

**VALDIR ANDERSON SILVÉRIO**

**ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO NA LAMINAÇÃO  
A QUENTE DE BARRAS DE AÇO MÉDIO CARBONO MICROLIGADO  
AO VANÁDIO - 38MnSiV5**

**São Paulo  
2008**

**VALDIR ANDERSON SILVÉRIO**

**ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO NA LAMINAÇÃO  
A QUENTE DE BARRAS DE AÇO MÉDIO CARBONO MICROLIGADO  
AO VANÁDIO - 38MnSiV5**

**Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São  
Paulo para obtenção do título de  
Mestre em Engenharia**

**São Paulo  
2008**

**VALDIR ANDERSON SILVÉRIO**

**ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO NA LAMINAÇÃO  
A QUENTE DE BARRAS DE AÇO MÉDIO CARBONO MICROLIGADO  
AO VANÁDIO - 38MnSiV5**

**Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São  
Paulo para obtenção do título de  
Mestre em Engenharia**

**Área de Concentração:  
Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais**

**Orientador:  
Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut**

**São Paulo  
2008**

## FICHA CATALOGRÁFICA

**Silvério, Valdir Anderson**

**Estudo da evolução do tamanho de grão na laminação a quente de barras de aço médio carbono microligado ao vanádio – 38MnSiV5 / V.A. Silvério. -- São Paulo, 2008.**

**86 p.**

**Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.**

**1. Aço carbono 2. Aço microligado ao vanádio 3. Laminação 4. Tamanho de grãos I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.**

## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha esposa Alessandra, que me apoiou e incentivou, compreendendo as renúncias e a dedicação para a realização deste trabalho.

Aos meus pais Valdir e Neusa, aos meus avós Inês, Belmiro (*in memoriam*), João (*in memoriam*) e Generosa (*in memoriam*), pelos seus ensinamentos, conselhos, apoio e incentivo em todos os momentos de minha vida.

À minha irmã Marissol e meu irmão Emerson pelo companheirismo e motivação.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao professor Dr. Ronald Lesley Plaut pelo total apoio, orientação e pelos ensinamentos necessários para a realização deste trabalho.

À empresa Aços Villares S.A., pela oportunidade de crescimento pessoal e profissional e por disponibilizar o tempo e recursos necessários para este trabalho.

Aos amigos da Villares, Engenheiros Eduardo da Silva P. Duarte, Luiz R. Moura Valle, Marcelo C. Carboni, Denise C. de Oliveira, Eduardo E. Guilherme, Carlos E. F. Picolli, Luiz R. Morais Jr, Nicolau de A. Santos e aos Técnicos Valdomiro Fraga, João M. da Mota, Geraldo G. Oliveira Jr, Antônio Cícero e Fábio Aquino, pelo apoio, sugestões, críticas e discussões sobre o tema.

Ao pessoal “ponta-firme” dos Laboratórios Metalúrgicos e P&D de Mogi das Cruzes e Pindamonhangaba da Aços Villares, pelos ensaios realizados e pelo exemplo de profissionalismo e dedicação.

Ao professor Dr. Oscar Balancin da UFSCar pela realização dos ensaios de torção.

À minha amada esposa Alessandra de Siqueira, pelo seu apoio incondicional, incentivo e compreensão em todos os momentos.

À minha família que não poupou esforços e recursos para me fazer chegar onde estou.

Agradeço a todos que colaboraram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

Agradeço ao Deus do meu coração, por sua generosidade em conceder-me a vida, amor, paz, e também a saúde e a perseverança, elementos imprescindíveis para a consolidação das conquistas.

“ Hoje me sinto mais forte, mais feliz quem sabe.  
Só levo a certeza, de que muito pouco sei, ou nada sei.  
...Cada um de nós compõe a sua própria história e  
cada ser em si, carrega o dom de ser capaz, de ser feliz. “

(Renato Teixeira)

## RESUMO

Os aços microligados ao vanádio são usados em peças automotivas forjadas, tais como virabrequins e bielas. Através de equações matemáticas que descrevem a cinética de recristalização e de crescimento de grão, foi desenvolvida uma rotina em planilha para simular a evolução dos tamanhos de grão austeníticos durante os passes de laminação em função da temperatura, taxa de deformação, tempo entre passes e características do material. O resultado do tamanho de grão ferrítico calculado final, foi comparado com os tamanhos de grãos de amostras retiradas da laminação e de amostras realizadas por simulação física (ensaio de torção a quente). Esta comparação entre modelamento matemático e simulação física com o processo de laminação, demonstra que é possível calcular e descrever a evolução microestrutural e mostra que o principal mecanismo de controle do refino de grão envolvido em uma laminação de não planos com trens abertos é o de recristalização estática, para as condições existentes na usina onde foi efetuado o presente estudo.

Palavras-chave: Tamanho de grão. Aço microligado ao vanádio. Laminação de não planos.



## **ABSTRACT**

Microalloyed steels are used as forging stock for many automotive parts such as crankshafts and connecting rods. Using mathematical equations describing the recrystallization kinetics and grain growth, a spreadsheet has been developed to simulate the austenitic grain size evolution during bar rolling mill schedules as a function of temperature, strain rate and time between passes. The calculated ferritic grain size was compared with samples taken from the process and physical simulation (torsion testing). Comparison between mathematical modeling and physical simulation with the plant bar rolling mill process shows that it is possible to predict the microstructural evolution and confirm the main grain refinement control mechanism as being static recrystallization, under the conditions prevailing in the plant where this study has been carried out.

Key words: Grain size. Microalloyed steel. Bar rolling.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Princípios e parâmetros principais do modelamento matemático e processamento mecânico a quente.....	20
Figura 2 - Influência do refino de grão e a precipitação no aumento da resistência mecânica dos aços microligados ao vanádio.....	22
Figura 3 - Nos aços microligados ao vanádio, o aumento do teor de nitrogênio reduz o tamanho dos precipitados.....	23
Figura 4 - Nos aços microligados ao vanádio, o endurecimento por precipitação aumenta com o aumento do teor de nitrogênio e carbono.....	24
Figura 5 - Gráfico comparativo de processos de forjamento convencional e os tratamentos térmicos subseqüentes para aços carbono e baixa liga (SAE 1548) e o processo de peças forjadas para aços microligados (C38Mod-BY).....	26
Figura 6 - Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização).....	28
Figura 7 - Produtos de solubilidade dos diversos nitretos em aço, inibidores de crescimento de grão austenítico.....	30
Figura 8 - Produtos de solubilidade dos diversos carbonetos, inibidores de crescimento de grão austenítico.....	31
Figura 9 - Produtos de solubilidade dos diversos carbonetos e nitretos.....	31
Figura 10 - Correlação entre a cinética de recristalização avaliada experimentalmente e o comportamento previsto pelas eqs. (3) e (4.1) para aços C-Mn.....	37
Figura 11 - Grau de correlação entre cinética de recristalização avaliada experimentalmente para Ti-V e o comportamento previsto pelas eqs. (3) e (5).....	39
Figura 12 - Correlação entre o tamanho de grão recristalizado estaticamente, deformação, tamanho de grão pré-existente e temperatura para austenita de aço C-Mn.....	40
Figura 13 - Correlação entre grão recristalizado estaticamente, deformação, tamanho de grão pré-existente e temperatura para austenita de aço Ti-V.....	41

Figura 14 - Correlação entre o $D_{\alpha}$ observado em aços Ti-V-N e o valor de $D_{\alpha}$ calculado com base no tamanho de grão austenítico da eq.(13).....	48
Figura 15 - Representação do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção.....	51
Figura 16 - Ilustração esquemática do ciclo térmico empregado nos ensaios isotérmicos até a fratura.....	52
Figura 17 - Ilustração esquemática do ciclo termomecânico empregado nos ensaios isotérmicos com duas etapas de deformação.....	53
Figura 18 - Representação esquemática do ciclo termomecânico imposto em ensaios realizados com múltiplas deformações em resfriamento contínuo.....	54
Figura 19- Fluxograma do processo de aciaria.....	55
Figura 20 - Fluxograma de laminação de tarugos.....	56
Figura 21 – <i>Lay-out</i> da laminação.....	57
Figura 22 - Forno de reaquecimento de tarugos.....	58
Figura 23 - Exemplo ilustrativo de cilindros em um laminador de desbaste trio...	59
Figura 24 - laminador trio no primeiro passe de desbaste.....	59
Figura 25 - Seqüência de passes de acabamento realizada após os passes de desbaste.....	60
Figura 26 - Passes 6 e 11 nas cadeiras acabadoras trio-duo-duo-trio.....	61
Figura 27 - Detalhe do último passe (11 <sup>o</sup> ) na cadeira acabadora.....	61
Figura 28 - Leito de resfriamento de barras e tesoura no fim do processo (esquerda).....	62
Figura 29 - Representação esquemática da máquina de tração a quente.....	67
Figura 30 - Foto da máquina horizontal de ensaios de torção a quente.....	67
Figura 31 - Desenho do corpo de prova utilizado para o ensaio de torção.....	68
Figura 32 - Foto do corpo de prova usinado com o esquema da posição do termopar (em branco) localizado no centro do corpo de prova e a distância de 1 mm da seção útil.....	68
Figura 33- representação esquemática do ensaio realizado. Os números indicam os estágios em que a amostra foi deformada.....	69
Figura 34 - Relatório do programa de ensaio de torção a quente( set-up e	

dados do ensaio).....	70
Figura 35 - Fragmento da planilha mostrando a inserção inicial de dados.....	71
Figura 36 – Gráfico de temperatura final de laminação versus tamanho de grão ferrítico, onde mostra que para uma bitola de 40 mm temos uma taxa de resfriamento natural de 0,25°C/s.....	72
Figura 37 – Gráfico da taxa de resfriamento versus bitola (pontos experimentais de Roberts et al <sup>13</sup> ) onde através da curva de tendência (potência) se obteve a equação para a extrapolação da bitola de 71mm .....	72
Figura 38 - a) Grãos “ferríticos-perlíticos” do tarugo após reaquecimento a 1150 °C. Tamanho de grão médio de 400 μm +/-20 . Ataque : Nital 5% b) Grãos da amostra do tarugo temperado a 1150 °C. Tamanho de grão médio de 364 μm +/-20 . Ataque: Picral.....	76
Figura 39 - Grãos ferrítico–perlíticos da barra após o 5º passe a 1079°C . Tamanho de grão médio de 20 μm +/- 2 . Ataque: Nital 5%.....	76
Figura 40 - a) Grãos “ferríticos–perlíticos” da barra final após o 11º passe a 880°C. Tamanho de grão médio de 14 μm +/-1 . Ataque: Nital 5%. b) Grãos da amostra da barra temperada a 880°C . Tamanho de grão médio de 12 μm +/-1 . Ataque Picral.....	77
Figura 41 - Desenho esquemático mostrando detalhes do corte da amostra para as observações microestruturais.....	78
Figura 42 - a) Grãos “ferríticos–perlíticos” do corpo de prova de ensaio de torção após 11 deformações. Tamanho de grão médio de 16 μm +/- 1. Ataque: Nital 5%. b) Grãos da amostra temperada após 11 deformações do ensaio de torção. Tamanho de grão médio de 14μm+/- 1. Ataque: Picral.....	78
Figura 43 – Gráfico logarítmico da evolução do tamanho de grão austenítico recristalizado(♦) e seu crescimento de grão (•). Comparativo entre tamanho de grão ferrítico calculado (▲) , tamanho de grão ferrítico experimental (■) e tamanho de grão ferrítico do ensaio de torção (*)	79
Figura 44 – Evolução do tamanho de grão austenítico para diferentes tamanhos de grãos iniciais.....	82
Figura 45 – Curvas de tensão versus deformação equivalentes, obtidas na simulação física da seqüência de passes com ensaios de torção a quente.....	83

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Diferenças entre vanádio e nióbio nos mecanismos de endurecimento .....	24
Tabela 2 - Produtos de solubilidade para as diversas partículas [M][X].As concentrações se encontram expressas em porcentagem de peso	30
Tabela 3 – Composição química estudada por Roberts et al.....	37
Tabela 4 - Composição química do aço utilizado (%em peso).....	62
Tabela 5 - Esquema de amostragem.....	63
Tabela 6 - Diâmetros dos cilindros (mm).....	64
Tabela 7 - Temperaturas médias de cada passe (°C).....	65
Tabela 8 - Rotações das cadeiras em cada passe (rpm).....	65
Tabela 9 - Tempos de interpasse (s).....	66
Tabela 10 - Planilha de cálculos para a evolução do tamanho de grão austenítico.....	73
Tabela 11- Tamanhos de grãos ferrítico-perlíticos (µm).....	75
Tabela 12 - Fragmento da planilha de cálculo com valores reais de $\epsilon$ , $\dot{\epsilon}$ , $t_{0,5}$ , $D_{rec}$ e $D_{cg}^2$ , onde se verifica o aumento indesejado dos tamanhos de grãos recristalizados ( $D_{rec}$ ) nos passes 4 e 7 comparados com os tamanhos de grãos após o crescimento( $D_{cg}^2$ ).....	80
Tabela 13 - Fragmento da planilha de cálculo que simula o efeito do aumento da deformação no refino de grão recristalizado nos passes 4 e 7...	81

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\varepsilon$	Deformação
T	Temperatura
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação
$\gamma$	Austenita
$\alpha$	Ferrita
VN	Nitreto de vanádio
VC	Carboneto de vanádio
TiN	Nitreto de titânio
$\varepsilon_p$	Deformação de pico
MeN	Nitreto do elemento metálico Me
Me	Elemento metálico em solução na austenita
N	Elemento nitrogênio em solução na austenita
Ks	Produto de solubilidade
[%Me]	Porcentagem em peso do elemento metálico
[%N]	Porcentagem em peso de nitrogênio
AlN	Nitreto de alumínio
Nb(CN)	Carbonitreto de nióbio
NbC	Carboneto de nióbio
NbN	Nitreto de nióbio
TiC	Carboneto de titânio
Ar <sub>3</sub>	Temperatura crítica de resfriamento (Fe- $\alpha$ )
D <sub><math>\alpha</math></sub>	Tamanho de grão ferrítico
X	Fração recristalizada
D <sub>0</sub>	Tamanho de grão inicial
t <sub>0,5</sub>	Tempo para 50% de recristalização

A	Área
$Q_{rec}$	Energia de ativação
$\tau$	Energia das discordâncias
$\rho_o$	Densidade de discordâncias geradas pela deformação
S	Energia de contorno de grão da austenita
r	Raio de partículas esféricas
f	Fração volumétrica
$k_x$	Constante de proporcionalidade
$D_{bp}$	Tamanho de grão no <i>breakpoint</i>
$M_d$	Mobilidade de discordâncias
$\rho$	Densidade de discordâncias
$\epsilon_{ff}$	Deformação retida
$D_\gamma$	Tamanho de grão austenítico
$\sigma$	Tensão
M	Torque aplicado
$\theta$	Ângulo de rotação
R	Taxa de resfriamento
Z	Parâmetro de Zener-Hollomon
$V_p$	Velocidade periférica do cilindro
$D_c$	Diâmetro do cilindro
n	Rotação

# SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>18</b>
<b>1.2 JUSTIFICATIVA.....</b>	<b>18</b>
<b>2 REVISÃO DA LITERATURA.....</b>	<b>22</b>
2.1 EFEITOS DOS MICROLIGANTES NO AÇO.....	22
2.2 EFEITOS DOS MICROLIGANTES NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO.....	25
2.3 APLICAÇÃO DAS BARRAS LAMINADAS DE AÇO MICROLIGADO NO PROCESSO SUBSEQÜENTE DE FORJARIA.....	25
2.4 RECRISTALIZAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO NA LAMINAÇÃO A QUENTE.....	27
2.5 PRODUTO DE SOLUBILIDADE.....	28
2.6 EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DURANTE A RECRISTALIZAÇÃO DE AÇOS MICROLIGADOS AO VANÁDIO..	32
2.6.1 <b>Modelo para a evolução microestrutural durante a recristalização a quente.....</b>	<b>34</b>
2.6.2 <b>Cinética da recristalização estática.....</b>	<b>35</b>
2.6.3 <b>Tamanho de grão recristalizado.....</b>	<b>39</b>



<b>2.6.4 Crescimento de grão.....</b>	<b>41</b>
<b>2.6.5 Recuperação estática.....</b>	<b>44</b>
<b>2.6.6 Descrição da rotina de cálculo.....</b>	<b>45</b>
2.6.6.1 Recristalização completa nos interpasses.....	46
2.6.6.2 Recristalização de interpasses parcial (mista).....	46
<b>2.6.7 Relação entre tamanho de grão austenítico e tamanho de grão ferrítico.....</b>	<b>47</b>
<b>2.6.8 Influência do esquema de passes no grau de refino microestrutural.....</b>	<b>48</b>
<b>2.7 SIMULAÇÃO FÍSICA DO PROCESSAMENTO METALÚRGICO.....</b>	<b>49</b>
2.7.1 Ensaio de torção a quente.....	50
2.7.2 Experimentos que podem ser realizados com a simulação física.	52
2.7.3 Ensaios isotérmicos e contínuos até a fratura.....	52
2.7.4 Ensaios isotérmicos e interrompidos com duas deformações.....	53
2.7.5 - Ensaios com múltiplas deformações em resfriamento contínuo.	53
2.7.6 Dados experimentais que podem ser obtidos.....	54
<b>3 METODOLOGIA.....</b>	<b>55</b>
3.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO AÇO.....	55

3.1.1 <b>Aciaria</b> .....	55
3.1.2 <b>Laminação</b> .....	56
3.1.3 <b>Seqüência de passes para laminação de barras redondas</b> .....	58
3.2 MATERIAL .....	62
3.3 COLETA DE AMOSTRAS E PARÂMETROS NA LAMINAÇÃO.....	63
3.3.1 <b>Amostras</b> .....	63
3.3.2 <b>Coleta de dados e parâmetros</b> .....	64
3.3.2.1 Diâmetro de trabalho do cilindro.....	64
3.3.2.2 Temperatura.....	65
3.3.2.3 Rotação do cilindro.....	65
3.3.2.4 Tempo de interpasse.....	65
3.4 ENSAIO DE TORÇÃO.....	66
3.4.1 <b>A máquina de ensaios de torção a quente utilizada</b> .....	66
3.4.2 <b>Geometria dos corpos de prova para o ensaio de torção a quente</b>	68
3.4.3 – <b>Parâmetros dos ensaios de torção a quente</b> .....	69
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>71</b>

4.1 PLANILHA DE CÁLCULOS.....	71
4.2 METALOGRAFIA DA EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO EXPERIMENTAL.....	75
4.3 OBSERVAÇÕES MICROESTRUTURAIS NO ENSAIO DE TORÇÃO.....	77
4.4 MODELAMENTO MATEMÁTICO DA LAMINAÇÃO DE BARRAS.....	79
4.5 CURVA DE ESCOAMENTO PLÁSTICO – ENSAIO DE TORÇÃO.....	82
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>84</b>
<b>6 REFERÊNCIAS.....</b>	<b>85</b>

# 1 INTRODUÇÃO

Este trabalho tem como objetivo, estudar e analisar o comportamento dos parâmetros de processo na evolução do tamanho de grão na laminação a quente de barras de aço médio carbono microligado ao Vanádio (38MnSiV6), através do modelamento matemático com equações da literatura técnica, comparando com dados experimentais de laminação e simulação física.

A aplicação do subproduto laminado de aço microligado ao vanádio é realizada em processos subseqüentes que, para este tipo de aço, é o processo de forjamento. As barras são utilizadas como matéria-prima para o forjamento de peças e componentes para a indústria automobilística como, por exemplo, bielas, cruzetas e virabrequins.

O interesse no uso de aços microligados em componentes forjados está justamente no seu processamento. Eles conseguem alcançar altos níveis de resistência mecânica e tenacidade, com um resfriamento controlado diretamente após o forjamento. Isto elimina as etapas de tratamento térmico, reduzindo o tempo de processo e os custos de produção.

