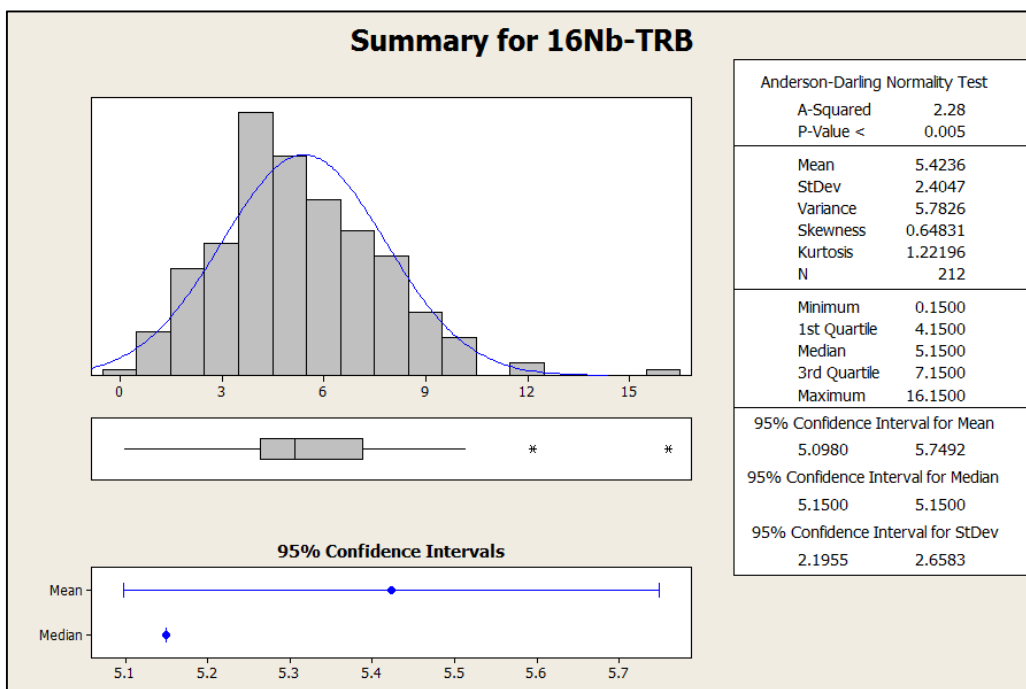
- Evolução do TGA durante laminação das ligas 16CMn e 16Nb:



- Distribuição do TGF, média e desvio padrão para a liga 16Nb:

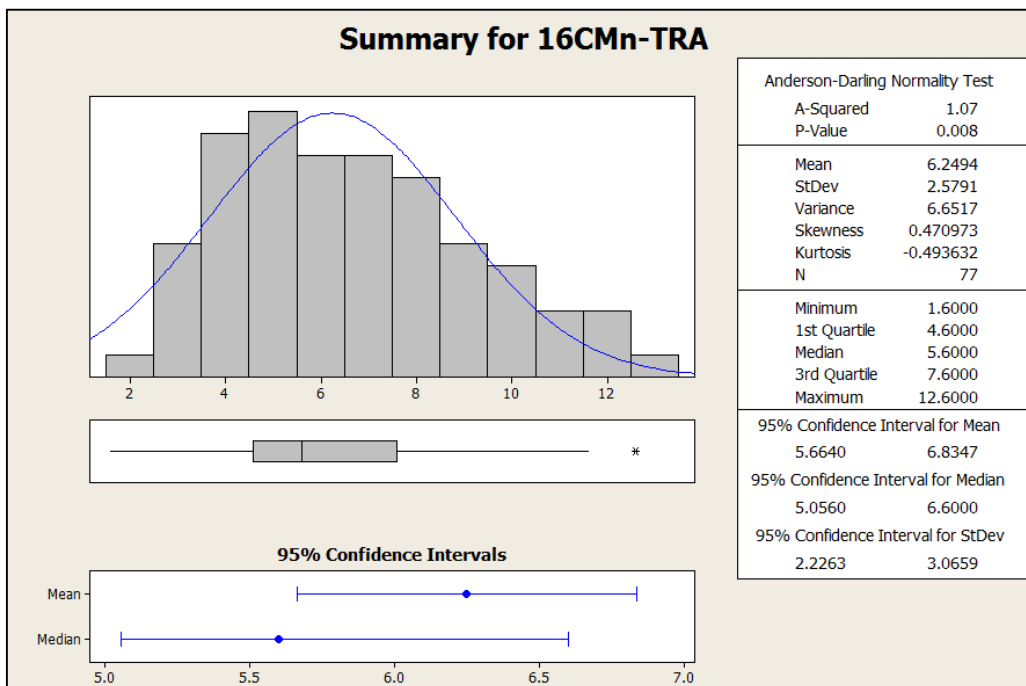


- Distribuição do TGF e identificação de média e desvio padrão.

