

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

**"Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na
Laminação a Quente de Perfis Estruturais"**

Autor: Emanuelle Garcia Reis
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa
Dezembro 2007

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Emanuelle Garcia Reis

**MODELO MATEMÁTICO PARA PREVISÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS NA LAMINAÇÃO A QUENTE DE PERFIS
ESTRUTURAIS**

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

Área de Concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
Dezembro 2007

**MODELO MATEMÁTICO PARA PREVISÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS NA LAMINAÇÃO A QUENTE DE PERFIS
ESTRUTURAIS**

Emanuelle Garcia Reis

Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas.

Aprovada em 20 de dezembro de 2007

Por:

Prof. Ronaldo A.N.M. Barbosa, Ph.D. (UFMG)

Orientador

Prof. Dagoberto Brandão Santos, Dr. (UFMG)

Prof. Paulo César de Matos Rodrigues, Dr. (UFMG)

Aprovada pelo Colegiado do CPGEM

Versão final aprovada por

Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Professor/Orientador

**Para Alexandre, Telma Mariana dos Reis, Roni Reis e
Arari Garcia Reis (in memoriam).**

AGRADECIMENTOS

À GERDAU AÇOMINAS, na pessoa do atual Diretor Industrial, Sr. Daniel Mesquita, e aos Srs. Paulo da Piedade e Antonio Izaías, pela oportunidade, apoio e confiança depositados, fundamentais para que os objetivos deste trabalho fossem alcançados.

Ao Prof. Ronaldo Barbosa pela orientação, ensinamentos, apoio e incentivo na condução deste trabalho.

Aos amigos Willy Schuwarten Júnior e Ricardo Nolasco de Carvalho, pelo suporte na execução deste trabalho.

Ao Prof. Dagoberto B. Santos, pelas valiosas críticas e sugestões.

Ao Dr. Fulvio Siciliano Junior, pela colaboração na execução deste trabalho.

Aos colegas de Produção da Laminação de Perfis e Manutenção Central, pelo apoio nos desenvolvimentos industriais relativos a esse trabalho.

Aos colegas do Desenvolvimento Técnico das Laminações, pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas Celso Yoshikazu Tangoda, Luiz Felipe e Roney Eduardo Lino, pela dedicação na execução dos ensaios laboratoriais.

Aos professores, funcionários e colegas do departamento que direta e indiretamente contribuíram para a elaboração desse trabalho.

Aos amigos Marquinhos, tia Leninha e tio Alexandre, Dudley e toda nossa turma de Varginha, Ouro Branco, Barbacena, Curitiba e Juiz de Fora, pela compreensão nas minhas ausências e por toda ajuda e colaboração. Vocês realmente são muito importantes para mim.

À minha família, em especial aos meus pais, Telma Mariana dos Reis e Roni Reis, e ao meu irmão Arari Garcia Reis (in memoriam), pelo apoio incondicional em todos os momentos da minha vida e pelo exemplo que vocês me deram de vida, de amor, de superação, de dignidade e ética.

Finalmente, ao meu noivo Alexandre, por todo amor, compreensão, apoio e suporte em todos os momentos. Eu te amo muito.

SUMÁRIO

	Páginas
LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	IX
RESUMO	XI
ABSTRACT	I
1 – INTRODUÇÃO	1
2 – OBJETIVO	3
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 – Laminação a quente de perfis estruturais	4
3.2 – Aspectos metalúrgicos do processo de laminação a quente	7
3.2.1 – Aquecimento dos blocos	7
3.2.2 – Temperaturas críticas.....	8
3.2.3 – Recuperação estática e dinâmica	12
3.2.4 – Cinética da recristalização estática (SRX).....	15
3.2.5 – Tamanho de grão recristalizado estaticamente	16
3.2.6 – Recristalização dinâmica (DRX).....	17
3.2.7 – Cinética da recristalização dinâmica (DRX).....	20
3.2.8 – Recristalização metadinâmica (MDRX)	21
3.2.9 – Recristalização parcial	23
3.2.10 – Crescimento de grão	24
3.2.11 – Efeitos da adição de nióbio durante a laminação a quente.....	26
3.2.12 – Precipitação dos carbonitreto de nióbio durante a laminação a quente	27
3.2.13 – Tamanho do grão ferrítico após a transformação	31
3.2.14 – Previsão das propriedades mecânicas finais.....	33
3.3 – Modelo Matemático	35
4 – METODOLOGIA.....	38
4.1 – Ensaios e amostragens na laminação de perfis	38
4.2 – Microscopia óptica.....	43
5 - RESULTADOS.....	44
5.1 – Ciclo termomecânico de processamento na laminação a quente	44
5.2 – Modelo de processo.....	56
5.3 – Modelo de processo via ensaios de torção	71
6 – CONCLUSÃO.....	79

7 – DISCUSSÃO	80
8 – RECOMENDAÇÕES	87
9 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	88