## 1.2 JUSTIFICATIVA

A importância de se controlar o tamanho de grão em um aço, está no fato deste influenciar significativamente as propriedades mecânicas e resposta ao tratamento térmico dos aços, tais como: limite de escoamento, limite de resistência, ductilidade, temperatura de transição frágil-dúctil, resistência à fluência e ductilidade a alta temperatura.<sup>1</sup> Um dos objetivos mais importantes de se controlar o processamento termomecânico dos aços carbono e dos microligados, é de se refinar o tamanho do grão ferrítico. Há dois conceitos diferentes de processamento a quente para se produzir o refino do grão ferrítico: o de laminação controlada (LC) e laminação de recristalização (LR). Na laminação controlada, o resfriamento acelerado em conjunto com a deformação da austenita a baixas temperaturas, induz a precipitação de carbonitretos, que inibem a recristalização e intensificam o refino de grão, enquanto

que na laminação de recristalização o refino de grão é obtido pelo refino da austenita por sucessivas recristalizações.<sup>2</sup> Este trabalho se propõe a estudar a evolução do refino de grão para uma laminação de recristalização composta de trens abertos trios e duos, utilizando-se do modelamento matemático para prever a evolução do tamanho de grão final. É bem conhecido que o modelamento matemático é uma etapa importante para a compreensão, otimização, e melhora de qualidade de um processo de produção. O caso da laminação a quente de aços, em particular, tem atraído a atenção de muitos e importantes grupos de pesquisa em todo o mundo, e os modelos propostos estão se tornando cada vez mais sofisticados<sup>3,9</sup>

Siciliano<sup>3</sup> salienta as principais vantagens do modelamento matemático na indústria como sendo:

a) Redução de número de experiências na produção:

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

b) Avaliação de modificação de equipamentos:

Os modelos matemáticos permitem avaliar, por exemplo, as configurações de um laminador. Além disso, o treinamento de pessoal técnico pode ser antecipado à própria modificação.

c) previsão de variáveis que não podem ser medidas:

Um exemplo simples e importante é a temperatura interna de uma chapa de aço na laminação. Em alguns casos, existe uma grande diferença entre temperatura medida através de pirômetros óticos e a temperatura real do centro da chapa. Um outro parâmetro que não pode ser avaliado, é a condição microestrutural durante o processamento termomecânico.

d) Avaliação de sinergismo entre parâmetros:

O modelamento matemático permite estudar mais de um parâmetro simultaneamente, pois é na prática que esta situação realmente acontece. O processamento termomecânico é um processamento típico no qual ocorre uma combinação de eventos térmicos, mecânicos e microestruturais.

e) Controle baseado em um modelo matemático:

O controle microestrutural com auxílio de um modelo matemático (integrado/completo) na laminação a quente, poderá ser o próximo passo nos anos futuros. Atualmente, existem algumas tentativas de modelos microestruturais “*on-line*” em laminação a quente (por exemplo, o HSMM da Integ), porém, ainda não existindo comparativamente para produtos não-planos. Entretanto, modelos que relacionam a temperatura e a força de laminação já estão sendo aplicados “*on-line*” no momento.

f) Pesquisa de baixo custo:

Ao se utilizar métodos numéricos simples, os custos são proporcionalmente desprezíveis. Mesmo considerando a utilização de um laboratório de ensaios mecânicos, os custos ainda são muito mais baixos quando comparados com aqueles associados às experiências conduzidas na produção. A flexibilidade da simulação e do modelamento permitem gerar uma grande quantidade de dados sem altos custos envolvidos.

As principais variáveis consideradas no modelamento matemático do processamento termomecânico de aços são mostradas na figura 1.

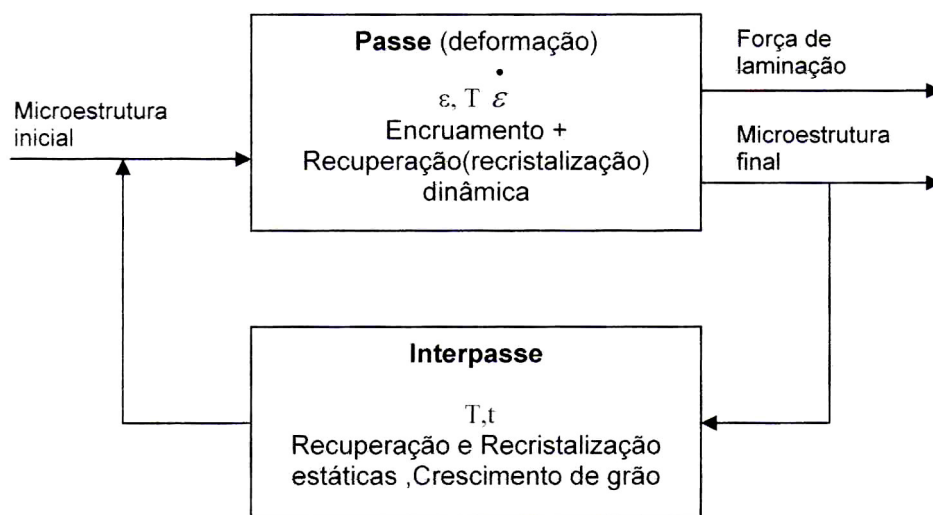


Figura 1 - Princípios e parâmetros principais do modelamento matemático e processamento mecânico a quente.<sup>3</sup>

Os modelos utilizados no processamento termomecânico podem ser divididos em: modelo de temperaturas, modelo de forças de laminação, modelo de microestrutura, modelo de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  e propriedades mecânicas. O modelo integrado é aquele que reúne todos os sub-modelos citados acima.

A principal etapa do modelamento matemático é, sem dúvida, organizar as equações que descrevem determinados processos metalúrgicos de maneira lógica. Por exemplo, para o cálculo do tamanho de grão durante o processamento a quente, deve-se levar em consideração a ocorrência do crescimento de grão, caso a recristalização tenha se completado em tempo menor que o tempo de interpasse.

Os modelos matemáticos permitem prever não só as forças de laminação, mas também a cinética de transformações de fase, tamanho de grão, fases presentes, dureza, limite de escoamento, limite de resistência e temperatura de transição dúctil-frágil. Uma das principais dificuldades é a escolha das equações a serem utilizadas, ou seja, as equações que descrevam parâmetros ou fenômenos microestruturais, tais como: tempo para 50% de recristalização, tamanho de grão recristalizado e crescimento de grão, pois podem apresentar diferenças significativas (porque foram desenvolvidas de forma semi-empírica). De uma maneira geral, para a laminação a quente de aços baixo carbono, existe um consenso quanto às equações a serem utilizadas, uma vez que muitos estudos já foram realizados com este tipo de material, que representa aproximadamente 90% da produção de aços. No entanto, é sabido que uma simples mudança de composição química possa levar ao insucesso do modelo.

## 2. REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 EFEITOS DOS MICROLIGANTES NO AÇO

O papel dos microligantes é de contribuir com dois mecanismos de endurecimento: Refino de grão e endurecimento por precipitação. A figura 2 mostra a participação dos mecanismos de endurecimento de um aço microligado.

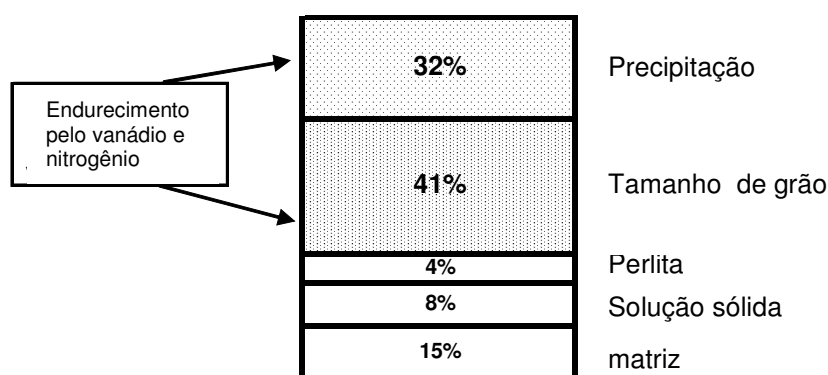


Figura 2 - Influência do refino de grão e a precipitação no aumento da resistência mecânica dos aços microligados ao vanádio.<sup>4</sup>

O refino de grão é realizado através do condicionamento da austenita durante a laminação para maximizar os sítios para a nucleação da ferrita e pelo resfriamento após a temperatura de laminação de acabamento a quente.

Este condicionamento da austenita depende de dois fatores:

- os parâmetros de laminação a quente, da deformação por passe e do tempo de interpasse, que são diferentes para chapas, placas e barras;
- a afinidade dos elementos microligantes por carbono e nitrogênio bem como sua solubilidade na austenita. Titânio é adicionado em pequenas quantidades (<0,01%) para prevenir o crescimento excessivo de grão em aços microligados ao vanádio, visando formar uma fina dispersão de nitretos de titânio. O efeito do refino de grão no aumento da resistência mecânica é da ordem de 100 a 200 MPa.



Segundo Korchynsky<sup>4</sup>, a precipitação na ferrita contribui para o endurecimento. Na ferrita, a solubilidade dos componentes de vanádio é quase duas ordens de grandeza menor que na austenita. Por sua afinidade pelo nitrogênio, a cinética de precipitação do nitreto de vanádio (VN) é mais rápida do que o carbeto de vanádio (VC), e soma-se a este fato a alta solubilidade do nitrogênio na ferrita, que é uma vantagem para a precipitação do VN. Portanto, praticamente todo o nitrogênio permanecerá dissolvido na ferrita em uma faixa de temperatura de 800-350°C, até que a precipitação de nitreto de vanádio seja iniciada. Então, um aumento de nitrogênio aumenta o potencial termodinâmico para a nucleação de VN, e conseqüentemente reduz o tamanho dos precipitados conforme mostrado na figura 3. Com um menor tamanho dos precipitados, tem-se um menor espaçamento entre partículas, o que aumenta a eficácia da precipitação em termos de aumento de resistência mecânica. Isto explica o efeito obtido pelo aumento de nitrogênio no endurecimento dos aços microligados ao vanádio. O efeito da precipitação no endurecimento é da ordem de até 200Mpa conforme ilustrado na figura 4.

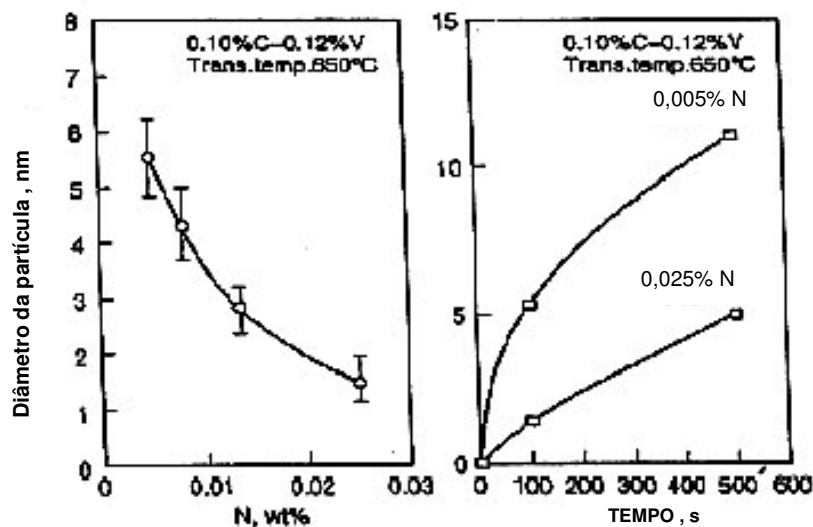


Figura 3 - Nos aços microligados ao vanádio, o aumento do teor de nitrogênio reduz o tamanho dos precipitados.<sup>4</sup>

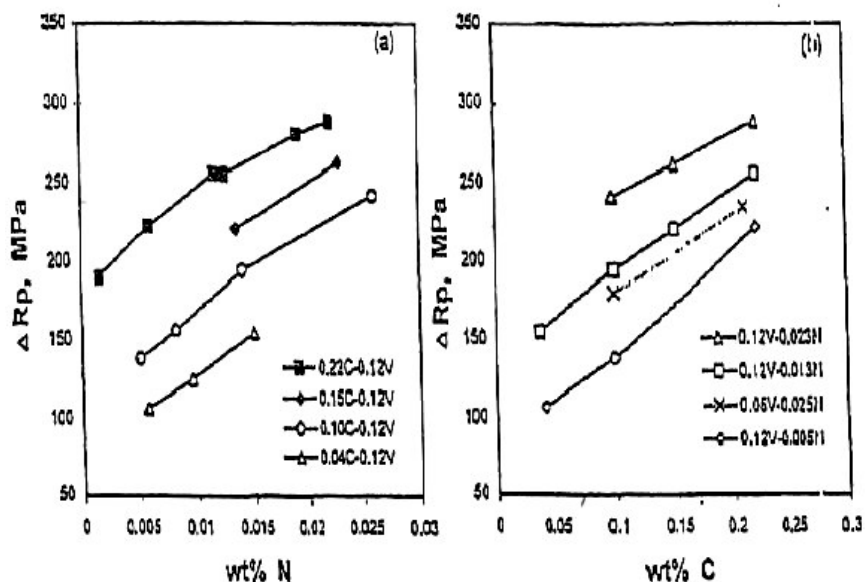


Figura 4 – Nos aços microligados ao vanádio, o endurecimento por precipitação aumenta com o aumento do teor de nitrogênio e carbono.<sup>4</sup>

Para os aços microligados ao nióbio, que são utilizados preferencialmente na fabricação de chapas e não de barras de aço, o endurecimento por precipitação é praticamente ausente devido à solubilidade limitada na austenita. Com esta solubilidade limitada, os carbonetos e carbonitretos de nióbio se formam a uma alta temperatura, e o teor de nióbio na ferrita é pequeno. O potencial termodinâmico é variável dependendo do teor de carbono da ferrita, e na maioria dos casos, o refino de grão é o principal mecanismo considerado para aços microligados ao nióbio.<sup>4</sup>

Vanádio e nióbio, os mais importantes elementos microligantes, são adicionados para realizar objetivos similares. Estes, porém, não são elementos intercambiáveis devido as diferentes solubilidades na austenita, efeitos opostos de recristalização e afinidade com o nitrogênio. As diferenças entre os dois elementos são resumidos na tabela 1.<sup>4</sup>

Tabela 1 - Diferenças entre vanádio e nióbio nos mecanismos de endurecimento.<sup>4</sup>

	<b>Vanádio</b>	<b>Nióbio</b>
Solubilidade de M(C,N) na austenita	alta	baixa
Efeito na recristalização	alto	baixo
Afinidade com Nitrogênio	positiva	negativa
efeito do N da precipitação na austenita	limitada	intensa
efeito do N da precipitação na ferrita	Positiva	ausente

O vanádio é mais forte formador de nitreto que de carboneto. A efetividade do vanádio é ajudada pela presença do nitrogênio no aço. A combinação do vanádio com o nitrogênio elimina o efeito negativo do nitrogênio dissolvido (livre ou móvel), tornando o aço não envelhecível.<sup>5</sup>

## 2.2 EFEITOS DOS MICROLIGANTES NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO

Uma vez que os elementos microligantes (geralmente Nb, V e Ti) contribuem tanto para o refino do grão como para o endurecimento por precipitação, a microestrutura resultante na laminação é influenciada pelo grau de deformação a quente, pela temperatura final de deformação e pela velocidade de resfriamento. Temperaturas menores de fim de laminação promovem um refino de grão mais intenso. No início da laminação a quente, todo Nb, V, Ti, C e N está em solução sólida na austenita. O mecanismo de refino de grão nos aços ferríticos-perlíticos ocorre por precipitação de finas partículas de carbonitretos, à medida que cai a temperatura de laminação<sup>5</sup>. Tais partículas interagem com os contornos de grão, impedindo, desta forma, o crescimento do grão austenítico durante a laminação a quente e/ou por inibição da recristalização da austenita, de tal forma que a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  ocorre com a austenita não recristalizada e, por conseguinte, um grão estrutural muito fino é formado.<sup>5</sup>

## 2.3 APLICAÇÃO DAS BARRAS LAMINADAS DE AÇO MICROLIGADO NO PROCESSO SUBSEQÜENTE DE FORJAMENTO

A força motriz por trás do desenvolvimento dos aços microligados para aplicações em forjarias está associada com a diminuição de custos de manufatura. Isto é realizado nestes materiais, por meio de um tratamento termomecânico com resfriamento controlado após o forjamento. Isto implica na eliminação de processamentos posteriores tais como têmpera, revenimento e alívio de tensões

(necessárias para aços carbono). A figura 5 ilustra as diferenças entre o processo convencional para peças forjadas de aços carbono e aços de baixa liga, onde é necessário o uso de tratamentos térmicos como a têmpera, revenimento e alívio de tensões e o processo otimizado de peças forjadas para o aço microligado, onde somente é necessário o uso do resfriamento controlado.<sup>6</sup>

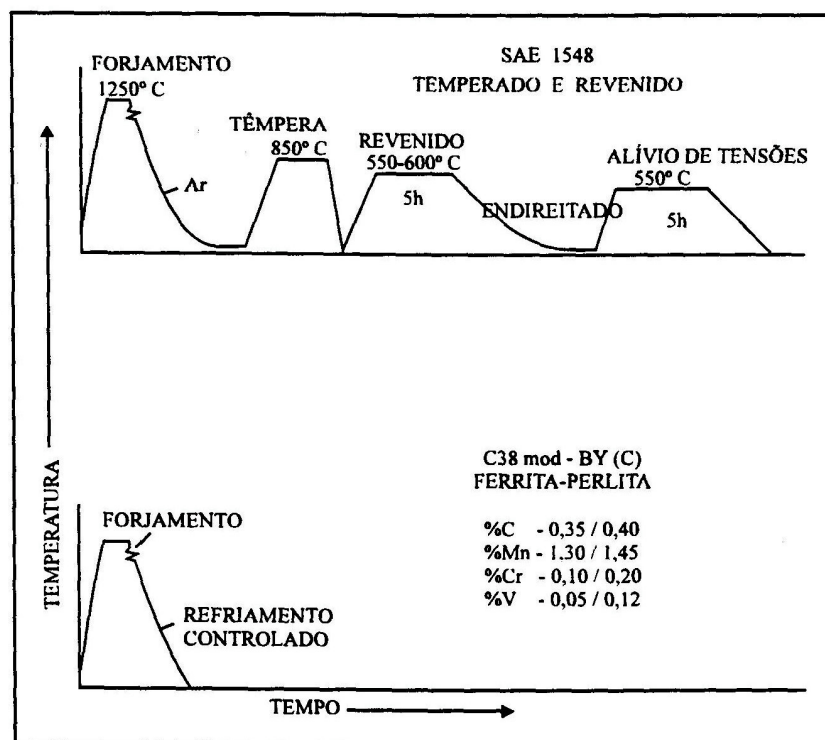


Figura 5 - Gráfico comparativo de processos de forjamento convencional e os tratamentos térmicos subseqüentes para aços carbono e baixa liga (SAE 1548) e o processo de peças forjadas para aços microligados (C38Mod-BY).<sup>5</sup>

No processo de forjamento, os aços microligados ao vanádio com médio carbono são usados na indústria automotiva para aumentar as resistências ao impacto e resistência a tração.<sup>7</sup> Titânio é adicionado com o objetivo de refinar a microestrutura através do efeito inibidor de crescimento de grão (através de pequenas partículas de TiN), e o vanádio é utilizado devido sua capacidade de endurecimento por precipitação e melhora de tenacidade.<sup>8</sup>

No produto final, ao se comparar as durezas medidas nas seções transversais de um virabrequim de aço microligado e de um aço carbono temperado e revenido,

nota-se menor variação de dureza no aço microligado. Neste caso, o mecanismo de endurecimento ocorre por precipitação de V(CN) e pelo refino de grão. Já no caso do aço carbono, o endurecimento se dá pela formação de martensita com maior quantidade na região periférica, devido a maior velocidade de resfriamento. No caso dos aços microligados há apenas uma pequena variação de resistência ao longo da seção transversal. No aço tratado termicamente, devido as diferentes estruturas formadas ao longo da seção transversal, ocorrem concentrações de tensões residuais e empenamentos.<sup>5</sup>

## 2.4 RECRISTALIZAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO NA LAMINAÇÃO A QUENTE

Para as velocidades de deformação e temperaturas normalmente utilizadas nos processos industriais, a maioria dos metais e ligas sofrem durante a deformação a quente os processo de encruamento e restauração da estrutura (recuperação + recristalização).<sup>9</sup>

A restauração pode ocorrer dinamicamente, quando atua juntamente com a deformação. Neste caso, a tensão atinge um estado estacionário onde, para um aumento de deformação, não se verifica um aumento correspondente de tensão de deformação (tensão de regime).

A recuperação dinâmica ocorre sempre em todas as ligas metálicas deformadas a quente, em diferentes graus de intensidade. Este efeito é predominante para ligas com alta energia de defeito de empilhamento (ex: Alumínio).<sup>9</sup>

Para ligas metálicas com baixa energia de defeito de empilhamento (ex: Fe- $\gamma$ ), o processo de recristalização dinâmica pode ocorrer, desde que a deformação ultrapasse um valor característico da liga conhecido como deformação de pico ( $\epsilon_p$ ).<sup>9</sup>

As microestruturas assim obtidas são metaestáveis e, se após a deformação, forem mantidas a altas temperaturas, podemos verificar os mecanismos estáticos de recuperação, recristalização e crescimento de grão<sup>9</sup>.