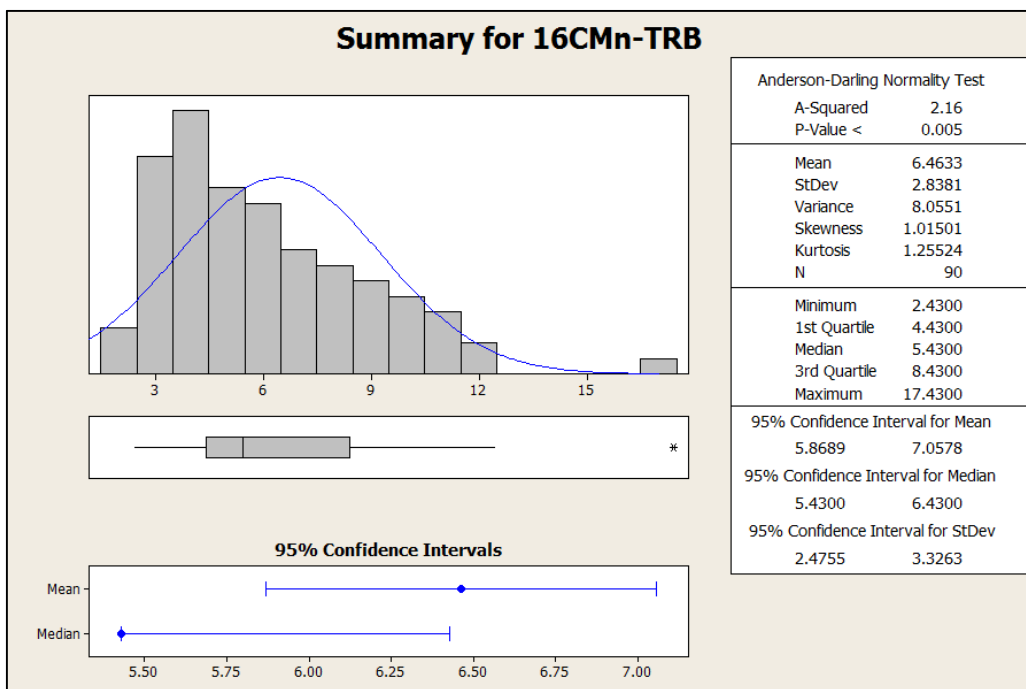


- Distribuição do TGF e identificação de média e desvio padrão.

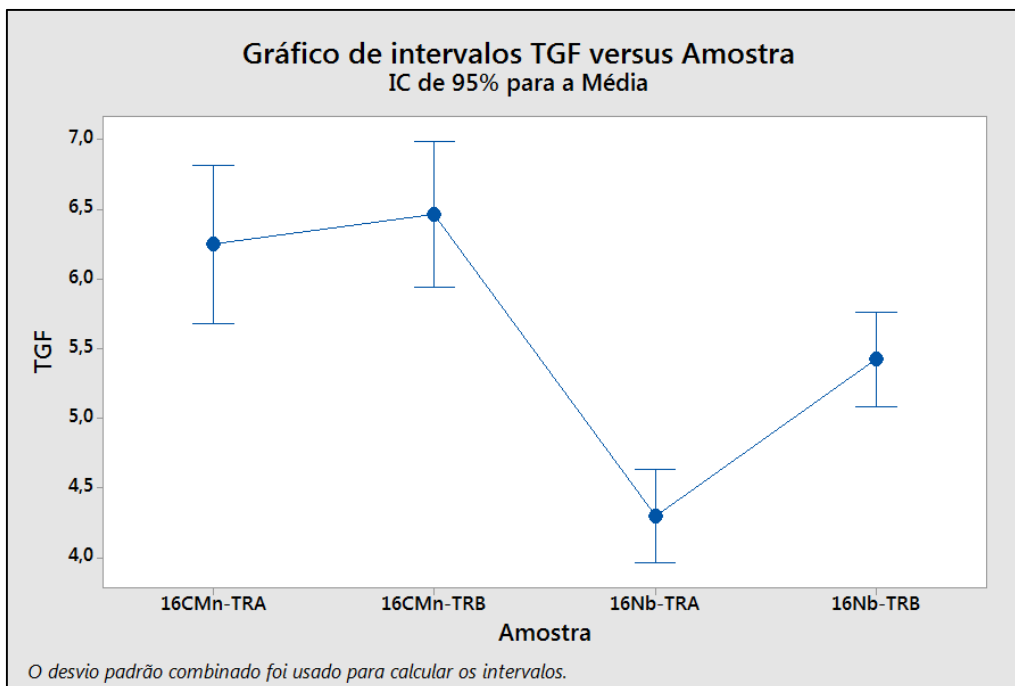
- Distribuição do TGF, média e desvio padrão para a liga 16CMn:

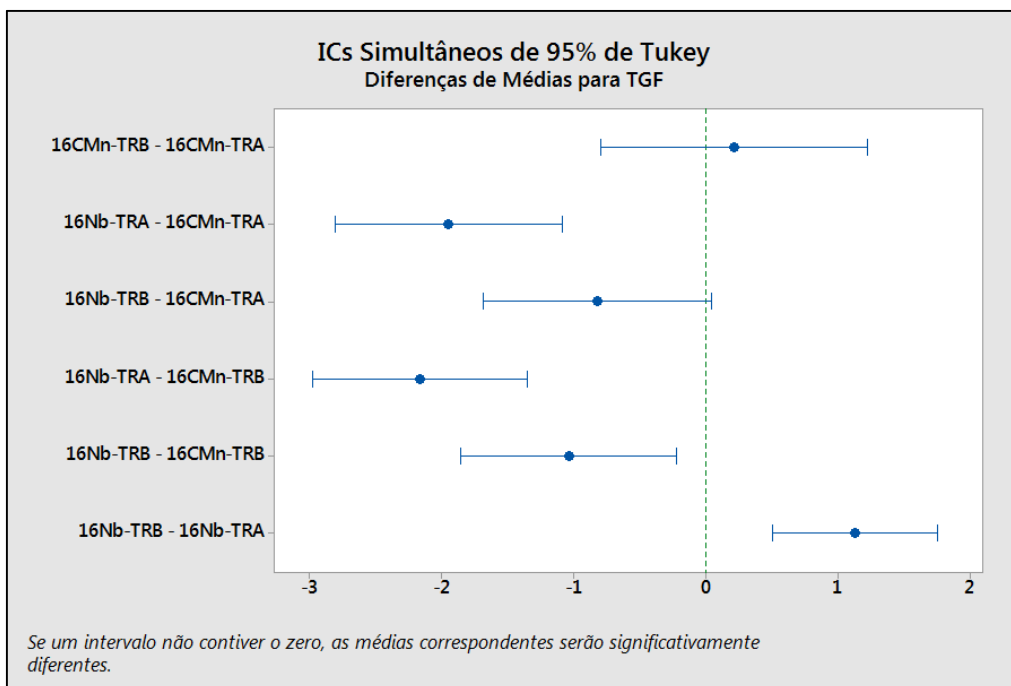


- Distribuição do TGF e identificação de média e desvio padrão.



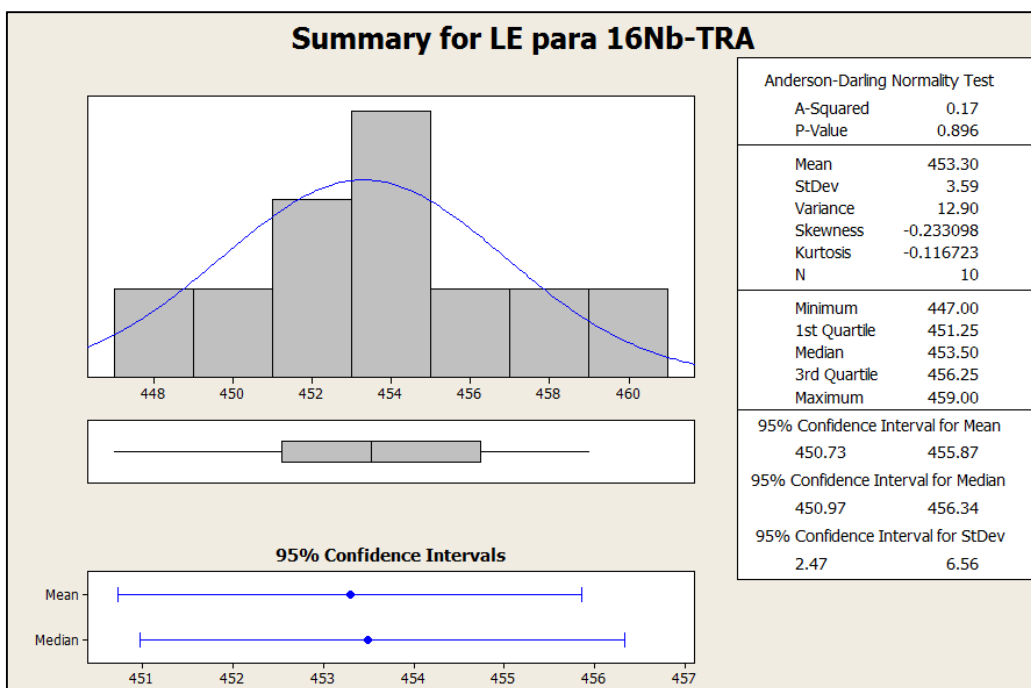
- Distribuição do TGF e identificação de média e desvio padrão.
- Teste de comparação de médias de TGF para a liga 16Nb versus 16CMn sob TRB:



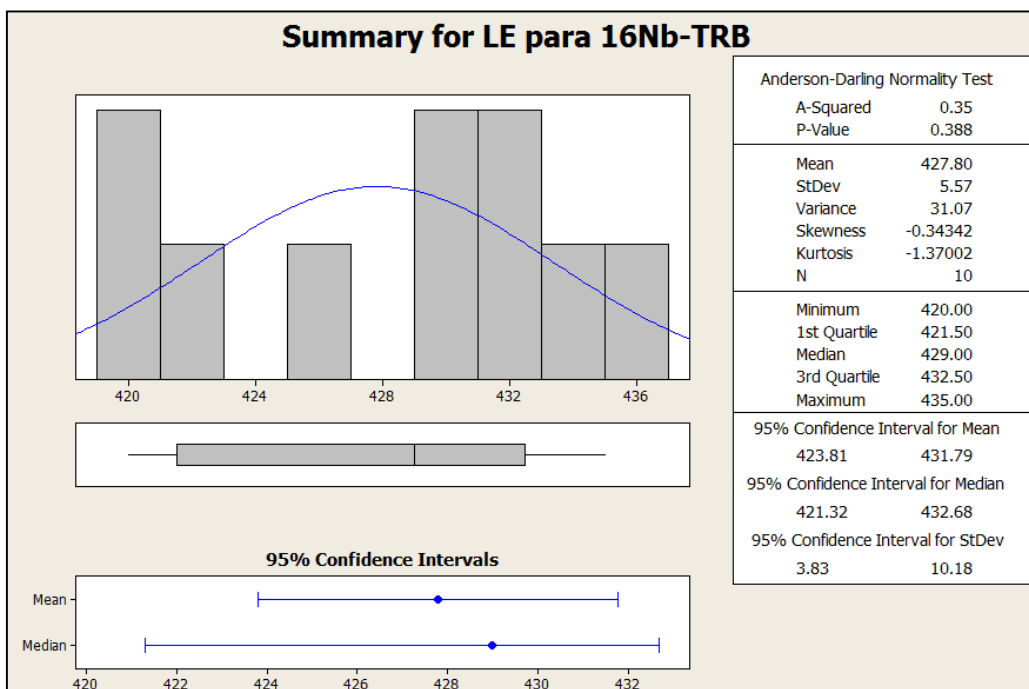


- O teste indica que as ligas 16CMn-TRB e 16CMn-TRA possuem as mesmas médias. Além disso, as ligas 16Nb-TRB e 16CMn-TRA também possuem as mesmas médias. As demais médias são todas significativamente diferentes entre elas.