A figura 6 ilustra as variações microestruturais que ocorrem para processos onde a deformação é baixa (A) e processos onde a deformação é elevada (B)

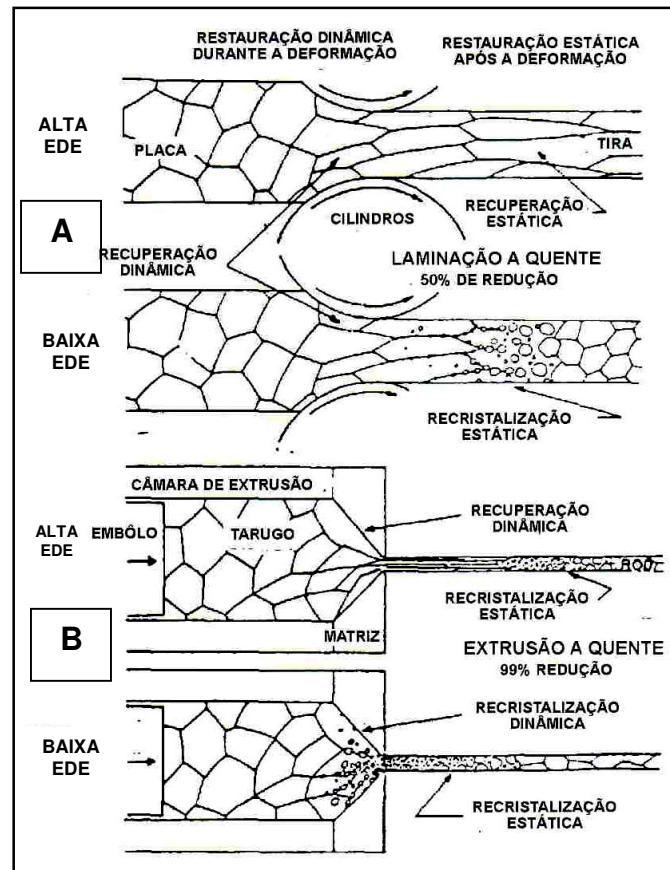


Figura 6 - Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização).<sup>9</sup>

Nesta figura pode-se observar que, para materiais com baixa EDE (fig. 6A) durante a laminação a quente, ocorre à recuperação dinâmica seguida recristalização estática. A cinética de recuperação é lenta e a quantidade de defeitos cristalinos aumenta com a deformação, aumentando a possibilidade de ocorrer a recristalização dinâmica devido ao potencial termodinâmico ser suficiente para ocorrer este mecanismo.<sup>9</sup>

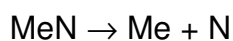
## 2.5 PRODUTO DE SOLUBILIDADE

O produto de solubilidade descreve as condições de equilíbrio para a dissolução e precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos.<sup>10</sup> O produto de solubilidade é dado pelos teores dos elementos metálicos (como nióbio, titânio, vanádio e alumínio)

e pelos elementos intersticiais (carbono e nitrogênio), em função da temperatura de aquecimento.<sup>11</sup>

Através do produto de solubilidade, é possível calcular a fração volumétrica de carboneto, nitreto e carbonitreto, que não estão dissolvidos a uma dada temperatura de austenitização. Portanto agem como controladores do tamanho de grão da austenita, sendo possível calcular a quantidade de elementos dissolvidos na matriz, que podem precipitar durante o resfriamento.

A reação a seguir mostra o nitreto de dado elemento metálico dissolvendo-se para formar uma solução sólida deste elemento e do nitrogênio na austenita:



O produto de solubilidade ( $K_s$ ) é dado pelo produto das porcentagens em peso do elemento formador de nitretos e do nitrogênio em solução sólida através de:

$$K_s = [\% \text{ Me}] [\% \text{ N}]$$

As equações descritas na tabela 2 mostram que quanto maior a temperatura, tanto maior serão as porcentagens em peso de Me e N em equilíbrio com <MeN>. Isto significa que se a uma dada temperatura existir o equilíbrio  $\text{MeN} \rightarrow \text{Me} + \text{N}$ , diminuindo-se a temperatura, ocorrerá a precipitação do MeN. A dissolução pode ocorrer em qualquer temperatura, bastando para isso que  $[\% \text{ Me}] [\% \text{ N}] < K_s$ .<sup>12</sup> Isto se deve ao fato do produto de solubilidade relacionar-se com a estabilidade do composto formado, e quanto mais estável o composto, menor o produto de solubilidade.<sup>17</sup>

As equações para cálculo do produto de solubilidade descritas na literatura sofrem pequenas variações de autor para autor devido à variedade de métodos de análise usados na obtenção de uma dada solubilidade onde, cada método tem suas próprias considerações e limitações. A tabela apresenta o produto de solubilidade de carbonetos e nitretos dos elementos microligantes V, Nb, Ti e Al.<sup>12</sup>

Tabela 2 - Produtos de solubilidade para as diversas partículas [M][X]. As concentrações se encontram expressas em porcentagem de peso.<sup>12</sup>

MX	Equação
VN	$\log_{10} [V][N] = \frac{-7840}{T} + 3,02$
VC	$\log_{10} [V][C] = \frac{-9500}{T} + 6,72$
AIN	$\log_{10} [Al][N] = \frac{-7184}{T} + 1,79$
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	$\log_{10} [Ti][N] = \frac{-8000}{T} + 0,322$

As figuras 7 e 8 ilustram os produtos de solubilidade para nitretos e carbonetos em aço respectivamente.<sup>12</sup>

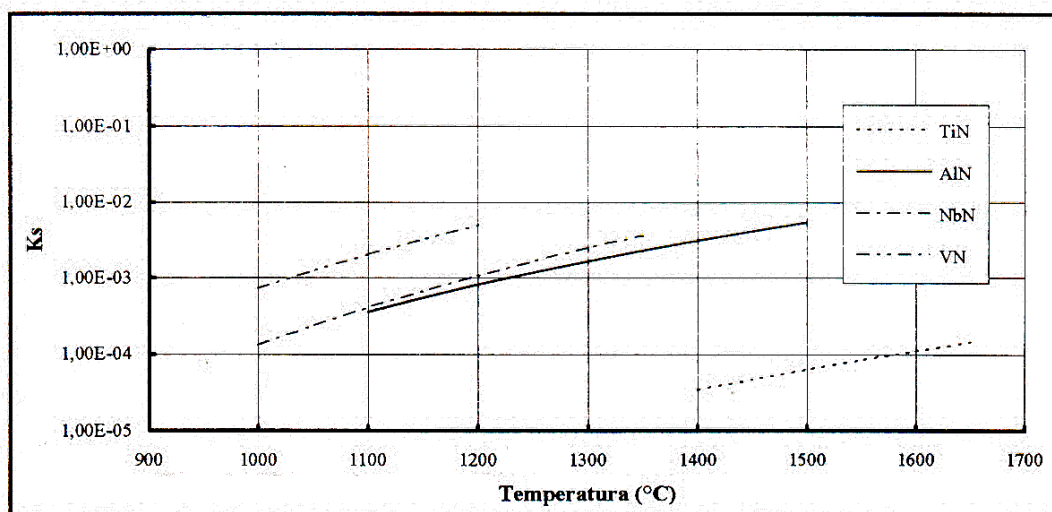


Figura 7 - Produtos de solubilidade dos diversos nitretos em aço, inibidores de crescimento de grão austenítico.<sup>12</sup>



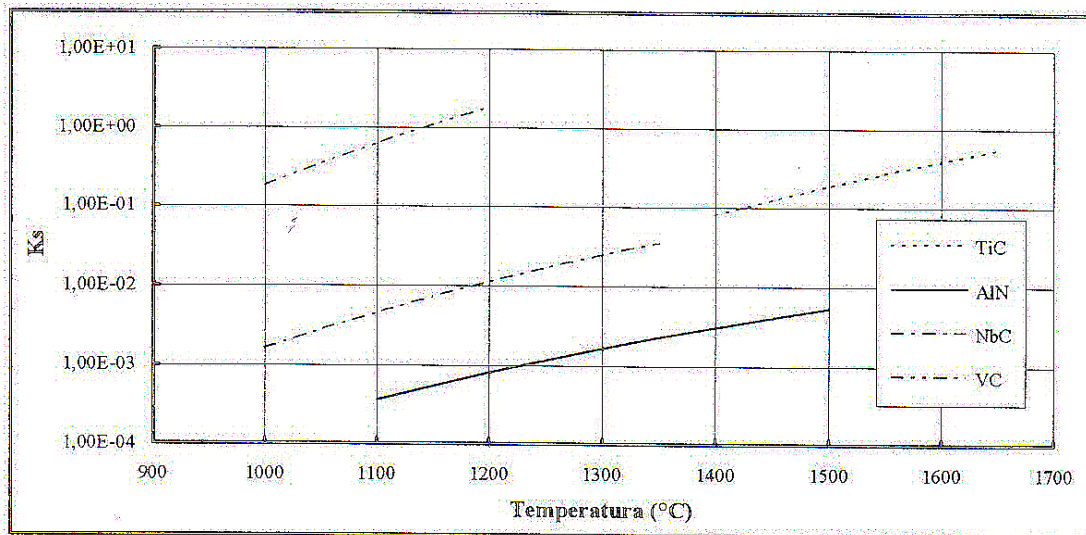


Figura 8 - Produtos de solubilidade dos diversos carbonetos, inibidores de crescimento de grão austenítico.<sup>12</sup>

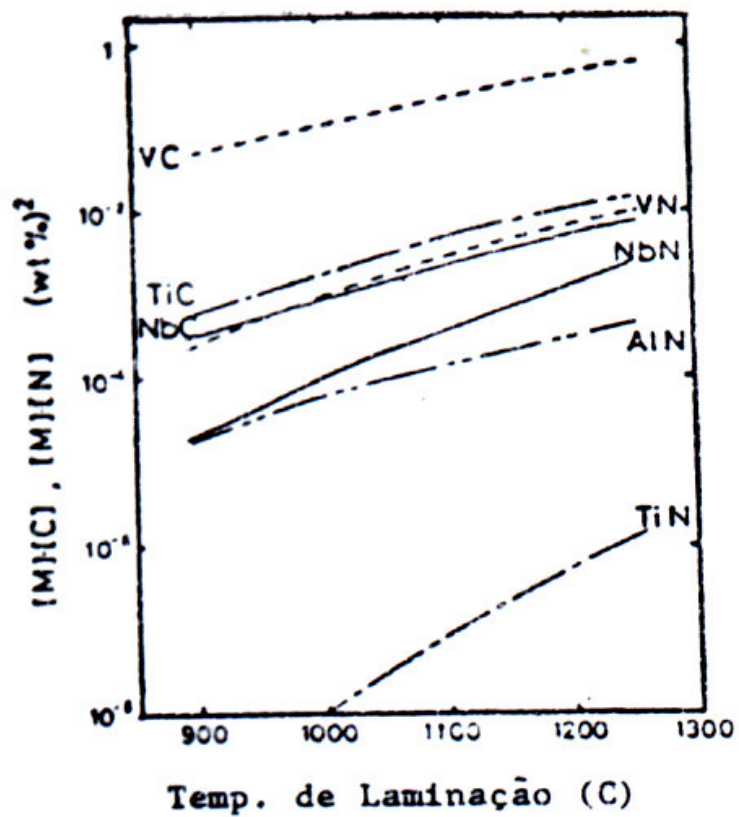


Figura 9 - Produtos de solubilidade dos diversos carbonetos e nitretos.<sup>12</sup>

Pelos produtos de solubilidade indicados na figura 9, observa-se que:<sup>12</sup>

- a) Comparando-se todos os elementos (V, Nb e Ti), os nitretos são mais estáveis do que os carbonetos na austenita, por apresentar menor solubilidade.
- b) São notadas grandes diferenças entre carboneto e nitreto de vanádio e entre carboneto e nitreto de titânio, enquanto a diferença entre as solubilidades de carboneto de nióbio e nitreto de nióbio é muito menor.
- c) O nitreto de titânio é marcadamente mais estável do que os outros carbonetos e nitretos, porém como é formado a altas temperaturas ainda no aço líquido, além de estar susceptível a ser incorporado pela escória, seu tamanho maior pode ser considerado como uma inclusão, tendo pouco efeito no refino de grão, desde que seu processo seja o lingotamento convencional.
- d) O carboneto de vanádio e o nitreto de vanádio possuem uma alta solubilidade e são quase totalmente dissolvidos na austenita e, então, têm pouca influência no controle do tamanho de grão.
- e) O nióbio é mais efetivo que o vanádio ou o alumínio para evitar a formação de tamanhos de grão grosseiros em altas temperaturas, sendo uma opção em relação à tradicional tecnologia do AIN.

## 2.6 EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DURANTE A RECRISTALIZAÇÃO DE AÇOS MICROLIGADOS AO VANÁDIO

Devido ao fato de se melhorar as propriedades mecânicas, há um interesse em se obter um grão ferrítico mais fino após os últimos passes de laminação em temperaturas relativamente altas. Este processo é chamado laminação de recristalização a quente, que é objeto deste trabalho. Segundo Roberts et al<sup>13</sup>, na laminação de recristalização a quente, a recristalização estática da austenita a temperaturas moderadas (entre 900 e 1000°C) de laminação é utilizada para gerar tamanho de grão fino de ferrita. As vantagens deste processo em comparação com a laminação controlada são o menor tempo de processamento nas laminações

convencionais e menores cargas de laminação.<sup>13</sup> A laminação controlada também é um método mais caro, especialmente se o processo não for inicialmente projetado para tal.

Na laminação de recristalização a quente, as baixas temperaturas de laminação de acabamento e grandes reduções, especialmente durante os passes finais, promovem tamanhos de grão finos da ferrita; o tamanho de grão austenítico criado durante o reaquecimento não tem relação com a microestrutura final laminada.<sup>13</sup>

Na laminação de recristalização a quente, a filosofia básica é fazer uso da evolução do refino de grão da recristalização estática da austenita em temperaturas moderadas de laminação. Entretanto, objetivando manter um tamanho de grão recristalizado fino durante o resfriamento entre a temperatura de laminação de acabamento e a temperatura na qual a estrutura do aço começa a se transformar em ferrita, é necessário que o crescimento de grão seja restringido de alguma forma como, por exemplo, pela atuação de partículas finas. É conhecido que partículas de TiN são candidatas adequadas para tal inibição de crescimento de grão.<sup>13</sup> Com o lingotamento contínuo, é possível induzir uma distribuição fina de partículas de TiN, as quais são formadas em associação com a solidificação do aço.<sup>13</sup> Esta dispersão é extremamente estável durante o reaquecimento em temperaturas normais e sob deformação de laminação.<sup>13</sup> As pequenas partículas de TiN existentes após os lingotamento de aços microligados não só inibem o crescimento de grão entre os passes de laminação e durante o resfriamento seguido do término de laminação, mas também em processos subseqüentes como no forjamento e na soldagem.

Empregando-se uma composição adequada com microligantes, a recristalização na conformação a quente é capaz de promover tamanhos de grão austeníticos (e posteriormente ferríticos) que são adequados para atender os requisitos de tenacidade. Adicionalmente, o método oferece um potencial considerável para se atingir altos níveis de produção em laminação convencional, combinado com cargas baixas de laminação.

Obviamente, o grau geral de refinamento de grão produzido pela laminação de recristalização depende sensivelmente do esquema de passes adotado. Em geral, os passes de laminação são projetados levando-se em conta as cargas de laminação, forma e o controle dimensional do produto final. Estes procedimentos pré-estabelecidos podem, então, ser alterados visando a microestrutura final. No entanto, o uso do método de tentativa e erro para o processo de laminação geraria

uma grande perda de tempo e custo operacional. Neste contexto, um modelo de predição de evolução microestrutural eficaz baseado na recristalização, facilitaria uma avaliação prévia de passes de laminação e dos parâmetros de processo.

### **2.6.1 Modelo para a evolução microestrutural durante a recristalização a quente**

Os principais parâmetros de material que influenciam a evolução da microestrutura da austenita, em associação com a laminação a quente, são as características de recristalização estática, cinética de recristalização, tamanho de grão recristalizado e crescimento normal de grão após a recristalização. Um fator adicional pode ser considerado como a recuperação estática, a qual modifica o potencial termodinâmico retido (densidade de discordâncias), se a recristalização não for completada entre passes. Com reduções suficientemente grandes e com altas temperaturas nos primeiros passes de laminação, a recristalização dinâmica pode ocorrer após a deformação máxima, entretanto, neste caso, a microestrutura recristalizada dinamicamente é inevitavelmente modificada como resultado dos processos metadinâmicos (quase-estáticos) surgidos após o arco de contato com o produto laminado.<sup>13</sup> A extensão de recristalização e crescimento de grão entre os passes de laminação e após o término da laminação é fortemente dependente do projeto de esquema de passes, e suas principais variáveis são:

- a) Reduções de passe;
- b) Temperaturas de passes;
- c) Tempos de interpasse;
- d) Parâmetros de resfriamento entre a temperatura de laminação de acabamento e a temperatura  $A_{r3}$ ;
- e) Taxa de deformação.

Adicionalmente às variáveis acima listadas, o ciclo térmico durante o reaquecimento terá influência na evolução microestrutural durante a laminação.

Na prática, é interessante elucidar a influência da laminação no tamanho de grão ferrítico ( $D_\alpha$ ), além dos parâmetros de material que influenciam a recristalização dinâmica, estática e crescimento de grão da austenita. É necessário especificar a relação entre os tamanhos de grão da austenita e ferrita para várias condições de resfriamento.

Este modelo de Roberts et al<sup>13</sup> não leva em consideração a não homogeneidade de deformação ou temperatura da barra durante a laminação, sendo considerados como efeitos de segunda ordem. Em teoria, a predição dos gradientes microestruturais seria viável, desde que se obtivesse informações detalhadas sobre a distribuição de temperatura e deformação em cada passe, como nos trabalhos mais recentes que envolvem a aplicação do método de elementos finitos. No entanto são difíceis de serem validados em condições operacionais industriais.

### 2.6.2 Cinética da recristalização estática

A dependência da fração recristalizada ( $X$ ) no tempo de ( $t$ ) durante a recristalização segue a lei de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov(JMAK) na eq.(1):

$$X = 1 - \exp[-kt^n] \quad (1)$$

onde  $k$  e  $n$  são constantes. O expoente Avrami  $n$  pode ser estimado como um parâmetro do material enquanto que  $k$  contém a dependência de  $X(t)$  na temperatura, antes da deformação, tamanho de grão, etc. Para aços C-Mn e microligados, os valores encontrados na literatura para  $n$  relevante à recristalização estática da austenita, situa-se na faixa de 1,5 a 2, sendo que para o proposto neste trabalho, o valor de  $n=1,7$  será adotado.

Como discutido em detalhes por Sellars<sup>14</sup>, a influência da pré-deformação equivalente assumida no instante de laminação conforme eq.(1.1) a temperatura  $T$  e o tamanho de grão pré-existente ( $D_0$ ) na cinética de recristalização é convenientemente expressa em termos de tempo necessário para induzir a fração

recristalizada, como  $X = 0,5$ . Experiências mostram que  $t_{0,5}$  adequam-se a relação empírica da eq.(2).

$$\varepsilon = 1.15 \ln \frac{A_{inicial}}{A_{final}} \quad (1.1)$$

Onde: A é a área da barra em  $\text{mm}^2$

$$t_{0,5} = C_1 \varepsilon^p D_0^q \exp\left(\frac{Q_{rec}}{RT}\right) \quad (2)$$

Onde  $C_1$  é uma constante,  $p$  e  $q$  são parâmetros empíricos e  $Q_{rec}$  é a energia de ativação em mol para recristalização estática seguida de deformação a quente.

Reescrevendo a eq.(1) em termos de  $t_{0,5}$  no lugar de  $k$ , resulta

$$X = 1 - \exp\left[-0,693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^n\right] \quad (3)$$

A correlação entre as eq.(2), eq.(3) e a cinética de recristalização determinada experimentalmente para a austenita foi restrita a investigações, onde técnicas de metalografia foram utilizadas para determinar  $X(t)$ . Muitos têm estudado a recristalização estática para determinar o índice de amaciamento derivado da redução na tensão de escoamento.<sup>13</sup> Tais resultados não foram incluídos na correlação de  $t_{0,5}$  por causa da incerteza da contribuição da recuperação e índice de amaciamento. Para aços C-Mn acalmados ao alumínio, Sellars<sup>14</sup> indica a seguinte equação para  $t_{0,5}$  (4):

$$t_{0,5} = 2,5 \cdot 10^{-19} \varepsilon^{-4} D_0^2 \exp\left(\frac{300000}{RT}\right) \quad (4)$$

Roberts et al<sup>13</sup> sugere a seguinte equação para  $t_{0,5}$ :

$$t_{0,5} = 5 \cdot 10^{-21} \varepsilon^{-4} D_0^2 \exp\left(\frac{330000}{RT}\right) \quad (4.1)$$

Onde  $D_0$  está em  $\mu\text{m}$  e  $R = 8,134 \text{ J(K.mol)}$

A expressão de Roberts et al.<sup>13</sup> é muito similar à de Sellars<sup>14</sup> para o aço C-Mn. A figura 10 demonstra a correlação entre as eq. (3) e (4.1) com dados experimentais

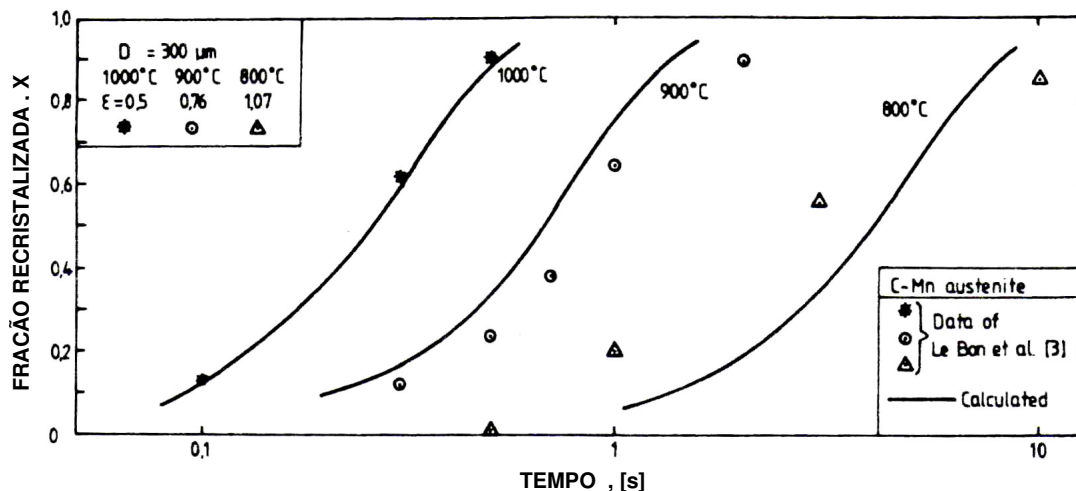


Figura 10 - Correlação entre a cinética de recristalização avaliada experimentalmente e o comportamento previsto pelas eqs. (3) e (4.1) para aços C-Mn.<sup>13</sup>

A faixa de composição química para aços microligados ao V-Ti estudada por Roberts<sup>13</sup> é mostrada na tabela 3:

Tabela 3 – Composição química estudada por Roberts et al.<sup>13</sup>

C	Mn	V	Ti	N
0,13%	1,40%	0,04%	0,01%	0,01%

Uma extensiva investigação da cinética de recristalização estática foi realizada por Roberts et al.<sup>13</sup> através de simulações físicas, via compressão a quente, com uma faixa de valores para  $\epsilon$ ,  $D_0$  e  $T$ . A cinética de recristalização estática do aço microligado ao Ti-V se mostra muito mais baixa para baixas pré-deformações do que o aço ao C-Mn. Por exemplo, uma pré-deformação de 0,073 a 1200°C,  $t_{0,5}$  demonstra ser de 50s para a austenita a Ti-V enquanto que para a austenita do aço C-Mn é de 0,03s. A razão para o atraso na recristalização estática na austenita ao Ti-V seria a força de arraste(ancoramento) no movimento de contornos de grãos, devido a presença de partículas de TiN.

A equação que melhor se adequa para a cinética de uma austenita de um aço Ti-V é:<sup>13</sup>

$$t_{0,5} = 5.10^{-18} (\varepsilon - 0,058)^{-3,5} D_0^2 \exp\left(\frac{280000}{RT}\right) \quad (5)$$

Conforme a eq.(5), a austenita Ti-V submetida a deformações abaixo de 0,058 não recristalizaria. Abaixo desta deformação a força de arraste, devido as partículas de TiN, evidentemente excederia o potencial termodinâmico associado à densidade de discordâncias. Podemos assumir como o potencial termodinâmico associado à densidade de discordâncias como sendo  $\tau \cdot \rho_0$ , onde  $\tau$  é igual a energia das discordâncias e  $\rho_0$  a densidade de discordâncias. Para a austenita a 1100°C,  $\rho_0$  ( $\varepsilon = 0,058$ ) é igual a  $3,1012 \text{ m}^{-2}$  com  $\tau = 2,3 \cdot 10^{-9} \text{ J/m}$ . A força de arraste, para uma distribuição aleatória de partículas esféricas (raio  $r$ , fração volumétrica  $f$ ), aproximadamente é dada por  $3Sf / 4r$ , onde  $S$  é a energia de contorno de grão da austenita ( $0,8 \text{ J/m}^2$ ). Assumindo 0,01% de Ti combinado como TiN, então temos  $f = 2,2 \cdot 10^{-4}$  e com  $r = 10 \text{ nm}$ , como típico para aço de lingotamento contínuo, espera-se uma força de arraste de  $1,3 \cdot 10^4 \text{ J/m}^3$ . A proximidade deste número (força de arraste) para o valor aproximado do potencial termodinâmico associado à densidade de discordâncias, confirma a teoria de que partículas de TiN atrasam a recristalização de aços ao Ti-V.

Para grandes deformações ( $\varepsilon > 0,2$ ), os valores para  $t_{0,5}$  previstos pelas eq.(4.1) e eq.(5) são muitos similares. Isto é de se esperar, já que a força de arraste derivada das partículas de TiN é pequena em comparação com a potencial termodinâmico de recristalização. O grau de correlação da eq.(5) e a cinética de recristalização determinada experimentalmente para aços ao Ti-V é mostrado na figura 11.



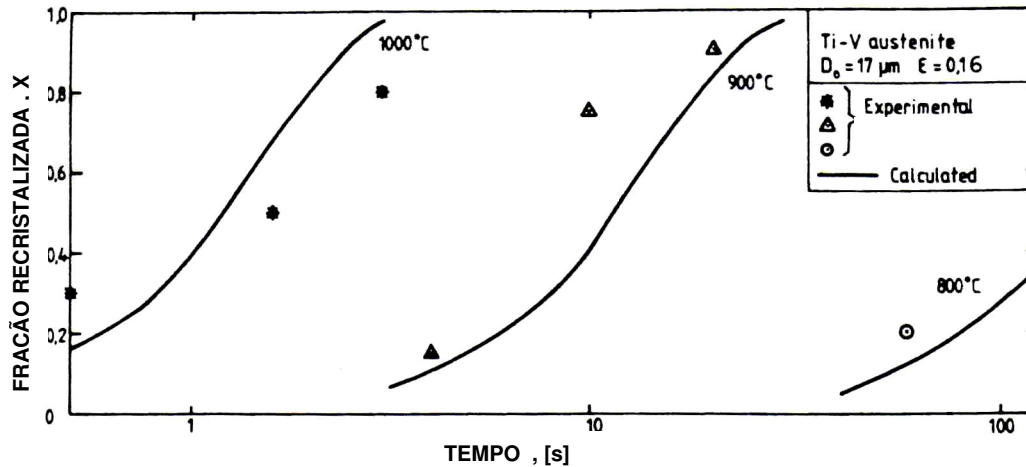


Figura 11 - Grau de correlação entre cinética de recristalização avaliada experimentalmente para Ti-V e o comportamento previsto pelas eqs. (3) e (5).<sup>13</sup>

### 2.6.3 Tamanho de grão recristalizado

O tamanho de grão austenítico formado no instante da finalização da recristalização estática ( $D_{rec}$ ) depende sensivelmente da deformação e o tamanho de grão pré-existente, mas é fracamente função da temperatura.

Para aços C-Mn, Sellars<sup>14</sup> sugere a equação para  $D_{rec}$  :

$$D_{rec} = 6,2 + 55,7.D_0^{0,5} . \epsilon^{-0,65} \left[ \exp\left(\frac{350000}{RT}\right) \right]^{-0,1} \quad (6)$$

Segundo este pesquisador<sup>14</sup>, a influência de  $D_0$  e  $\epsilon$  poderiam ser maiores, quando, então, o efeito da temperatura seria de menor importância, isto é, o  $D_{rec}$  não dependeria da temperatura. A figura 12 demonstra a correlação entre o grão recristalizado e a eq.(6)

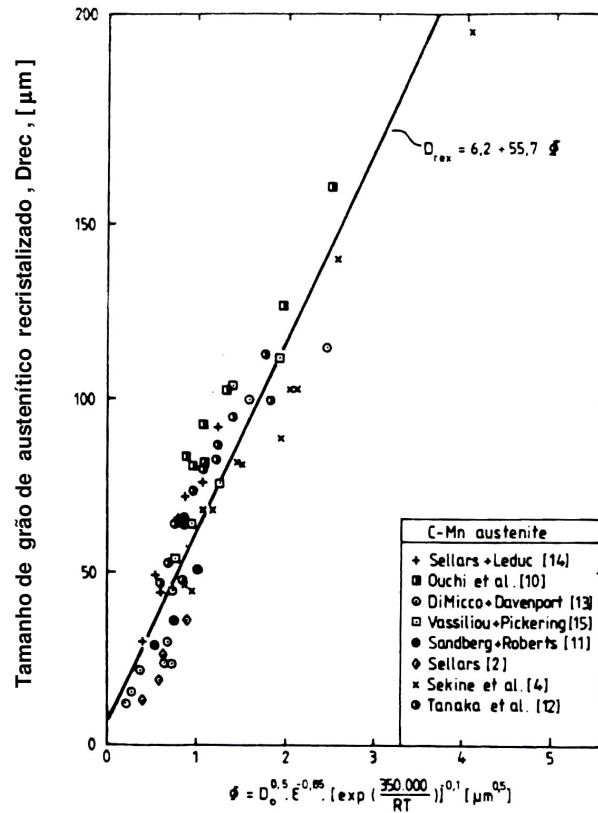


Figura 12 - Correlação entre o tamanho de grão recristalizado estaticamente, deformação, tamanho de grão pré-existente e temperatura para austenita de aço C-Mn.<sup>13</sup>

Para Aços Ti-V, o estudo experimental da influência de  $D_0$ ,  $\epsilon$  e  $T$  para o tamanho de grão recristalizado leva a seguinte relação:<sup>13</sup>

$$D_{rec} = 4,3 + 195,7 \cdot D_0^{0,15} \cdot \epsilon^{-0,57} \left[ \exp\left(\frac{350000}{RT}\right) \right]^{-0,11} \quad (7)$$

Os dados experimentais para esta equação estão apresentados na figura 13.

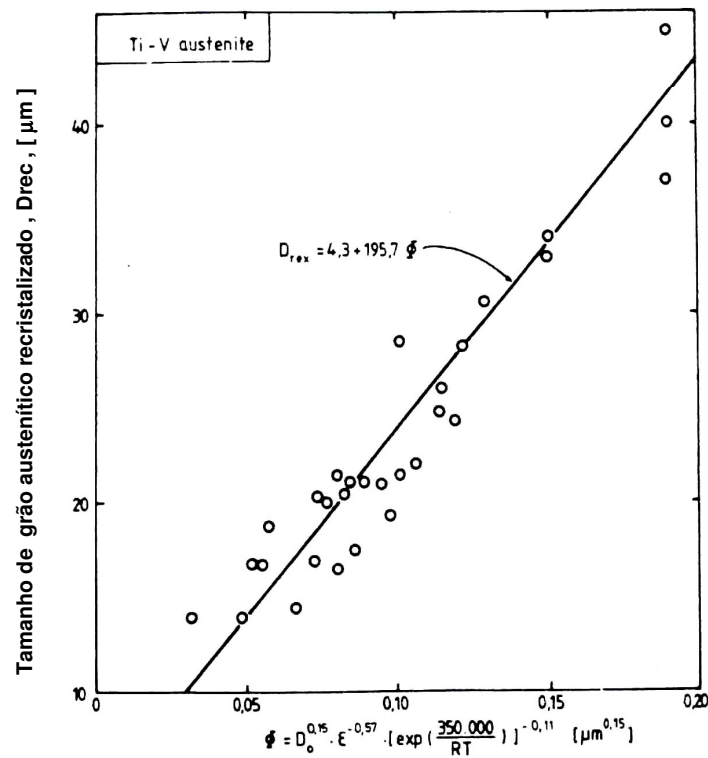


Figura 13 - Correlação entre grão recristalizado estaticamente, deformação, tamanho de grão pré-existente e temperatura para austenita de aço Ti-V.<sup>13</sup>

A faixa de valores de tamanhos de grão austeníticos experimentais para a equação está entre 17 e 40 μm. A variação de crescimento de grão no reaquecimento é menor para aços Ti-V, a não ser que ocorra crescimento anormal de grãos.<sup>13</sup> Para tamanhos de grão grandes, a austenita contendo Ti-V é refinada mais eficientemente, obtendo-se um efeito no qual poderia ser de grande interesse em uma situação, onde o crescimento de grão anormal possa ocorrer durante o reaquecimento de tarugos antes da laminação.<sup>13</sup>

#### 2.6.4 Crescimento de grão

Uma descrição correta do crescimento de grão austenítico, durante os períodos de interpasso seguidos do término da recristalização e após a laminação, é um ingrediente essencial para um modelo realista de evolução microestrutural. Para

aços microligados ao Ti-V, a taxa de crescimento de grão após o término da recristalização estática foi observada ser muito lenta (como esperado), mesmo a temperaturas altas como 1200°C, porém não se pode assumir que este crescimento é totalmente suprimido durante a laminação.

Como citado por Sellars e Whiteman<sup>16</sup>, o crescimento de grão isotérmico C-Mn após a recristalização, não se comporta como uma simples relação parabólica, do tipo  $d(D)^2/dt$  em tempos curtos, sendo muito maior para tempos mais longos. Este comportamento levou os autores a sugerirem uma equação para crescimento de grão com um expoente bem maior (sete). Por outro lado, Roberts et al<sup>13</sup> sugeriu uma dependência do expoente um valor tão alto quanto  $D^{10}$ , que leva a um crescimento extremamente alto e talvez não realista. Este comportamento deve ser descrito por uma lei parabólica, com constantes de proporcionalidade diferentes para pequenos e grandes períodos. Por exemplo:

$$D^2 = D_{rec}^2 + k_1 t \quad \text{para } (t < t_{bp}) \quad (8.1)$$

$$D^2 = D_{bp}^2 + k_2 t \quad \text{para } (t > t_{bp}) \quad (8.2)$$

Onde  $k_1 \gg k_2$ . Os autores<sup>13</sup> consideram o *breakpoint* (*bp*) como sendo independente da temperatura e cujo tempo como sendo de  $t_{bp}=20s$ , porém não determina o exato ponto de  $D_{bp}$ , inviabilizando os cálculos para tempos maiores que 20s. As constantes  $k_1$  e  $k_2$  são funções da temperatura conforme as eqs. (9.1) e (9.2).

$$\log k_1 = 6,6 - 6200/T \quad (9.1)$$

$$\log k_2 = 8,1 - 9000/T \quad (9.2)$$

Onde,  $k_1, k_2$  são em  $\mu m.s^{-1}$  e T em graus Kelvin. Obviamente as equações 8 e 9 não representam satisfatoriamente a descrição de crescimento de grão e seria necessário um estudo adicional para este caso.<sup>13</sup>

Assim, pode-se postular duas explicações para a dependência de  $d(D)^2/dt$  :<sup>13</sup>

- a) Os contornos de grão recém recristalizados não possuem curvatura suave, mas grandes variações locais de curvatura. Portanto, a taxa de crescimento normal de grão, o qual é conduzido pela curvatura dos contornos, é aumentada até o ponto onde os grãos atingem sua forma de equilíbrio ou mais próxima deste equilíbrio. Inicialmente os grãos crescem mais rapidamente do que é esperado de seu tamanho médio. Uma vez que o equilíbrio é atingido, a taxa de crescimento cai a um valor que é determinado pela mobilidade dos contornos de grão.
- b) Grãos recém-recristalizados têm contornos livres com alta mobilidade a qual é consistente com a rápida taxa inicial de crescimento de grão. Entretanto, com o passar do tempo, a progressiva segregação de soluto nos contornos, causa a queda da mobilidade e, conseqüentemente, o crescimento de tamanho de grão.

Ambos efeitos poderiam ser melhor explicados pela introdução de uma dependência de tempo (valor de  $k$ ) em uma equação de crescimento normal de grão, como por exemplo  $D^2 = D_0^2 + k(t).t.$ , porém segundo os autores<sup>13</sup>, o desenvolvimento desta equação necessitaria de um maior estudo.

Na austenita microligada contendo partículas de TiN, Nb(C, N), a possibilidade de crescimento anormal de grão não deve ser desconsiderada. Entretanto, a cinética deste processo é geralmente tão baixa, que o crescimento anormal de grão é raramente esperado ocorrer em conjunto com o processo de laminação, a não ser que haja períodos prolongados a altas temperaturas durante a laminação. Em última instância, o crescimento anormal de grão está associado a leves deformações nos passes finais, derivando de uma estrutura grosseira de grão associada com a energia do potencial termodinâmico das pequenas deformações.<sup>13</sup> Para esquemas de passe, onde todas as reduções efetuadas maiores que 1000°C excederem 10% dos passes com tempos de interpasse menores que 100s, a probabilidade de crescimento de grão anormal é considerada mínima. Por esta razão, o crescimento anormal de grão não é considerado neste modelo de evolução microestrutural, fato que será também empregado no modelo do presente trabalho.

### 2.6.5 Recuperação estática

Quando a recristalização não é completa até o término da laminação, o material não recristalizado sofrerá restauração através da recuperação estática. A extensão da recuperação precisa ser avaliada, a fim de definir o potencial termodinâmico da recristalização acumulada após um dado passe, naquelas regiões nas quais permanecem não recristalizadas após a deformação. Uma maior avaliação das características da recuperação estática em aços ao Ti-V não foram estudadas por Roberts et al<sup>13</sup> e Sellars<sup>14</sup> e conseqüentemente, a expressão para C-Mn pode ser utilizada mesmo sabendo que provavelmente as partículas de microligantes afetariam a cinética da recuperação estática.<sup>13</sup>

A estimativa da taxa para a diminuição da densidade de discordâncias durante a recuperação estática, pode ser expressa pela eq. (10):<sup>13</sup>

$$\frac{d\rho}{dt} = -2M_d \tau \rho^2 \quad (10)$$

Onde  $M_d$  é a mobilidade de discordâncias. Desenvolvendo a eq.(10) temos,

$$\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_0} = 2M_d \cdot \tau \cdot t \quad (10.1)$$

Onde  $\rho_0$  sendo a densidade de discordâncias geradas pela deformação (para  $t=0$ ). Presumindo um endurecimento parabólico, uma razoável aproximação para baixas deformações<sup>13</sup>, temos  $\rho_0 = \psi \epsilon$ , então a eq.(10.1) pode ser reescrita como:

$$\epsilon_{eff} = \frac{\epsilon_0}{2.M_d.t.\psi.\epsilon_0 + 1} \quad (11)$$

Onde  $\epsilon_{eff}$  é a deformação retida após a recuperação estática produziu no tempo  $t$ . Inserindo as expressões conhecidas para a dependência da temperatura da

mobilidade de discordâncias e o parâmetro de acúmulo de discordâncias para a austenita do aço C-Mn ( $M$  em  $\text{m}^3/\text{J.s}$ ),  $\psi$  em  $\text{m}^{-2}$ ), resulta na seguinte dependência na eq.(12) para  $\varepsilon_{ff}$  na pré deformação e tempo de interpasse:<sup>13</sup>

$$\varepsilon_{eff} = \varepsilon_0 \left[ 1 + 0,023 \cdot \exp\left(\frac{39700}{T}\right) \cdot 10^{\left(10,8 + \frac{4020}{T} \cdot \varepsilon_0 t\right)} \right]^{-1} \quad (12)$$

No caso de recristalização parcial entre passes, a densidade de discordâncias que gera a recristalização no material que permaneceu não recristalizado após o passe anterior, está relacionado com a soma de  $\varepsilon_{ff}$  com a deformação atual do passe.<sup>13</sup>

### 2.6.6 Descrição da rotina de cálculo

As entradas de dados para os cálculos de acordo com o esquema de passes de laminação são:

- a) O tamanho de grão inicial  $D_0$  do tarugo reaquecido (em  $\mu\text{m}$ );
- b) A temperatura de cada passe de laminação (em  $^{\circ}\text{C}$ );
- c) Redução de passe de acordo com as espessuras de laminação (deformação real);
- d) Tempo de interpases (em segundos);
- e) Matriz de 2 colunas de temperatura e tempo de acordo com resfriamento após cada passe abaixo da  $Ar_3$ ;

### 2.6.6.1 Recristalização completa nos interpasses

O tempo necessário para a recristalização completa ( $X > 0,9$ ) entre dois passes é avaliado pelas equações 1 a 5 juntamente com os tamanhos de grão recristalizados correspondentes (equações 6 e 7). Assim, o crescimento de tamanho de grão é avaliado no final de cada recristalização sendo computado no próximo passe pelas equações 8 e 9. Desta forma, o tamanho de grão é calculado e tomado como  $D_0$  para o passe subsequente, e este procedimento passa por um *loop (recálculo)* de  $N-1$  vezes. O tempo necessário para a recristalização completa em conjunto com o tamanho de grão apropriado após o passe final são, avaliados juntamente com o crescimento de grão durante o resfriamento durante a passagem pela  $Ar_3$ .

### 2.6.6.2 Recristalização de interpasses parcial (mista)

Quando  $X < 0,9$  no tempo disponível entre dois passes de laminação, é necessário dividir a análise do material entre regiões recristalizadas e não recristalizadas. Cada uma destas regiões pode ser subdividida novamente em regiões recristalizadas e não recristalizadas após os demais passes, e assim por diante. Segundo Roberts et al<sup>13</sup>, podem-se simplificar os cálculos de recristalização nos interpasses desprezando estas regiões. Como elas contêm áreas subdivididas com históricos de diferentes recristalizações, e seus componentes gerados pelos passes subsequentes, geram uma fração volumétrica menor que 0,01.<sup>13</sup>

Na rotina de cálculo da evolução do tamanho de grão, os elementos de material com diferentes históricos de recristalização, constituem uma fração recristalizada, na qual a soma de seus termos individuais é unitária.