• **Limite de Escoamento em MPa para a Liga 16Nb:**

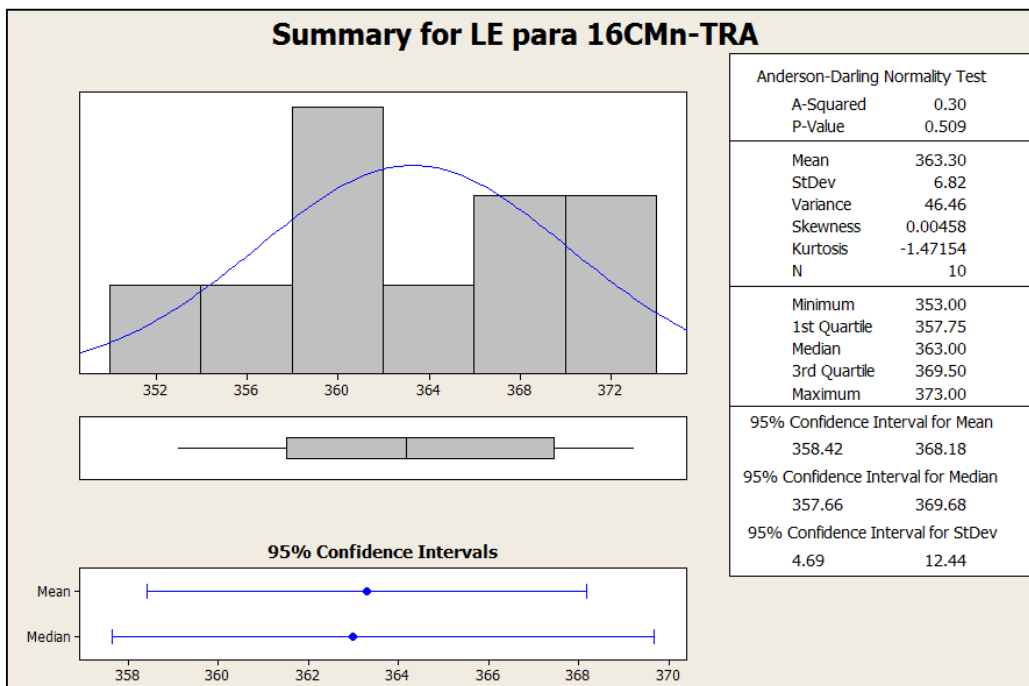


- Distribuição e indicação de média e desvio padrão.

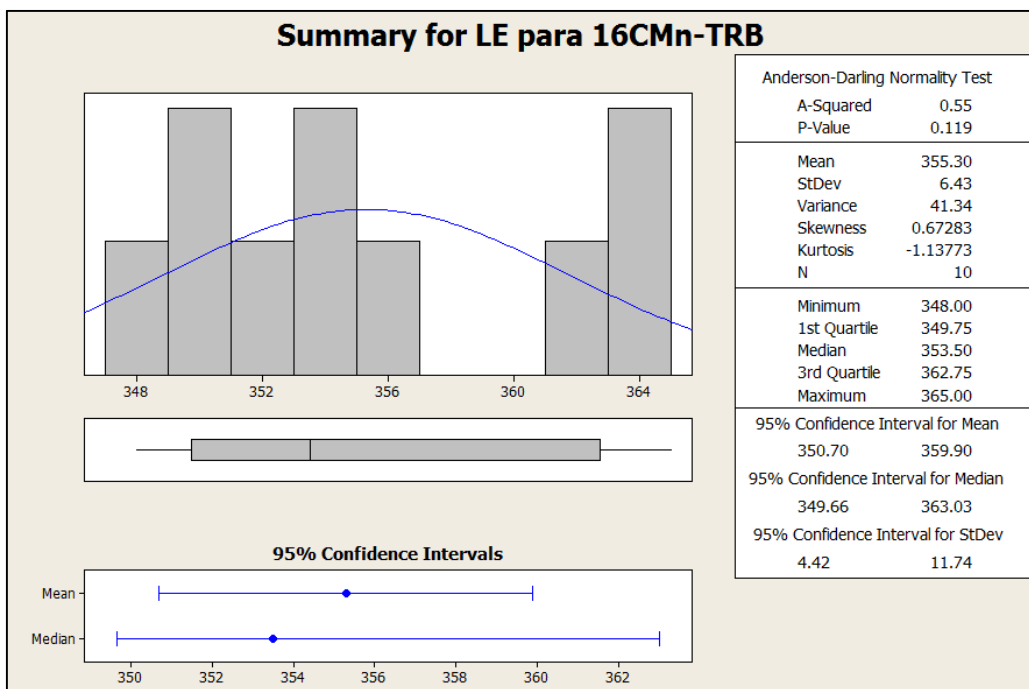


- Distribuição e indicação de média e desvio padrão.