Os tamanhos de grão e as deformações acumuladas são calculadas e estocadas nas células da planilha para serem usadas nos cálculos dos passes posteriores. A deformação acumulada no material recristalizado é obviamente zero; a qual em um elemento não recristalizado é modificado para levar em conta a recuperação conforme a eq.(12). O tamanho de grão do material recristalizado é avaliado diretamente pelas equações (6) e (7). Nas áreas não recristalizadas, os valores



usados para o tamanho de grão dependem se o valor de  $D_{rec}$  é maior ou menor que  $D_0$ . No primeiro caso, o tamanho de grão do material não recristalizado é  $D_0$ . Quando o refino de grão ocorre, o tamanho da região não recristalizada é  $(1-X)^{1/2}D_0$ . Esta relação é assumida, devido a nucleação de novos grãos ser exclusivamente nos contornos de grãos, e que os grãos recristalizados e as regiões não recristalizadas são caracterizadas pelos mesmos coeficientes relativos as dimensões lineares de área e volume.<sup>13</sup>

Se um par de recristalização/não-recristalização local na fração recristalizada exceder 0,9, o efeito de crescimento de grão no tamanho de grão localizado é calculado. Após cada período de interpasse, a fração total recristalizada e o tamanho de grão médio são calculados. Se  $X > 0,9$ , a planilha considera  $D_0$  como o  $D$  calculado para cada passe. Até o passe final, as avaliações do tempo de recristalização, o tamanho de grão recristalizado e o crescimento de grão, são realizados pela planilha.<sup>13</sup>

### 2.6.7 Relação entre tamanho de grão austenítico e tamanho de grão ferrítico

O tamanho de grão austenítico em  $Ar_3$ , o qual é calculado pela planilha de evolução microestrutural, pode ser usada para determinar o tamanho de grão ferrítico correspondente. Para os aços ao Ti-V a expressão empírica<sup>13</sup> utilizada é:

$$D_{\alpha} = 3,75 + 0,18D_{\gamma} + 1,4\left(\frac{dT}{dt}\right)^{-1/2} \quad (13)$$

Onde  $dT/dt$  é taxa de resfriamento médio, entenda-se  $(\Delta T/\Delta t)$ .

Os dados experimentais reais<sup>13</sup> foram comparados com a eq.(13) na figura 14.

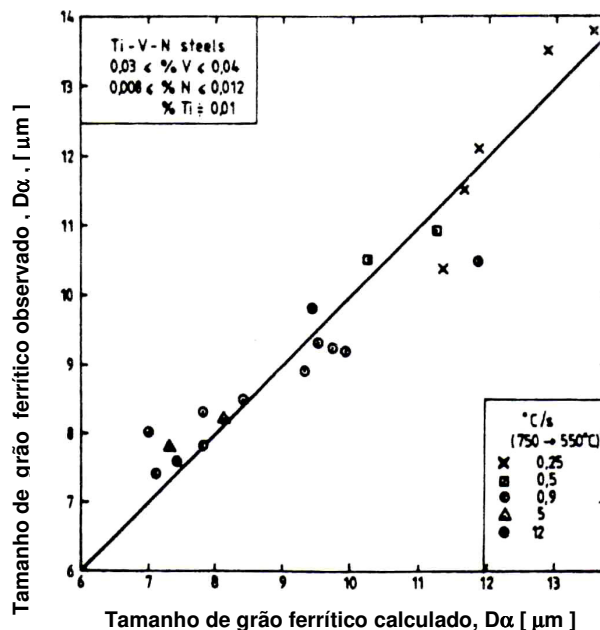


Figura 14 - Correlação entre o  $D\alpha$  observado em aços Ti-V-N e o valor de  $D\alpha$  calculado com base no tamanho de grão austenítico da eq.(13).<sup>13</sup>

### 2.6.8 Influência do esquema de passes no grau de refino microestrutural

A filosofia atrás da recristalização a quente de aços Ti-V é que a recristalização de grãos austeníticos finos é realizado pela laminação de acabamento em temperaturas moderadamente baixas (900-1000°C), e que o crescimento de grão da austenita é restringido, durante o resfriamento abaixo da  $Ar_3$ , por partículas de TiN. Deve-se ter em mente estes fatores ao se projetar um esquema de passes de laminação. Entretanto, com exceção da laminação controlada, os esquemas de passe que levam em conta a evolução estrutural são, até o momento, uma exceção à regra. Tal dificuldade deve-se aos seguintes fatores:

- a) a capacidade da laminação (em termos de força e potência) não deve ser excedida sob nenhuma circunstância, e altas temperaturas e baixas deformações favorecem as baixas cargas de laminação (e vice-versa);
- b) A operação de laminação deve ser efetuada mais rápido possível (altas temperaturas e menor número de passes). Esta premissa pode ser alterada devido o compromisso da laminação com as propriedades finais, que podem introduzir tempos de espera devido à precipitação de partículas;

c) As formas e dimensões do produto final devem estar de acordo com uma qualidade superficial aceitável.

Sem realizar qualquer cálculo, pode-se afirmar imediatamente que as considerações acima, impõem restrições ao esquema de passes de laminação, aos quais estão em conflito com a obtenção de um alto grau de refino microestrutural, que é beneficiado por altas deformações e baixas temperaturas relativas. Portanto, o problema com a laminação de recristalização, é definir um esquema de passes combinando a uma evolução microestrutural aceitável, com baixas cargas de laminação e bom rendimento.

## 2.7 SIMULAÇÃO FÍSICA DO PROCESSAMENTO METALÚRGICO

Para simular as condições experimentais de laminação, são utilizados ensaios de deformação a quente como, por exemplo, o ensaio de torção.<sup>18</sup> A etapa de conformação mecânica a quente, representa uma parcela significativa do trabalho realizado na fabricação de componentes e produtos metálicos semi-acabados. Esta rota de processamento é utilizada industrialmente devido à baixa resistência e alta ductilidade apresentada pela maioria dos materiais metálicos, quando deformados em temperaturas elevadas. De uma forma geral, a evolução da microestrutura durante o processamento a quente, depende das condições de deformação, as quais podem ser descritas pela:

- a) Temperatura de deformação ou, para uma seqüência de passes, pela evolução da temperatura com o tempo;
- b) Taxa de deformação;
- c) Quantidade de deformação imposta, que para uma seqüência de passes é determinada pelos níveis das deformações sucessivas e pelos tempos de espera entre passes.

O comportamento mecânico e estrutural de um metal ao ser trabalhado a quente, pode ser determinado diretamente em equipamentos padrões de produção. Todavia,

o uso de equipamentos de produção, normalmente não é viável economicamente. A impossibilidade, e muitas vezes a inconveniência, de se reproduzir fielmente ou em laboratório um processo de fabricação, levou ao estabelecimento da prática da simulação física. Nesta prática, utilizam-se corpos de prova de dimensões reduzidas, sobre os quais se impõem ciclos térmicos, mecânicos ou termomecânicos, que procuram reproduzir fielmente os parâmetros de processamento. O equipamento onde se realiza a simulação deve ser capaz de variar esses parâmetros, de modo a abranger uma larga faixa de valores. Um aspecto importante da simulação é o registro simultâneo da resposta do material e a associação desse comportamento aos parâmetros impostos. Também, a microestrutura do material deve ser examinada após a simulação. Neste sentido, os diversos tipos de ensaio serão analisados brevemente a seguir, com destaque para o ensaio de torção.

### 2.7.1 Ensaio de torção a quente

Vários métodos de laboratório têm sido utilizados na simulação física dos processos de conformação mecânica a quente, podendo destacar os ensaios de compressão, torção e laminação. O ensaio de torção é um dos testes de laboratório mais utilizado para a simulação física do processamento a quente.<sup>18</sup> O estado de tensão atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção é ilustrado na Figura 15. A tensão cisalhante máxima atua em dois planos mutuamente perpendiculares, ou seja, perpendicular e paralelamente ao eixo da amostra. As tensões principais  $\sigma_1$  e  $\sigma_3$  formam ângulos de  $45^\circ$  com o eixo do corpo de prova e são iguais em magnitude às tensões cisalhantes máximas.  $\sigma_1$  é a tensão trativa,  $\sigma_3$  é a tensão compressiva de igual valor e  $\sigma_2$ , que é igual a zero, e é a tensão intermediária.<sup>17,18</sup>

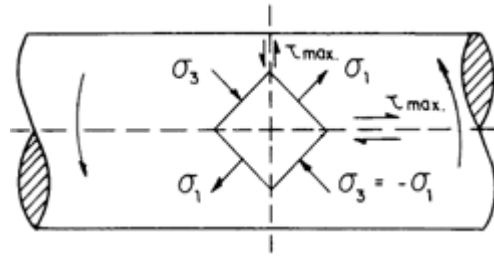


Figura 15 - Representação do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção.<sup>18</sup>

Com esse ensaio é possível impor grandes deformações com altas taxas de deformação. O momento de torção é aplicado ao corpo de prova por meio de um motor, que pode ter a sua velocidade controlada e variada, permitindo realizar ensaios com taxas similares às impostas nas seqüências de passes dos processos industriais. Além do controle do ensaio, a instrumentação de um equipamento desse tipo permite medidas do torque (tensão de escoamento plástico), do deslocamento angular (deformação e taxa de deformação) e da temperatura. As curvas tensão-equivalente vs. deformação-equivalente para a superfície de amostras cilíndricas torcionadas, são calculadas a partir do torque e ângulo de rotação medidos, utilizando as eqs. (14a) e (14b).<sup>20</sup>

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R^3} (3 + m + n) \quad \text{e} \quad \varepsilon_{eq} = \frac{R\theta}{\sqrt{3}L} \quad (14.1 \text{ e } 14.2)$$

Onde M é o torque aplicado, o  $\theta$  é o ângulo de rotação, R e L são o raio e o comprimento útil do corpo de prova. Os coeficientes m e n representam a sensibilidade do material às mudanças na taxa de deformação e na deformação, respectivamente.<sup>17,18</sup>

## 2.7.2 Experimentos que podem ser realizados com a simulação física

Há uma ampla variedade de experimentos que podem ser realizados com um simulador físico. Com maior freqüência, tem-se utilizado a máquina de ensaios de torção a quente para realizar ensaios isotérmicos e contínuos até a fratura, ensaios isotérmicos e interrompidos com duas deformações e ensaios com múltiplas deformações em resfriamento contínuo.<sup>17,18</sup>

## 2.7.3 Ensaios isotérmicos e contínuos até a fratura

Com esses ensaios determinam-se as curvas de escoamento plástico dos materiais em diferentes temperaturas e taxas de deformação. Os corpos de prova são aquecidos até temperaturas de solubilização e mantidos nessas temperaturas por 10 - 30 minutos, sendo em seguida resfriados até a temperatura de ensaio e deformados continuamente até a fratura. O ciclo térmico empregado pode ser visto na Figura 16.

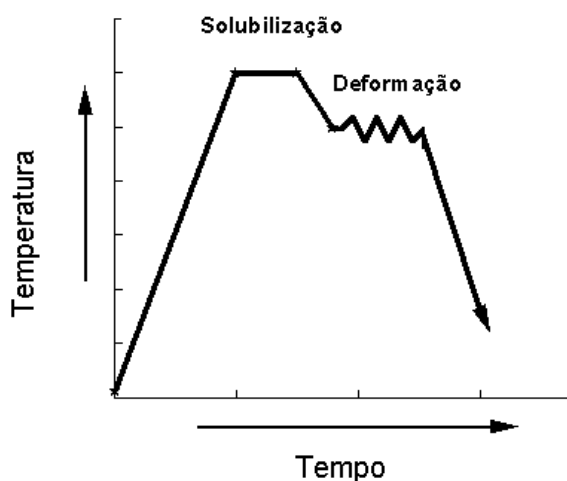


Figura 16 - Ilustração esquemática do ciclo térmico empregado nos ensaios isotérmicos até a fratura.<sup>17</sup>

#### 2.7.4 Ensaio isotérmico e interrompidos com duas deformações

São utilizados para investigar os fenômenos que ocorrem nos intervalos entre passes, como o amaciamento promovido pela recuperação e pela recristalização e o endurecimento gerado pela precipitação induzida por deformação. Os testes são interrompidos após uma deformação pré-determinada, mantendo-se a amostra na mesma temperatura por diferentes intervalos de tempo, e em seguida reiniciada a deformação. O ciclo termomecânico típico pode ser visto na Figura 17.

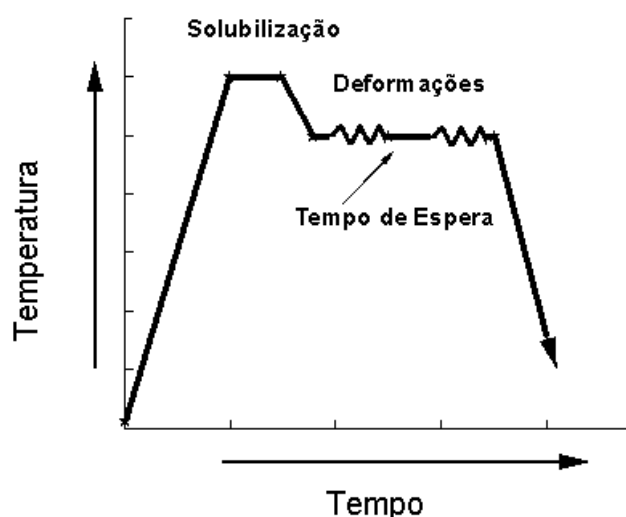


Figura 17 - Ilustração esquemática do ciclo termomecânico empregado nos ensaios isotérmicos com duas etapas de deformação.<sup>17</sup>

#### 2.7.5 - Ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo

Com esse tipo de ensaio pode-se investigar o comportamento dos materiais em condições similares às do processamento industrial, os fenômenos induzidos pela deformação que ocorrem durante o resfriamento e determinar as temperaturas críticas do processamento termomecânico, tais como a temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ )<sup>17</sup> e as temperaturas de início e fim da transformação de fase em aços<sup>17</sup>. Nesses experimentos, as amostras são aquecidas e mantidas por tempos de 10 a 30 minutos nas temperaturas de encharque e em seguida resfriadas continuamente com taxas similares às impostas industrialmente. Durante a etapa de

resfriamento, as amostras são deformadas em seqüências de passes com níveis de deformações iguais aos do processamento industrial.

A Figura 18 é uma representação de uma seqüência de passes típica. <sup>17,18</sup>

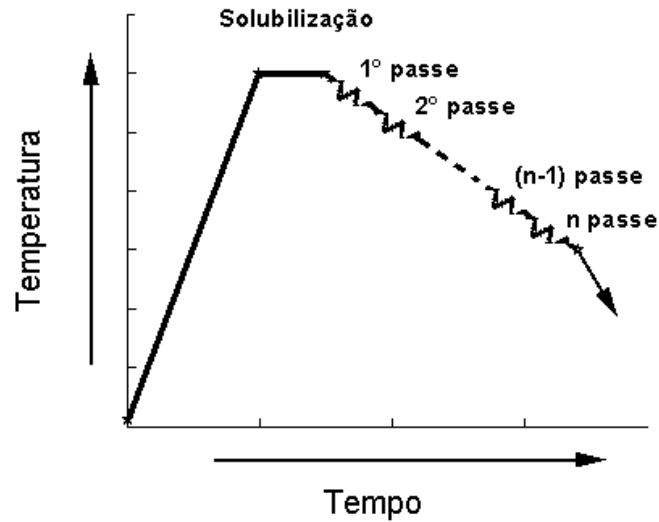


Figura 18 - Representação esquemática do ciclo termomecânico imposto em ensaios realizados com múltiplas deformações em resfriamento contínuo. <sup>17</sup>

### 2.7.6 Dados experimentais que podem ser obtidos

Podem-se determinar as curvas de escoamento plástico em altas temperaturas, a cinética de recristalização em altas temperaturas, a interação entre a recristalização e a precipitação induzida por deformação, as temperaturas típicas do processamento termomecânico e demais dados necessários ao dimensionamento do processamento industrial de materiais metálicos. <sup>17</sup>



## 3 METODOLOGIA

### 3.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO AÇO

#### 3.1.1 Aciaria

O que se descreve a seguir é o resumo do processo de fabricação efetuado na aciaria da empresa Villares unidade de Mogi das Cruzes, onde foram preparados os tarugos do presente projeto.

A matéria prima utilizada é a sucata (70%), retorno de processo (20%) e ferro gusa (10%). Após a seleção da sucata de acordo com o tipo de aço que está sendo fabricado levando-se em conta os residuais admissíveis pela norma e/ou interessado final, carrega-se o forno elétrico, e procede-se a fusão da sucata.

A correção da liga é feita no forno panela através da adição de ferro-ligas (Fe-Si, Fe-Si-Mn, Fe-Cr, etc). Segue-se então para a estação de desgaseificação VD, onde se reduz os residuais de oxigênio e hidrogênio. Ainda nesta etapa é possível a correção ou adição de algum elemento como, por exemplo, o Al, B ou S através da adição de arames. O lingotamento contínuo é realizado em molde de cobre para se obter um tarugo quadrado de seção 185 mm. O fluxo do processo de aciaria é demonstrado na figura 19.

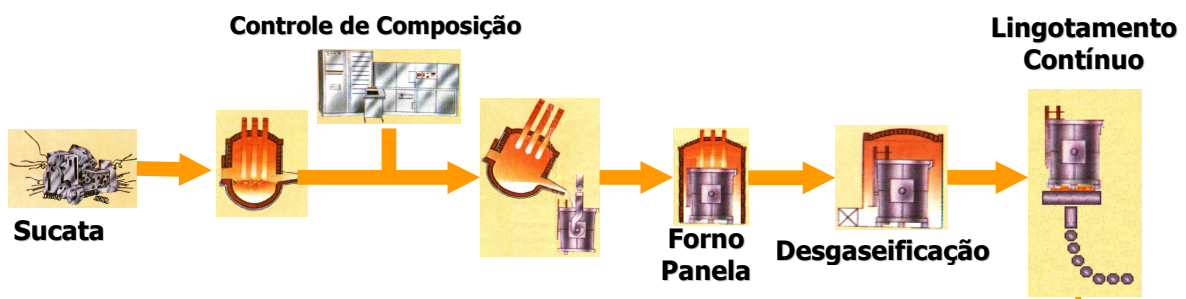


Figura 19- Fluxograma do processo de aciaria.

### 3.1.2 Laminação

Conforme o lay-out mostrado na figura 21, os tarugos provenientes do lingotamento contínuo são colocados no forno a gás de reaquecimento a fim de uniformizar e elevar a temperatura até a indicada pela experiência acumulada internamente na Usina, para cada tipo de aço fabricado. Esta temperatura é baseada na sua curva de deformação x temperatura, obtidas experimentalmente através de ensaios de torção ou tração a quente para a maioria dos aços existentes. Nesta etapa também se retira a carepa do tarugo através de um jateamento de água a alta pressão ( $200\text{kgf/cm}^2$ ) para que não haja incrustamento no produto final. Após a homogeneização de temperatura os tarugos vão para os laminadores:

- a) Trio de desbaste Morgardshammar ( 5 passes )
- b) Trios e duos de acabamento Schloemann ( 6 passes )

São realizados passes que podem ser do tipo caixa(box) ou diamante no laminador trio de desbaste e passes tipo oval, falso-redondo e redondo sucessivos nas cadeiras de laminação de acabamento formadas por duas cadeiras duo e duas cadeiras trio.

Depois de laminada a barra é cortada na tesoura e colocada no leito de resfriamento. A figura 20 apresenta o fluxograma da laminação de tarugos.



Figura 20 - Fluxograma de laminação de tarugos.

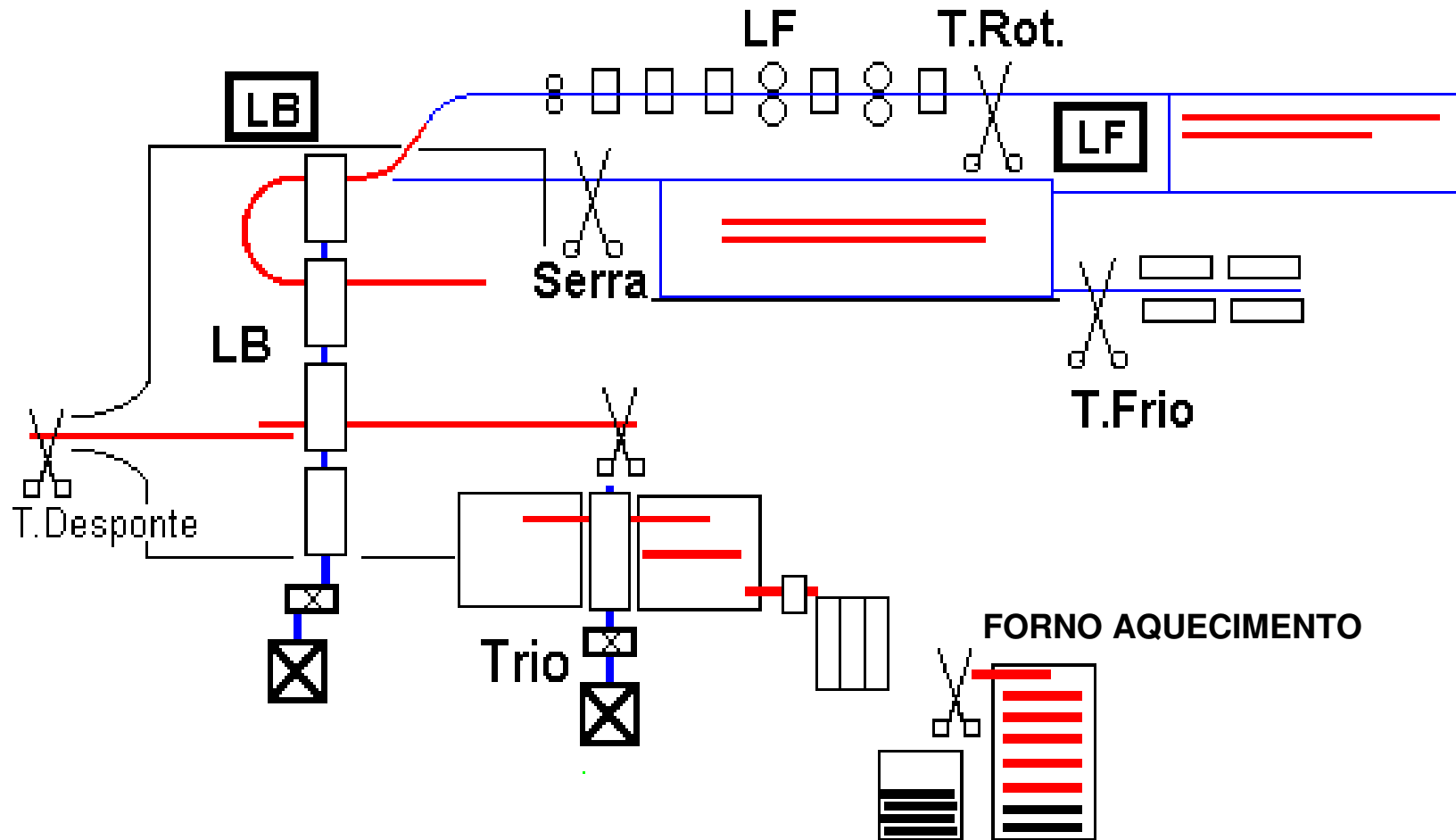


Figura 21 – *Lay-out* da laminação

### 3.1.3 Seqüência de passes para laminação de barras redondas

Após o aquecimento dos tarugos em forno de vigas móveis (figura 22) por aproximadamente 2 h, inicia-se os passes de desbaste. Na laminação de barras, leva-se em conta o grau de redução de área mínimo de 6 vezes, com o objetivo de se obter uma maior homogeneidade na deformação da seção transversal.



Figura 22 - Forno de reaquecimento de tarugos.

Para a laminação de uma barra redonda de aproximadamente 71 mm de diâmetro, são realizados em um laminador de desbaste trio de 5 a 7 passes (tipo diamante ou caixa) e mais 6 passes variando entre ovais, falsos-redondos e redondos em cadeiras de laminação de acabamento, formadas por trios e duos.

A figura 23, através de um exemplo ilustrativo, mostra os canais onde as seqüências de passes de desbaste trio são realizadas, a partir do passe com área inicial de 31274 mm<sup>2</sup> até chegar ao passe com área de 16457 mm<sup>2</sup>.

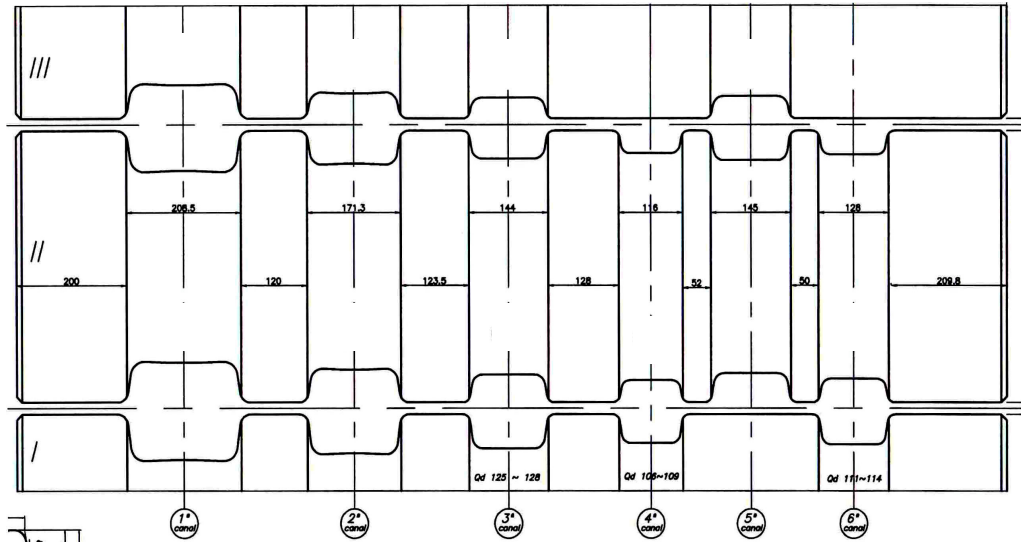


Figura 23 - Exemplo ilustrativo de cilindros em um laminador de desbaste trio.

Na figura 24 temos o laminador trio no momento dos passes.



Figura 24 - laminador trio no primeiro passe de desbaste.

Após o desbaste, a barra é cortada com oxicorte devido o espaço limitado entre o leito e as cadeiras de acabamento. Após o corte, a barra passa pela seqüência de passes acabadores de 6 a 11, nas cadeiras duos e trios, alternando passes do tipo oval, falso-redondo e redondo, conforme a figura 25.

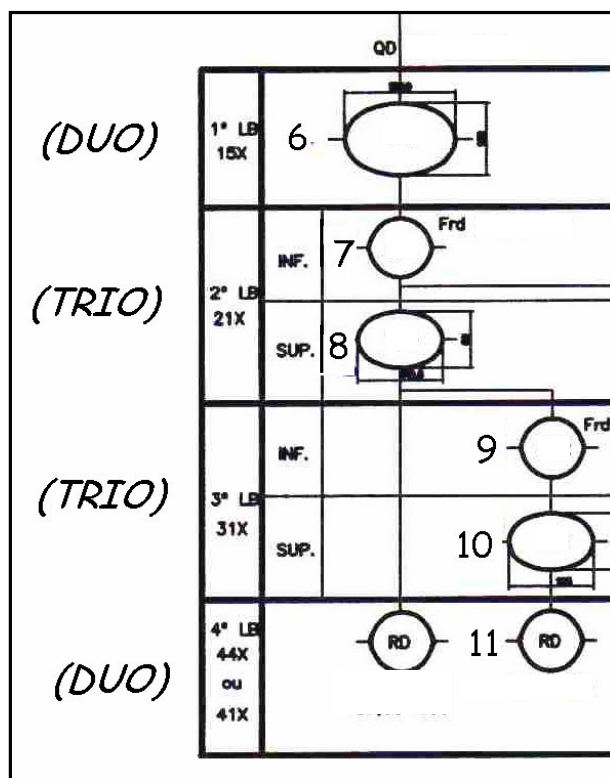


Figura 25 - Seqüência de passes de acabamento realizada após os passes de desbaste.

A área de saída da barra no passe 6 é de  $12393\text{mm}^2$ , que evolui até o passe 11, com área de  $3970\text{mm}^2$  que corresponde a bitola de 71mm. As figuras 26 e 27 mostram o momento do passe 6 (trio) a esquerda e o passe 11 na cadeira da direita (trio).



Figura 26 - Passes 6 e 11 nas cadeiras acabadoras trio-duo-duo-trio.

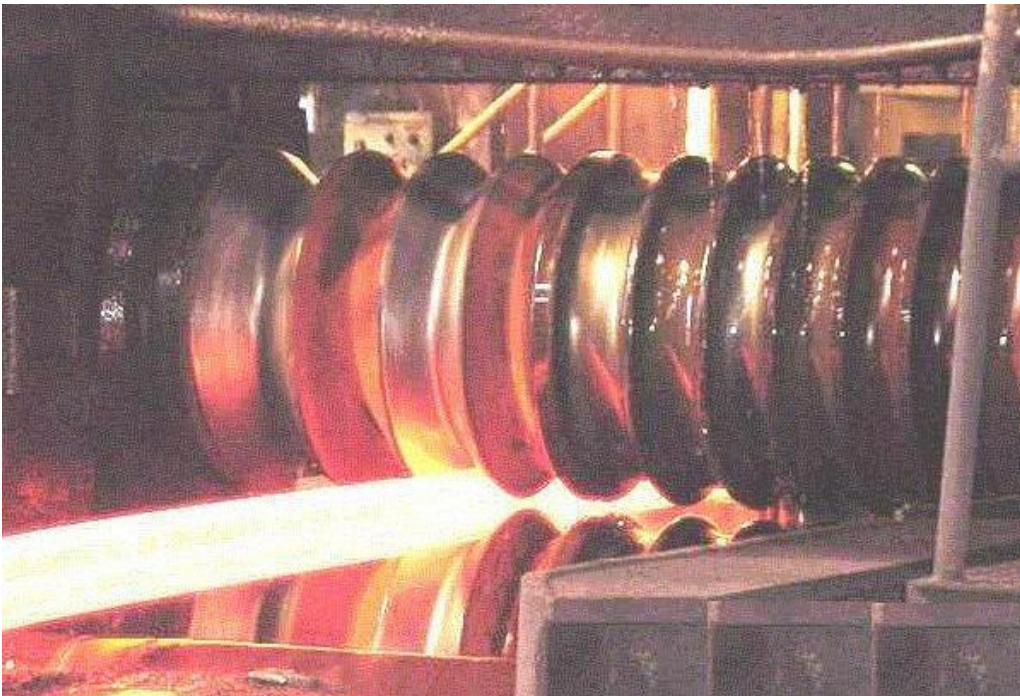


Figura 27 - Detalhe do último passe (11º) na cadeira acabadora.

A última etapa é o resfriamento ao ar calmo que se dá no leito de vigas móveis e o corte final na tesoura a frio de 360t conforme figura 28.



Figura 28 - Leito de resfriamento de barras e tesoura no fim do processo(esquerda).

### 3.2 MATERIAL

O material utilizado para a realização deste trabalho foi um aço médio carbono microligado ao vanádio, denominado 38MnSiV5, cuja composição química encontra-se na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química do aço utilizado (%em peso).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	V	N
0,37	0,59	1,39	0,13	0,10	0,02	0,016	0,004	0,09	0,0141



Este aço é aplicável somente a produtos semi-acabados para forjamento subsequente . O aço é fornecido na forma de barras cilíndricas com diâmetro de 71mm, com comprimento variando de 3 a 6 m.

### 3.3 COLETA DE AMOSTRAS E PARÂMETROS NA LAMINAÇÃO

#### 3.3.1 Amostras

A coleta de amostras no processo de laminação é uma etapa que é limitada pelo *lay-out* dos laminadores e pontos disponíveis para o uso do oxicorte no leito.

Para o estudo foram coletadas amostras em três etapas possíveis do processo conforme tabela 5.

Tabela 5 - Esquema de amostragem.

	<b>Amostragem 1</b>	<b>Amostragem 2</b>	<b>Amostragem 3</b>
<b>Etapa</b>	Saída do forno	Saída do desbaste	Saída acabamentoo
<b>Passe</b>	-	5º	11º
<b>Bitola</b>	185 x 185 mm	123 x 133 mm	Ø 71 mm
<b>Comprimento</b>	150mm	150mm	150mm
<b>Quantidade</b>	6	6	6

### 3.3.2 Coleta de dados e parâmetros

O processo de laminação de trens abertos é caracterizado por apresentar variações entre tempos e temperaturas de laminação, devido à facilidade ou dificuldade em se obter a mordedura dos cilindros em cada cadeira. Tal facilidade ou dificuldade depende de diversos fatores tais como: velocidade de entrada da barra no cilindro, rotação do cilindro e habilidade do operador da cadeira. Devido a esta variação de parâmetros (inerente ao processo manual), para efeito de cálculo, foi utilizada uma média de dez medições durante o processamento do aço.

Durante a laminação da corrida do aço 38MnSiV5 foram coletados durante o processo os seguintes dados e os parâmetros para cada passe / cadeira:

#### 3.3.2.1 Diâmetro de trabalho do cilindro

O diâmetro utilizado para efeito de cálculos, foi o diâmetro de trabalho que leva em consideração a diferença entre o diâmetro dos cilindros e a distância entre os centros das barras localizadas no canal do cilindro. Os valores dos diâmetros médios dos cilindros e do diâmetro de trabalho são mostrados na tabela 6.

Tabela 6 - Diâmetros dos cilindros (mm).

PASSE	DESBASTE					ACABAMENTO					
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Diâmetro médio cilindro	579,83	558,78	579,83	558,78	579,83	522,49	513,97	521,48	513,97	521,48	492,49
Diâmetro de trabalho	431,83	431,78	454,83	457,78	474,83	438,49	424,28	461,87	445,29	474,86	438,60

### 3.3.2.2 Temperatura

Foram obtidas utilizando um pirômetro manual de radiação infravermelho com mira *laser* da marca Raytek, modelo ST-60XB com emissividade corrigida para o fator de 0,88, na entrada de cada passe a distância de 1 metro das barras. Os valores experimentais médios de temperatura são mostrados na tabela 7

Tabela 7 - Temperaturas médias de cada passe (°C).

PASSE	DESBASTE					ACABAMENTO					
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Temperatura (°C)	1106	1097	1090	1084	1079	1072	1059	1036	1015	1003	880

### 3.3.2.3 Rotação do cilindro

A rotação dos cilindros é obtida através do painel de comando da cabine de cada cadeira. As rotações são mostradas na tabela 8.

Tabela 8 - Rotações das cadeiras em cada passe (rpm).

PASSE	DESBASTE					ACABAMENTO					
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Rotação n (rpm)	400	400	400	400	400	600	600	600	600	600	600

### 3.3.2.4 Tempo de interpasse

O tempo entre os passes é medido diferentemente do que seria para uma laminação contínua. Para a laminação de trens abertos, foi utilizada a convenção

de medição fixando o tempo de interpasse na posição da “*cabeça do tarugo*” e da barra. Os tempos de cada interpasse são mostrados na tabela 9.

Tabela 9 - Tempos de interpasse (s).

PASSE	DESBASTE					ACABAMENTO					
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Tempo médio entre passes (s)	15	18	16	15	13	43	17	21	20	25	30

### 3.4 ENSAIO DE TORÇÃO

A simulação física da seqüência de deformações da laminação foi realizada com ensaios de torção ao quente, utilizando uma máquina horizontal de ensaios, com controle dos parâmetros de processamento e aquisição dos dados realizados por um computador conectado a máquina. No total foram utilizadas 4 amostras.

#### 3.4.1 Máquina de ensaios de torção a quente utilizada

Na máquina de ensaios de torção a quente do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMa (Departamento de Materiais) da UFSCar, os esforços mecânicos são aplicados nas amostras por um servo motor elétrico de 6 KVA com velocidade variável de 1 a 2000 rpm e os torques são medidos por uma célula de carga com capacidade de 1000 kgf x cm. As amostras são aquecidas por um forno de radiação infravermelho de 6 KW acoplado à máquina. A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir de medidas do ângulo de rotação através de um transdutor de rotação. A aquisição de dados é realizada por um computador interligado a máquina, que através de um programa internamente desenvolvido<sup>19</sup>, controla os ensaios impondo a temperatura, a deformação, a taxa de deformação

e o tempo de espera entre deformações. A figura 29 apresenta uma representação esquemática e a figura 30 mostra uma visão geral do equipamento utilizado.

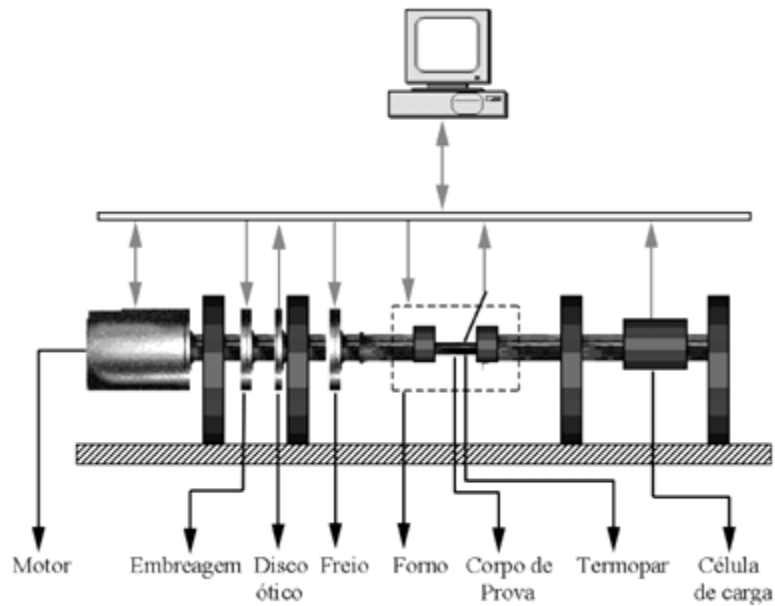


Figura 29 - Representação esquemática da máquina de tração a quente.



Figura 30 - Foto da máquina horizontal de ensaios de torção a quente.

### 3.4.2 Geometria dos corpos de prova para o ensaio de torção a quente

As barras de aço foram usinadas para a confecção dos corpos de prova. A figura 31 mostra a geometria dos corpos de prova utilizados e a figura 32 uma fotografia do corpo de prova. As dimensões dos corpos de prova, tais como comprimento e diâmetros úteis foram otimizados para se obter uma alta razão comprimento/raio. A parte central, região útil, de menor diâmetro, consiste na região de deformação. Uma das extremidades é fixa à máquina por rosca, enquanto que a outra é por encaixe.

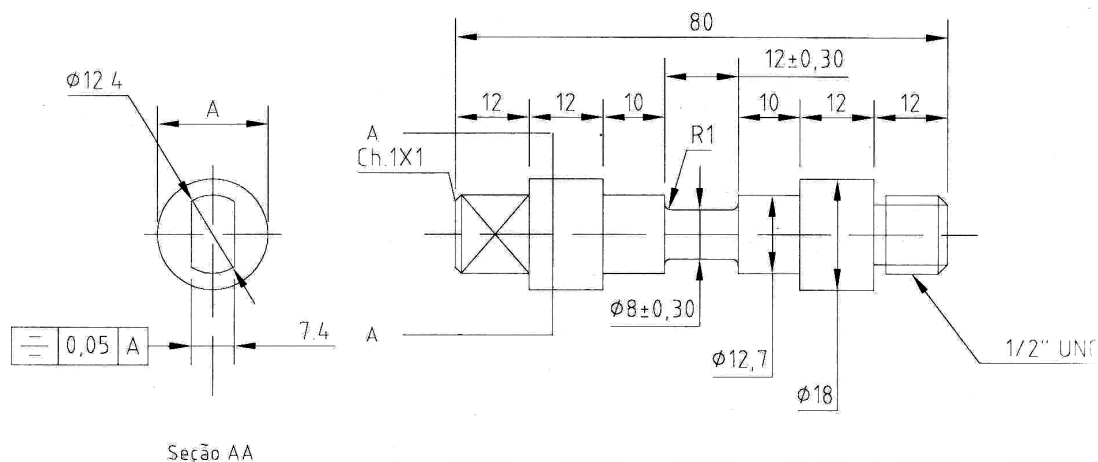


Figura 31 - Desenho do corpo de prova utilizado para o ensaio de torção.

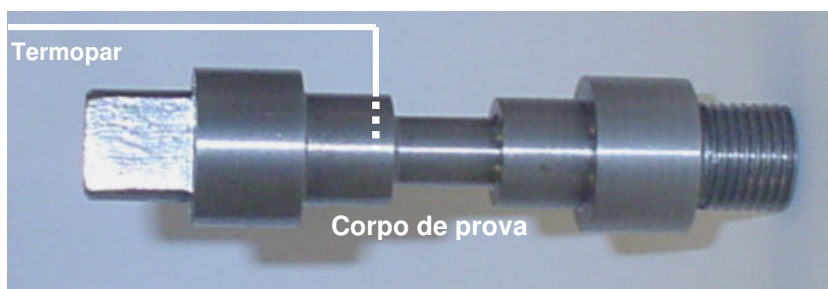


Figura 32 - Foto do corpo de prova usinado com o esquema da posição do termopar (em branco) localizado no centro do corpo de prova e a distância de 1 mm da seção útil.

### 3.4.3 Parâmetros dos ensaios de torção a quente

Dentre os métodos de ensaios possíveis de serem realizados, os ensaios com múltiplas deformações com resfriamento contínuo conforme a figura 15 são os que procuram se aproximar de uma simulação do processo de laminação do presente trabalho.