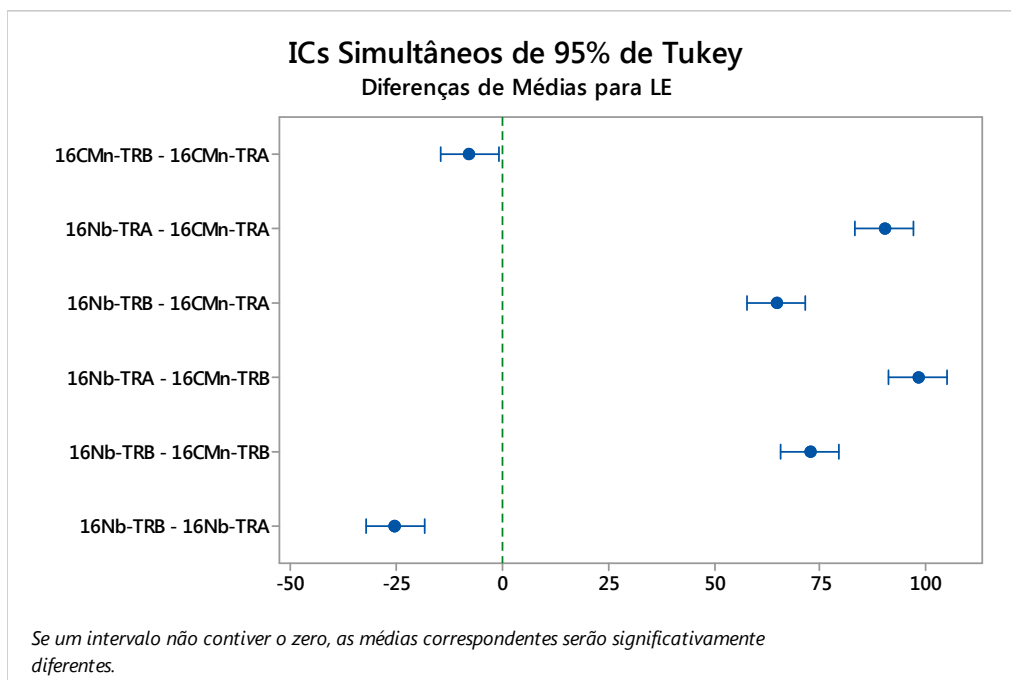
- Limite de Escoamento em MPa para a Liga 16CMn:



- Distribuição e indicação de média e desvio padrão.

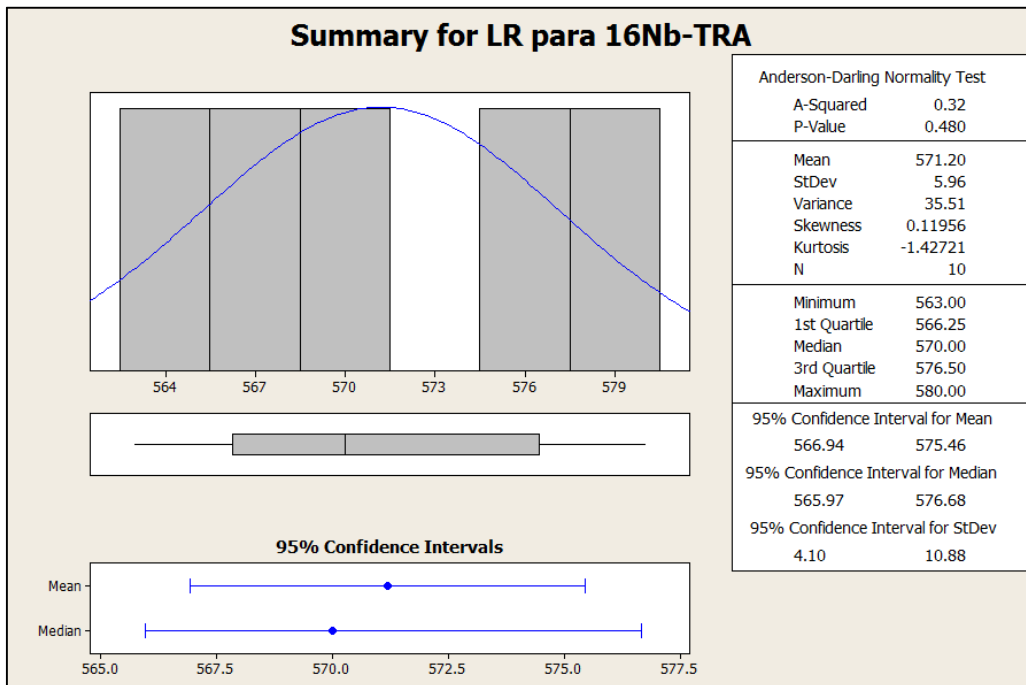


- Distribuição e indicação de média e desvio padrão.
- Teste de comparação de médias de LE para as liga 16Nb e 16CMn sob TRA e TRB:

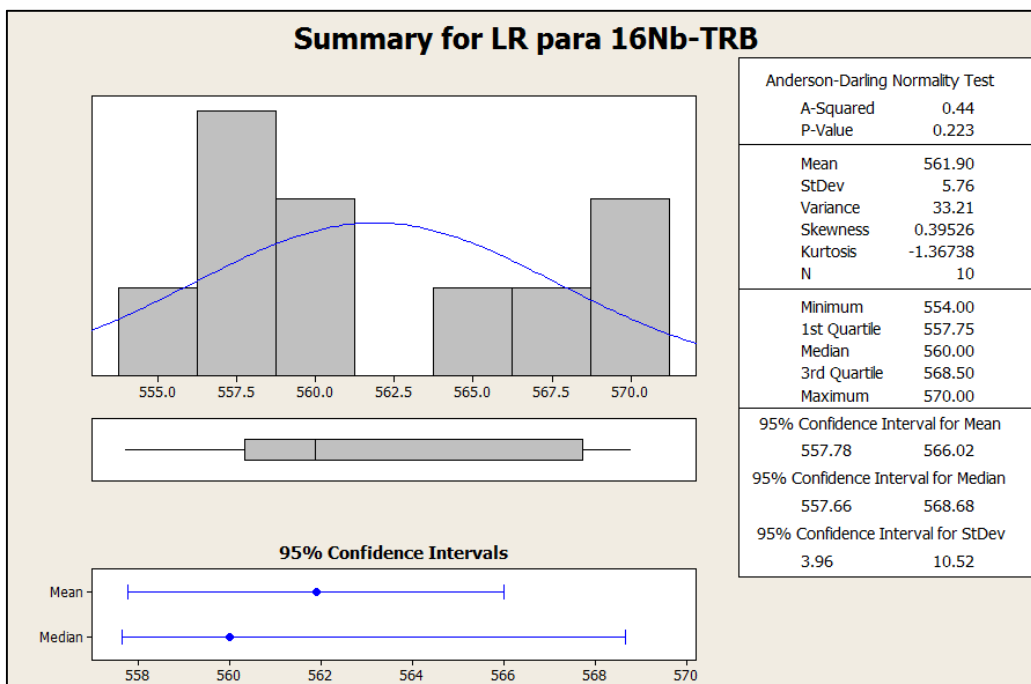


- O teste comprava que todas as médias de LE são significativamente diferentes.

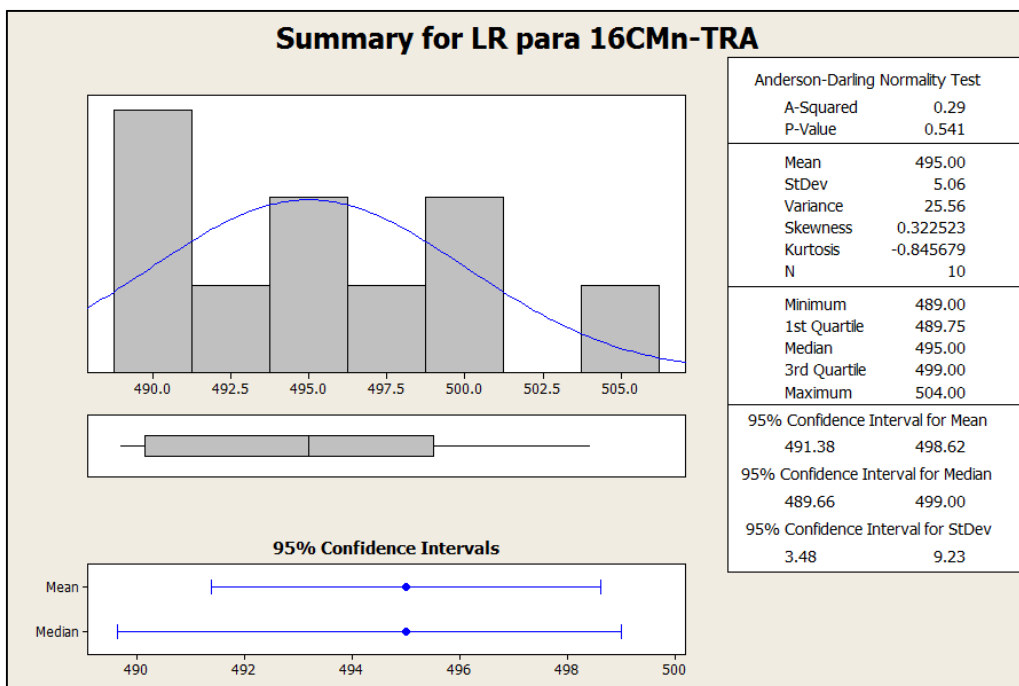
• Limite de Resistência em MPa para a Liga 16Nb:



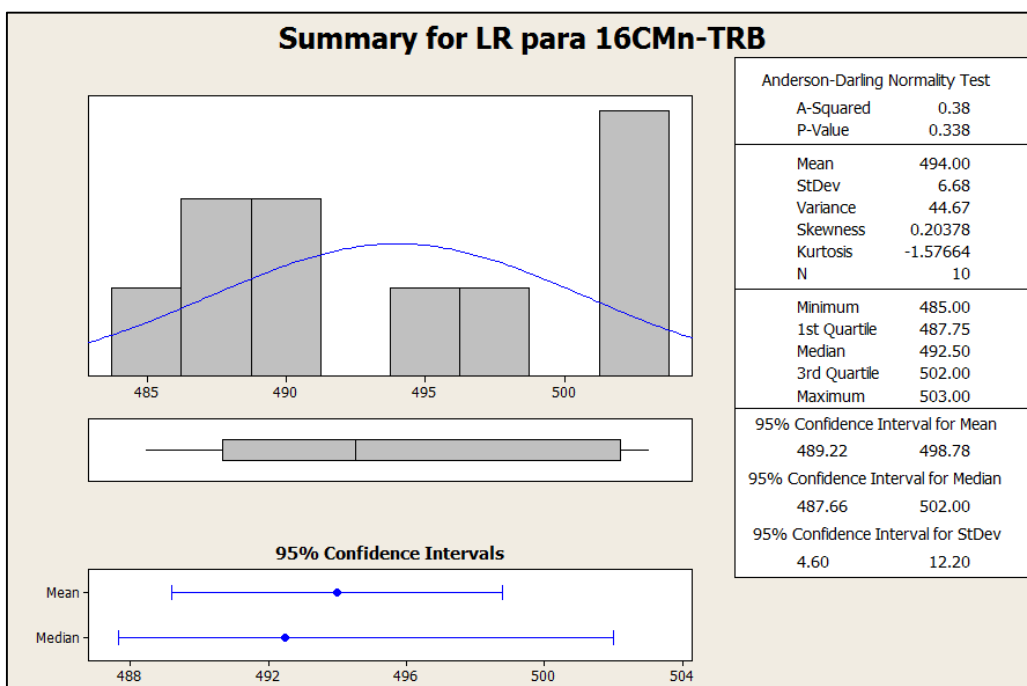
• Distribuição e indicação de média e desvio padrão.



• Distribuição e indicação de média e desvio padrão.

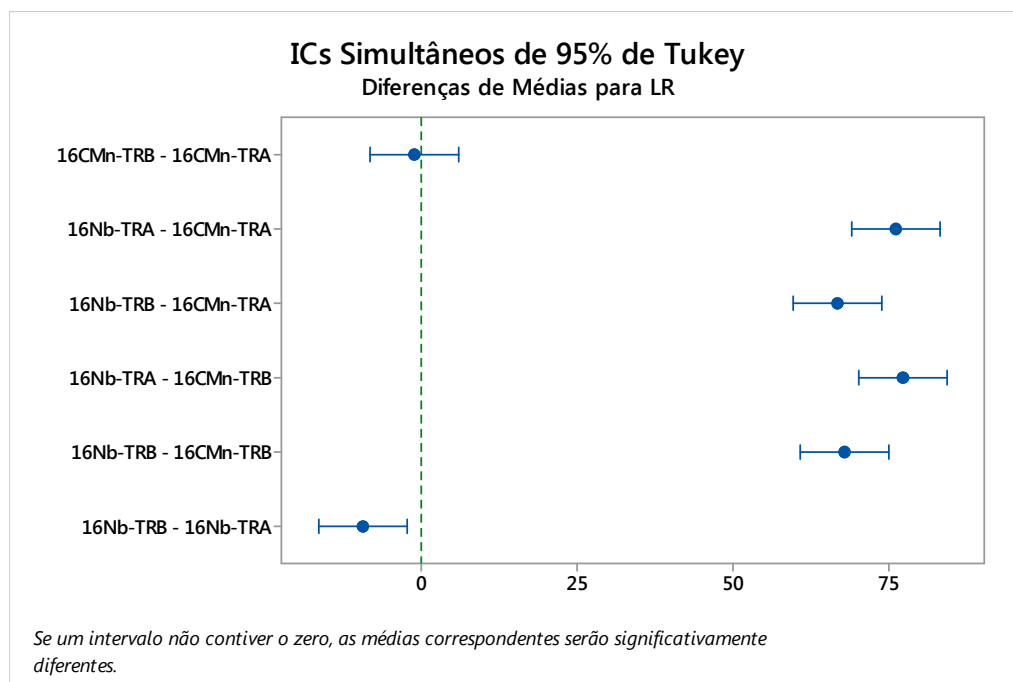


- Distribuição e indicação de média e desvio padrão.



- Distribuição e indicação de média e desvio padrão.

- **Teste de comparação de médias de LR para as liga 16Nb e 16CMn sob TRA e TRB:**



- O teste comprova que apenas as médias da liga 16CMn-TRB e 16CMn-TRA não são significativamente diferentes. As demais médias são todas significativamente diferentes entre elas.