De acordo com o relatório da máquina mostrado na figura 34, foi realizado um ensaio com patamar de aquecimento de 1200°C durante 600 s para austenitizar o material, e realizadas 11 torções com as deformações, taxas de deformações e tempos de acordo com o que foi realizado no processo de laminação. O esquema de deformações é apresentado na figura 33.

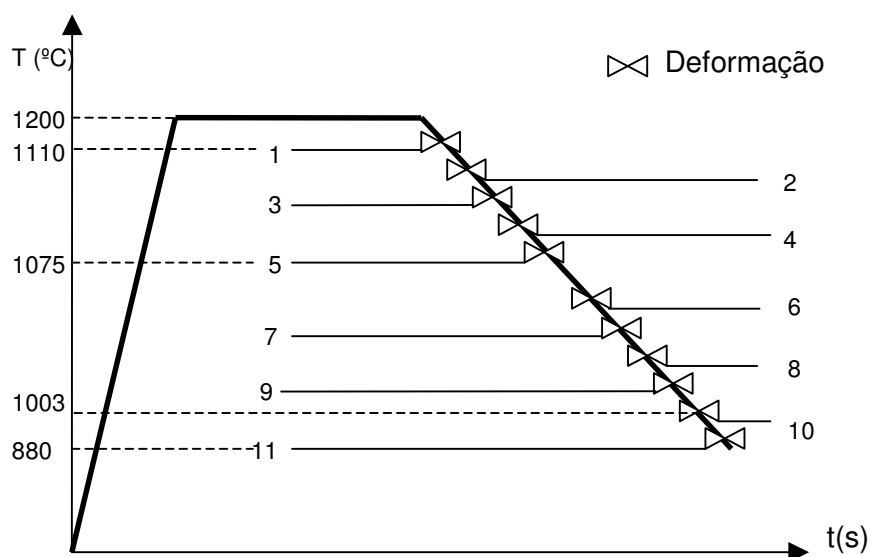


Figura 33- representação esquemática do ensaio realizado. Os números indicam os estágios em que a amostra foi deformada.

Ensaio de Torção a Quente, Data: 1 / Nov / 2007  
 UFSCar - DEMa Lab. de Tratamentos Termo-mecânicos.

Projeto: Simulação de passes de laminação  
 Operador: Valdir

Diâmetro Externo do Corpo de prova (mm): 8.05  
 Comprimento do Corpo de prova (mm): 12.15

Material do Corpo de prova: 38MnSiV5  
 Identificação do Corpo de prova: 4N

Tipo do Forno: Infravermelho  
 Tipo de Sonda: Termopar tipo K

Disparo do Digitalizador: Encoder

Planilha do Ensaio:

Tipo	Temperatura Inicial oC	Temperatura Final oC	Tempo s	Taxa Aquec./Resfr. oC/min	Deformação %	Taxa Deformação 1/s
Rampa	PID	1200.0	X	120.0	X	X
Patamar	1200.0	1200.0	600.0	X	X	X
Rampa	1200.0	1110.0	X	60.0	X	X
Patamar	1110.0	1110.0	2.0	X	X	X
Rampa	1110.0	1075.0	X	20.3	X	X
Ensaio	1110.0	X	3.0	X	10.00	1.47
Ensaio	1110.0	X	18.0	X	16.00	1.77
Ensaio	1110.0	X	16.0	X	37.00	1.67
Ensaio	1110.0	X	15.0	X	17.00	1.45
Ensaio	1110.0	X	13.0	X	21.00	1.12
Patamar	1075.0	1075.0	43.0	X	X	X
Rampa	1075.0	1003.0	X	50.0	X	X
Ensaio	1075.0	X	2.0	X	33.00	2.62
Ensaio	1075.0	X	17.0	X	17.00	1.88
Ensaio	1075.0	X	21.0	X	31.00	2.03
Ensaio	1075.0	X	20.0	X	27.00	1.90
Ensaio	1075.0	X	25.0	X	29.00	2.37
Patamar	1003.0	1003.0	2.0	X	X	X
Rampa	1003.0	870.0	X	240.0	X	X
Patamar	870.0	870.0	5.0	X	X	X
Ensaio	870.0	X	2.0	X	27.00	2.23
FIM	-#-	-#-	-#-	-#-	-#-	-#-

Temperatura lida e número de pontos coletados em cada ensaio:

1) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1109.2 °C,	21	Pontos lidos.
2) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1102.2 °C,	34	Pontos lidos.
3) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1098.4 °C,	79	Pontos lidos.
4) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1093.7 °C,	36	Pontos lidos.
5) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1088.6 °C,	45	Pontos lidos.
6) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1074.1 °C,	71	Pontos lidos.
7) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1059.8 °C,	36	Pontos lidos.
8) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1041.2 °C,	66	Pontos lidos.
9) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1024.7 °C,	58	Pontos lidos.
10) Ensaio,	Segmento 'Rampa Taxa',	Temper.	1003.8 °C,	62	Pontos lidos.
11) Ensaio,	Segmento 'Patamar',	Temper.	865.2 °C,	58	Pontos lidos.

Figura 34 - Relatório do programa de ensaio de torção a quente(set-up e dados do ensaio).



## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 PLANILHA DE CÁLCULOS

Utilizando uma planilha de cálculos Excel, inseriram-se os dados coletados experimentalmente para acompanhar a evolução do tamanho de grão austenítico. A tabela 10 apresenta a planilha elaborada para a qual as condições iniciais (inserção de dados iniciais), são apresentadas na figura 35:

- a) Bitola inicial para cálculo da área inicial;
- b) Tamanho de grão inicial;
- c) Taxa de resfriamento.

Seção inicial do tarugo	185
A <sub>o</sub> = Area inicial (mm)	34225
TG inicial experimental = D <sub>o</sub> (μm)	400
Taxa de resfriamento = R (°C/s)	0,13

Figura 35 - Fragmento da planilha mostrando a inserção inicial de dados.

Baseando-se no trabalho de Roberts et al<sup>13</sup> (figura 36), as taxas de resfriamento para diversas bitolas do trabalho de Roberts (12, 24 e 40 mm) foram obtidas a partir do resfriamento ao ar calmo (para bitola de 40mm). Com os dados levantou-se uma curva de taxa de resfriamento em função da bitola, onde se construiu uma linha de tendência junto com a linha de tendência (potência) e extrapolou-se para a bitola de 71 m através da equação  $R=12,59 \cdot \varnothing^{-1,07}$  obtida do gráfico da figura 37.

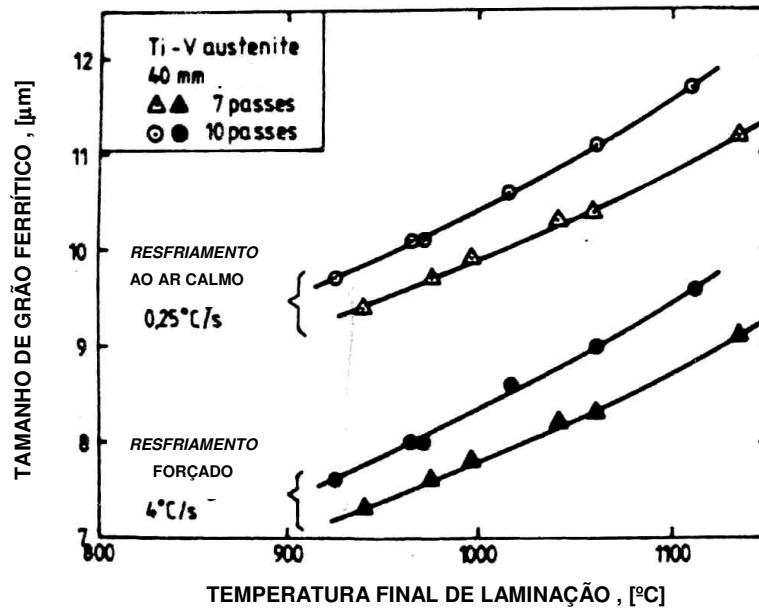


Figura 36 – Gráfico de temperatura final de laminação versus tamanho de grão ferrítico, onde mostra que para uma bitola de 40 mm temos uma taxa de resfriamento natural de 0,25°C/s.<sup>13</sup>

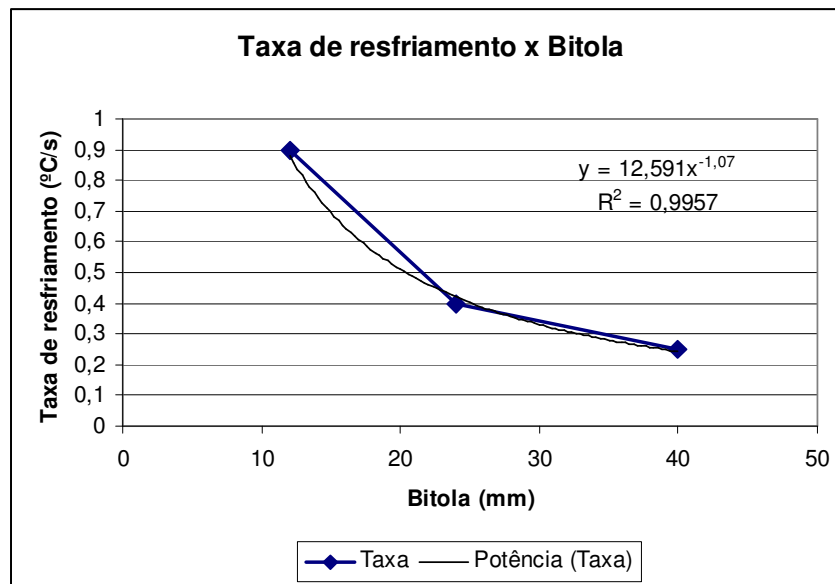


Figura 37 – Gráfico da taxa de resfriamento versus bitola (pontos experimentais de Roberts et al<sup>13</sup>) onde através da curva de tendência (potência) se obteve a equação para a extrapolação da bitola de 71mm .



Segue-se assim com a inserção na planilha dos demais dados de processo como:

- a) Diâmetro de trabalho do cilindro em cada passe;
- b) Rotação de cada cilindro;
- c) Temperatura da barra em cada passe;
- d) Tempos médios de interpasse.

A rotina de seqüência de cálculos pela planilha está na tabela 10, onde se mostra a evolução dos cálculos através das equações da literatura, apresentadas em maior detalhe no item 3.6 da revisão bibliográfica.

As equações para velocidade periférica do cilindro (15), taxa de deformação (16) e parâmetro Z de Zener-Hollomon (17) que foram utilizadas neste trabalho são as tradicionais de Sellars e Whiteman.<sup>16</sup>

$$V_p = \frac{\pi \cdot D \cdot n}{60} \quad (15)$$

Onde: n = rotação em rpm e D = diâmetro do cilindro.

$$\dot{\varepsilon} = V_p \sqrt{\frac{2}{D \cdot \Delta A}} \cdot \varepsilon \quad (16)$$

Onde: A= área da barra,  $V_p$  = velocidade periférica do cilindro, D= diâmetro do cilindro e  $\varepsilon$  = deformação.

$$z = \dot{\varepsilon} \exp \frac{312000}{8,31 \cdot T} \quad (17)$$

Onde: T = Temperatura em °K.

Para cada passe a planilha calcula sucessivamente o tempo para 50% de recristalização  $t_{0,5}$  eq.(5), tempo para completar a recristalização  $t_{0,95}$ , fração recristalizada  $X$  eq.(3), tamanho de grão recristalizado  $D_{rec}$  eq.(7), tempo de crescimento de grão (diferença entre tempo de interpasse e  $t_{0,95}$ ), tamanho de grão após o crescimento eq.(8a) e tamanho de grão ferrítico eq.(13). O tipo de estrutura é também estimado. Caso o tempo de interpasse for menor que o  $t_{0,95}$  a planilha mostraria na célula correspondente a estrutura como sendo “MISTA” e, caso contrário, é mostrado “REC” que corresponde a totalidade da estrutura recristalizada estaticamente.

#### 4.2 METALOGRAFIA DA EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO EXPERIMENTAL

As amostras transversais que foram retiradas da laminação (tabela 5) foram preparadas, e através de análise metalográfica efetuada por microscopia ótica, conforme a norma ASTM E112 e utilizando o método do intercepto linear, método de Heyn (item 13 da norma), com contagem de no mínimo 50 interceptos e uma aumento de 100X. Foram encontrados os tamanhos de grãos médios da estrutura “ferrítica-perlítica”, resumidos na tabela 11. Para a posição de leitura dos tamanhos de grãos foi considerado o meio-raio dos tarugos e das barras, que é aceito e requisitado industrialmente.

Tabela 11 – Tamanhos de grãos “ferríticos-perlíticos” ( $\mu\text{m}$ ).

	Tarugo	Barra	Barra final 71 mm
Passe	-	5 <sup>o</sup>	11 <sup>o</sup>
Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ )	400	20	14
Desvio padrão( $\mu\text{m}$ )	$\pm 20$	$\pm 2$	$\pm 1$
Figura	38a	39	40a

Na tabela 11 são apresentados os tamanhos de grãos das respectivas microestruturas (figuras 38a, 39 e 40a).

Sabendo que nas condições normais de processamento a estrutura final obtida é ferrita e perlita provenientes do resfriamento lento no leito de laminação, foi realizada uma têmpera nas amostras do tarugo e da barra final, para comparar o tamanho de grão temperado e estrutural (ferrita-perlita), mostrando que não há diferenças significativas entre ambos. Com isto, pretende-se validar o uso do tamanho de grão “ferrítico-perlítico” das amostras como comparativo ao tamanho de grão ferrítico calculado pela planilha .

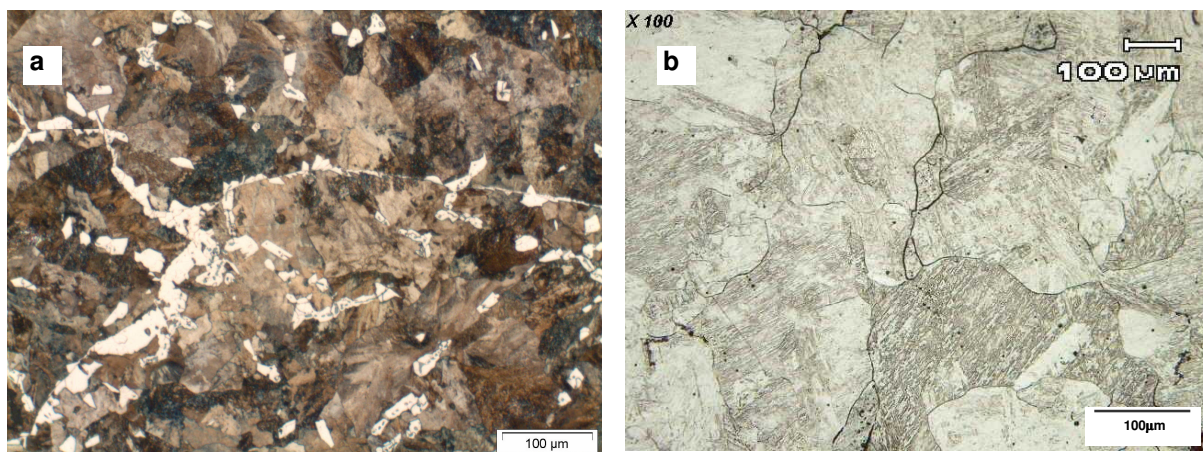


Figura 38 – a) Grãos “ferríticos-perlíticos” do tarugo após reaquecimento a 1150 °C . Tamanho de grão médio de 400 µm +/-20 . Ataque : Nital 5% b) Grãos da amostra do tarugo temperado a 1150 °C. Tamanho de grão médio de 364 µm +/-20 . Ataque: Picral.



Figura 39 - Grãos “ferríticos-perlíticos” da barra após o 5º passe a 1079°C . Tamanho de grão médio de 20 µm +/- 2 . Ataque: Nital 5%

Conforme verificado nas figuras 38a e 38b, a diferença entre os tamanhos de grão é da ordem de 9%, e sabendo-se que o tamanho de grão inicial após o reaquecimento do tarugo não influencia o tamanho de grão final (vide fig. 44), para o trabalho em questão esta diferença é considerada aceitável.

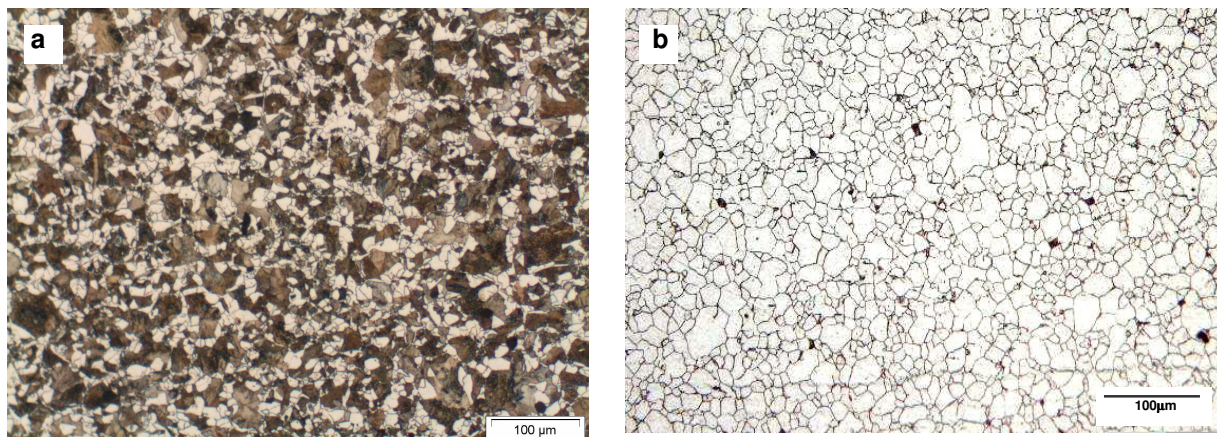


Figura 40 – a) Grãos “ferríticos–perlíticos” da barra final após o 11º passe a 880°C . Tamanho de grão médio de 14  $\mu\text{m}$  +/-1 . Ataque: Nital 5%. b) Grãos da amostra da barra temperada a 880°C . Tamanho de grão médio de 12  $\mu\text{m}$  +/-1 . Ataque Picral.

Conforme verificado nas figuras 40a e 40b , a diferença entre os tamanhos de grãos médios é da ordem de 2 $\mu\text{m}$ , que para este trabalho é considerado aceitável.

#### 4.3 OBSERVAÇÕES MICROESTRUTURAIS NO ENSAIO DE TORÇÃO

De acordo com Regone<sup>15</sup>, para se observar a microestrutura das amostras do ensaio de torção, procedeu-se da seguinte forma: as amostras foram cortadas ao meio (perpendicularmente), conforme figura 41 e, na seqüência, foram embutidas, lixadas e polidas com alumina (1 a 0,3  $\mu\text{m}$ ) e atacadas com um reagente de Nital (5%) durante 30 s.

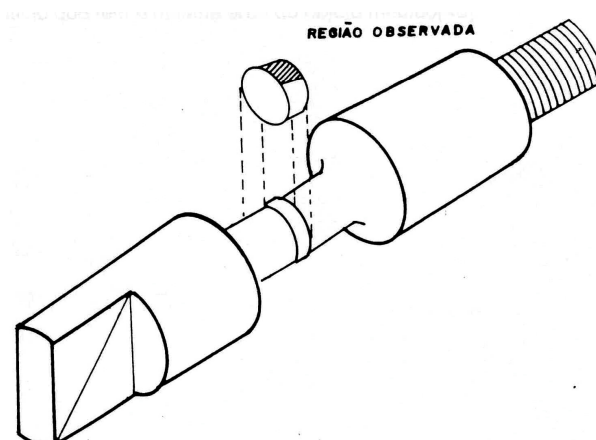


Figura 41 - Desenho esquemático mostrando detalhes do corte da amostra para as observações microestruturais.<sup>15</sup>

A determinação do diâmetro médio dos grãos foi realizada na região hachurada na superfície do corpo de prova, visto que a deformação máxima de um ensaio de torção se dá nesta posição. A microestrutura do corpo de prova de torção é mostrada na figura 42.

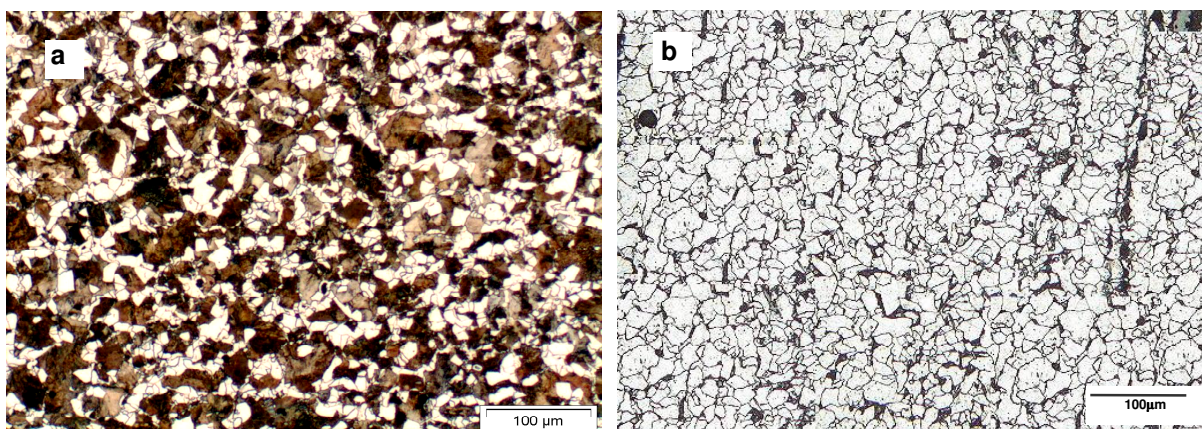


Figura 42 - a) Grãos "ferríticos-perlíticos" do corpo de prova de ensaio de torção após 11 deformações. Tamanho de grão médio de  $16 \mu\text{m} \pm 1$ . Ataque: Nital 5%. b) Grãos da amostra temperada após 11 deformações do ensaio de torção. Tamanho de grão médio de  $14 \mu\text{m} \pm 1$ . Ataque: Picral.



#### 4.4 MODELAGEM MATEMÁTICA DA LAMINAÇÃO DE BARRAS

Na figura 43 estão colocados no mesmo gráfico, a evolução do tamanho de grão austenítico recristalizado, após crescimento, e ferrítico previstos através do modelo matemático de Roberts et al<sup>13</sup> (equações 7, 8.1 e 13 da revisão bibliográfica) para o aço microligado ao vanádio e os valores experimentais provenientes da laminação e do ensaio de torção.

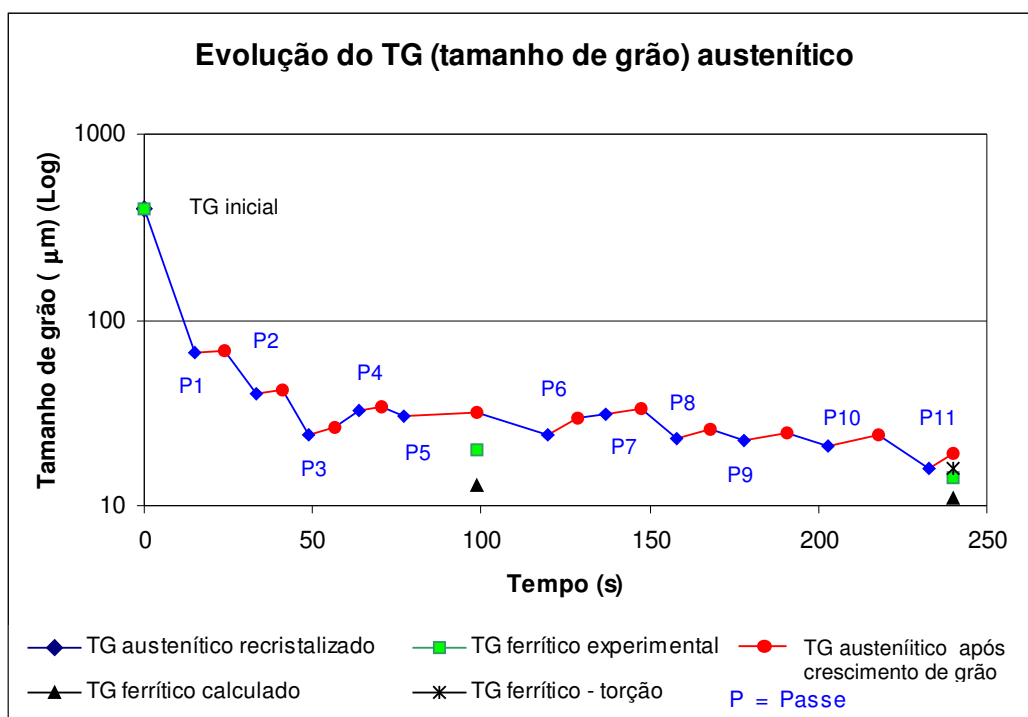


Figura 43 – Gráfico logarítmico da evolução do tamanho de grão austenítico recristalizado (♦) e seu crescimento de grão (•). Comparativo entre tamanho de grão ferrítico calculado (▲), tamanho de grão ferrítico experimental (■) e tamanho de grão ferrítico do ensaio de torção (\*).

As evoluções do tamanho dos grãos em função do tempo, resultantes das equações de Roberts et al<sup>13</sup> (item 2.6 deste trabalho), indicam que inicialmente se tem uma grande redução nos tamanhos dos grãos austeníticos. De fato, partindo-se inicialmente de grãos com tamanho médio de 400μm, estes são reduzidos a 65μm para uma taxa de deformação de 1,47s<sup>-1</sup>. Nos passes subseqüentes, a redução é

menor comparando-se com o primeiro passe, mesmo para taxas de deformação superiores a taxa empregada no primeiro passe. São necessários mais 10 passes nas condições e parâmetros atuais (parâmetros coletados no processo e ilustrados na figura 35 para reduzir o grão austenítico de 65 para 18  $\mu\text{m}$ ). O crescimento de grão após a recristalização estática, indica mais uma barreira para o refino dos grãos.

Em todos os passes, temos a recristalização estática seguida por crescimento de grão, porém os pontos entre os passes 3 e 4 e entre os passes 6 e 7, indicam um tamanho de grão recristalizado maior que o tamanho de grão crescido. Na tabela 12, nota-se um aumento atípico dos tamanhos de grãos recristalizados no passe 4 (32,84 $\mu\text{m}$ ) e no passe 7 (31,02 $\mu\text{m}$ ) em relação aos tamanhos de grãos após o crescimento de grão no passe 3 (26,69 $\mu\text{m}$ ) e no passe 6 (29,86 $\mu\text{m}$ ) respectivamente.

Tabela 12 - Fragmento da planilha de cálculo com valores reais de  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$ ,  $t_{0,5}$ ,  $D_{\text{rec}}$  e  $D_{\text{cg}}^2$ , onde se verifica o aumento indesejado dos tamanhos de grãos recristalizados ( $D_{\text{rec}}$ ) nos passes 4 e 7 comparados com os tamanhos de grãos após o crescimento ( $D_{\text{cg}}^2$ ).

Passe	Equação	TRIO			5	TRIO		11	
		3	4			6	7		
Redução (%)		17,7	14,1		16,9		24,7	13,5	20,9
A - Área de saída (mm <sup>2</sup> )		23052	19802		16457		12393	10716	3970
$\epsilon$ - Deformação	1.1	0,37	0,17		0,21		0,33	0,17	0,27
Temperatura de saída (°C)		1090	1084		1079		1072	1059	880
Vp - Velocidade Periférica (m/s)	15	0,54	0,68		0,59		0,56	0,99	0,66
$\dot{\epsilon}$ - Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )	16	1,67	1,41		1,12		2,62	1,91	2,23
Tempo médio entre passes (s)		16	15		13		43	17	30
$t_{0,5}$ - tempo para 50% de recristalização	5	0,03	0,46		0,27		0,04	0,92	3,30
X - Fração recristalizada	3	1,00	1,00		1,00		1,00	1,00	1,00
$D_{\text{rec}}$ - Tam. grão austenítico recristalizado ( $\mu\text{m}$ )	7	24,24	32,82		30,24		24,03	31,02	16,04
Tempo crescimento grão austenítico (s)		15,94	14,03		12,43		42,92	15,07	23,07
Fator k para crescim. Grão austenítico	9.1	7,78	7,62		7,49		7,32	7,00	3,40
$D_{\text{cg}}^2$ - Tam.grão austenítico após crescimento( $\mu\text{m}$ )	8.1	26,69	34,52		31,81		29,86	32,88	18,95
$D_{\alpha}$ - Tam.grão ferrítico-Roberts( $\mu\text{m}$ )	13						13,01		11,04
Tipo de estrutura		REC	REC		REC		REC	REC	REC

Simulando na planilha de cálculos um aumento de deformação ( $\epsilon$ ) nos passes 4 e 7, para um valor igual ao passe anterior (0,37 e 0,33 respectivamente), tem-se o aumento da taxa de deformação com a queda do tempo de recristalização para  $50\%(t_{0,5})$  e um conseqüente refino dos grãos recristalizados conforme a tabela 13. Isto é realizado sem alterar o tamanho de grão final e mostra que anomalia detectada nos passes de laminação é em função da baixa deformação.

Tabela 13 - Fragmento da planilha de cálculo que simula o efeito do aumento da deformação no refino de grão recristalizado nos passes 4 e 7.

	Equação	TRIO			DUO	TRIO	DUO
Passe		3	4	5	6	7	11
Redução (%)		17,7	14,1	16,9	24,7	13,5	20,9
A - Área de saída (mm <sup>2</sup> )		23052	19802	16457	12393	10716	3970
$\epsilon$ - Deformação	1.1	<b>0,37</b>	<b>0,37</b>	0,21	<b>0,33</b>	<b>0,33</b>	0,27
Temperatura de saída (°C)		1090	1084	1079	1072	1059	880
Vp - Velocidade Periférica (m/s)	15	0,54	0,68	0,59	0,56	0,99	0,66
$\dot{\epsilon}$ - Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )	16	1,67	3,07	1,12	2,62	3,71	2,23
Tempo médio entre passes (s)		16	15	13	43	17	30
$t_{0,5}$ - tempo para 50% de recristalização	5	0,03	0,01	0,14	0,04	0,04	3,30
X - Fração recristalizada	3	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
D <sub>REC</sub> - Tam. grão austenítico recristalizado (µm)	7	24,24	22,61	28,83	23,88	22,59	16,04
Tempo crescimento grão austenítico (s)		15,94	14,97	12,70	42,93	16,91	23,08
Fator k para crescim. Grão austenítico	9.1	7,78	7,62	7,49	7,32	7,00	3,40
D <sub>cg</sub> <sup>2</sup> - Tam.grão austenítico após crescim(µm)	8.1	26,69	25,01	30,47	29,75	25,08	18,95
D $\alpha$ - Tam.grão ferrítico-Rober(µm)	13				12,99		11,04
Tipo de estrutura		REC	REC	REC	REC	REC	REC

Esta anomalia pode ser corrigida nos respectivos passes de laminação com o aumento da deformação, porém na prática se torna desnecessária devido ao tamanho de grão ferrítico final não se alterar (11,04µm).

Na figura 44 temos um modelo de evolução estrutural de um aço microligado que demonstra uma grande redução do tamanho de grão no primeiro passe. Nota-se, que quando o tamanho de grão inicial é pequeno, ocorre um aumento do tamanho de grão no segundo passe, porém sem alterar o tamanho de grão austenítico final. Simulando-se na planilha de cálculos, valores de tamanhos de grãos iniciais entre 20 e 500 µm conforme tabela 10, confirmou-se matematicamente que o tamanho de grão ferrítico final não foi afetado.

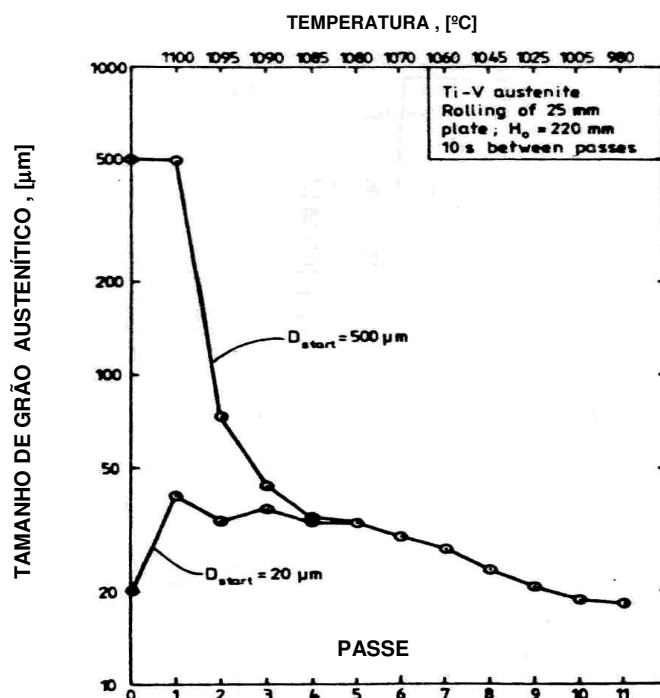


Figura 44 – Evolução do tamanho de grão austenítico para diferentes tamanhos de grãos iniciais.<sup>13</sup>

Através da planilha, simulou-se as condições operacionais de laminação a fim de se determinar quais os parâmetros são relevantes para o refino dos grãos. Entre eles, os mais influentes são:

- Taxa de resfriamento no passe final;
- Redução;
- Deformação;
- Temperatura no passe final;
- Tempo médio entre passes.

Conforme a simulação, os diâmetros e as rotações dos cilindros não se mostraram influentes no refino dos grãos.

#### 4.5 CURVA DE ESCOAMENTO PLÁSTICO – ENSAIO DE TORÇÃO

A figura 45 mostra as curvas de escoamento plástico obtidas no ensaio de torção. O esquema apresentado na figura 34 indica a faixa de temperaturas e as deformações

empregadas. Observa-se ainda na figura 45, que em todos os passes a tensão aumenta continuamente com a deformação, indicando a predominância do encruamento durante a deformação. Também observa-se que a tensão no recarregamento é significativamente menor do que a tensão de descarregamento do passe anterior, indicando o amaciamento estático do material nos intervalos de passes. Segundo Regone<sup>15</sup>, pode-se confirmar esta hipótese analisando a evolução da taxa de encruamento em função da tensão aplicada nas curvas. Quando a deformação atinge o valor crítico para o início da recristalização dinâmica, a taxa de encruamento cai abruptamente, tornando-se zero no pico de tensões. Não ocorrendo a recristalização dinâmica, o material termina cada etapa do material encruado, podendo restaurar estaticamente no intervalo entre passes inicialmente com a recuperação, e posteriormente com a incubação a recristalização estática. Nota-se também nesta figura, que nas deformações correspondentes aos passes 4 e 7, a tensão equivalente é mais baixa que nos respectivos passes anteriores, indo ao encontro dos cálculos da planilha que mostram o crescimento inesperado dos grãos após a recristalização estática, que ocorreu devido a baixa deformação.

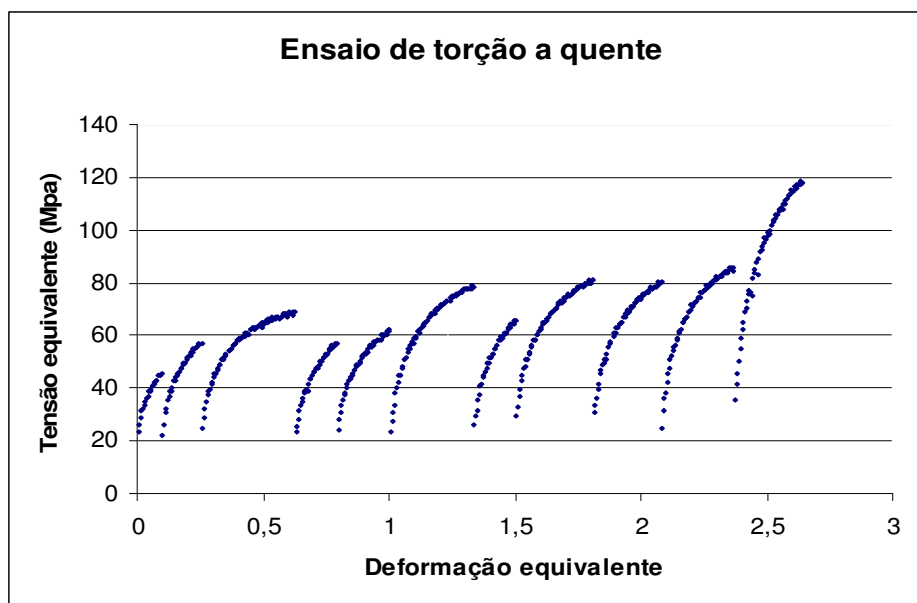


Figura 45 – Curvas de tensão versus deformação equivalentes, obtidas na simulação física da seqüência de passes com ensaios de torção a quente.

## 5 CONCLUSÕES

- a) A evolução microestrutural do tamanho de grão austenítico/ferrítico nos aços Ti-V pode ser descrita através de um modelo matemático, no presente trabalho o modelo de Roberts et al<sup>13</sup>(eqs.3 até 13), visto que a aproximação do tamanho de grão calculado(11 $\mu$ m) com o tamanho de grão ferrítico experimental laminado (14 $\mu$ m) e pelo ensaio de torção(16 $\mu$ m) para uma velocidade de esfriamento de 0,13 °C/s é considerada aceitável para a aplicação do material.
- b) Conforme encontrado em literatura e comprovado através do modelamento matemático, o tamanho de grão austenítico inicial após o aquecimento do tarugo não tem efeito significativo sobre o tamanho de grão ferrítico final.
- c) Foi verificada a recristalização estática em todos os passes seguidos por crescimento de grãos. Esta recristalização estática foi responsável pelo controle dos refinamentos de grãos.
- d) As sucessivas (e pequenas) deformações e taxas de deformação nos interpasses em conjunto com a elevada temperatura de acabamento não propiciam o refinamento de grão austenítico/ ferrítico. A baixa velocidade de esfriamento (ao ar) propicia a continuidade do crescimento de grão ferrítico.
- e) A seqüência de deformações imposta foi realizada na região de encruamento e recuperação dinâmica, sem ocorrer o início da recristalização dinâmica.

## 6 REFERÊNCIAS

1. GLADMAN,T;PICKERING,F.B. Grain Coarsening of austenite. Journal of the Iron and Steel Institute. June 1967, p.653
2. BENGOCHEA,R.; LÓPEZ B. ; GUTIERREZ I. Effect of retained strain on the microstructural evolution during the austenite to ferrite transformation. Materials Science Forum, 1998 Vols 284-286, pag 201, Transtech publications, Switzerland
3. SICILIANO JUNIOR, 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. p.144-147
- 4 .KORCHYNSKY,M. Advanced Metallic structural materials and a new role for microalloyed steels. Materials Science Forum, 2005 Vols 500-501, pag 471-479 Transtech publications, Switzerland
5. Prado,E.L. Produtos não planos de aço. Aplicações e especificações In : CURSO LAMINAÇÃO E CALIBRAÇÃO DE PRODUTOS NÃO PLANOS DE AÇO, 2006, São Paulo: ABM. p. 2 a 15.
6. Processing of Microalloyed Forging Steels <http://www.key-to-steel.com/default.aspx?ID=CheckArticle&NM=169> visita em 25/03/2007
7. FOURLARIS,G Effect of Vanadium Alloying on the precipitation reactions during pearlite formation in medium and high carbon steels. 1998, Materials Science Forum Vol 284-286, pag 427 Transtech publications, Switzerland
8. ANDRÉS C.G. et al. Effect of microalloying elements on nucleation and growth kinetics of allotriomorphic ferrite in medium carbon-manganese alloys. 1998. Materials Science Forum Transtech publications, Switzerland Vols 284-286 p 231-236
9. SICILIANO JUNIOR, F; PADILHA A. F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. ABM, São Paulo,1995 p 86-93
10. Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel. Disponível em: < <http://www.cbmm.com.br>>. Acesso em: 20 jul. 2007.
11. PALMIERE, E.J.; GARCIA, C.I.; DeARDO, A .J. Compositional and Microstructural Changes which attend Reheating and Grain Coarsening in Steels

Containing Niobium. Metallurgical and Materials Transactions A . February, 1994, 25 A v., p.278.

12. GUILHERME, E.E. Controle do tamanho de grão em aço para cementação com baixo teor de alumínio. 2006. 101 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

13. ROBERTS,W. et al. Prediction of microstructure development during recrystallization hot rolling of Ti-V steels. HSLA Steels, Technology and Applications; Philadelphia, Pa ; U.S.A ; 3-6 Oct. 1983. p. 67-84.

14. SELLARS,C.M. HOT WORKING AND FORMING PROCESSES, Ed. C.M. Sellars e G.J Davies, 1980. Metals Society. London. p. 3 a 15

15. REGONE, W. Modelagem de evolução dos tamanhos de grãos austeníticos originais durante seqüências de deformações a quente. 1997. 113p . Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1997.

16. SELLARS,C.M ; WHITEMAN, J. Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling . 1979 , Metal Science . Vol13, p. 187-194

17. LOURENÇO N.J. Estudo da deformação de um aço microligado ao vanádio na região de transição de fase.2001 p.131. Dissertação (Doutorado) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2001.

18. BALANCIN O. JORGE JR, A.M. influência da microestrutura no comportamento plástico de aços austeníticos deformados em altas temperaturas através de ensaios de torção. II Workshop sobre textura e relações de orientação: Deformação Plástica, Recristalização e crescimento de grão. São Paulo, 2003. p.163-175

19. MORETTI,C.C. Estudo da trabalhabilidade a quente através de ensaios de torção. 1989. 106p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1989.

20. D.S.Fields and W.A Backofen. Proc. ASTM, vo.I 57, ASTM, Philadelphia, (1957),p.1259