LISTA DE FIGURAS

PÁGINAS

Figura 3.1. Principais dimensões de um perfil estrutural de abas paralelas.....	4
Figura 3.2. Representação esquemática de parte da linha de laminação de perfis estruturais.	5
Figura 3.3. Representação esquemática de um esboço.....	6
Figura 3.4. Representação esquemática dos passes no grupo tandem.....	6
Figura 3.5. Efeito do tempo entre passes na T_{nr} em aços 0,05 Nb, 0,07 Nb e 0,09 Nb ⁽²¹⁾	10
Figura 3.6. Vários estágios de recuperação de um metal deformado plasticamente. (a) emaranhado de deslocações, (b) formação de células, (c) aniquilação de deslocações nas paredes das células e (d) formação de subgrãos ⁽¹⁾	12
Figura 3.7. Representação esquemática da migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado ⁽¹²⁾	13
Figura 3.8. Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE, (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE ⁽¹⁾	14
Figura 3.9. Mecanismo de nucleação da recristalização dinâmica por formação de colares sucessivos. (a) grão original, (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação ϵ_c é superada, (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente, (d) terceira etapa, idem a segunda e (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário ou “steady-state” ^(1;12)	18
Figura 3.10. Curvas tensão deformação. (a) Efeito durante a laminação a quente da DRX numa alta taxa de deformação ⁽¹¹⁾ . (b) Efeito durante a laminação a quente da DRX numa alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação ⁽¹⁾	19
Figura 3.11. Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. Os grãos são representados na figura em “escala macroscópica” ⁽¹⁾	22
Figura 3.12. Comportamento do crescimento de grão austenítico após completa SRX ou completa MDRX. A transição parabólica, do crescimento com expoente igual a	

sete ocorre a 1s ⁽¹¹⁾	25
Figura 3.13. Representação esquemática do conceito da regra da atividade ⁽¹¹⁾	31
Figura 4.1. Posição de onde será retirada a amostra no esboço.	40
Figura 4.2. Corpo de prova para ensaio de torção.....	41
Figura 4.3. Esquema da amostragem para fabricação dos corpos de prova para os ensaios de torção a quente e ensaios metalográficos.	41
Figura 4.4. Desenho representativo do local onde serão retiradas as amostras na serra fixa e serra móvel.	42
Figura 5.1. Representação esquemática de um par de cilindros do laminador desbastador indicando as dimensões esperadas do esboço.....	46
Figura 5.2. Representação esquemática de um par de cilindros do grupo tandem indicando a luz entre os cilindros horizontais e cilindro verticais.....	50
Figura 5.3. Representação dos esforços de laminação e a duração de cada passe no grupo tandem.	51
Figura 5.4. Representação esquemática de ciclos térmicos da linha de laminação. Os tempos graficados na Figura foram coletados na laminação de uma bitola de dimensões intermediárias na mistura de produtos industriais.....	54
Figura 5.5. Fluxograma indicando o procedimento de cálculo do tamanho de grão....	56
Figura 5.6. Identificação e locais de retirada das amostras do esboço.	62
Figura 5.7. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Amostra 1 do flange da Figura 5.6 e (b) Amostra 3 da alma da Figura 5.6.....	63
Figura 5.8. Local de retirada das amostras, na viga acabada.....	64
Figura 5.9. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Posição referente ao início da viga, (b) Posição referente ao meio da viga e (c) Posição referente ao fim da viga.....	65
Figura 5.10. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Posição referente ao início da viga, (b) Posição referente ao meio da viga e (c) Posição referente ao fim da viga.....	66
Figura 5.11. Limite de escoamento do flange versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.	67
Figura 5.12. Limite de escoamento da alma versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.	68
Figura 5.13. Limite de resistência do flange versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.....	69

Figura 5.14. Limite de resistência da alma versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.....	70
Figura 5.15. Simulação por torção a quente. (a) Passes aplicados no flange e (b) Passes aplicados na alma.....	76
Figura 5.16. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Flange, (b) Alma.	78
Figura 7.1 Esforços de laminação, calculado e real para a bitola W360x64. Escala com 14 passes. (a) Cilindros horizontais e (b) Cilindros verticais.....	82
Figura 7.2. Esforços de laminação, calculado e real, para a bitola W360x64. Teste com 10 passes. (a) Cilindros horizontais e (b) Cilindros verticais.....	83

LISTA DE TABELAS

	Páginas
Tabela 3.1. Equações disponíveis para descrever a cinética da SRX.	16
Tabela 3.2. Equações que descrevem o tamanho de grão produzido após a recristalização completa por SRX.....	17
Tabela 3.3. Equações que descrevem a cinética da DRX completa.....	20
Tabela 3.4. Equações que descrevem a cinética da MDRX.	22
Tabela 3.5. Equações que descrevem o tamanho de grão final após a completa MDRX.	23
Tabela 3.6. Equações que descrevem o crescimento de grão austenítico e tempo entre passes.....	26
Tabela 3.7. Constantes a, b e c da equação acima.	32
Tabela 4.1. Composição química para o aço ASTM A 572 Gr 50.....	38
Tabela 4.2. Definição de locais onde serão realizadas as medições de temperatura de laminação, os tempos entre passes, os esforços de laminação e as amostragens de corpos de prova na linha de laminação.	39
Tabela 4.3. Resumo do número de amostras e número de ensaios que serão cortadas na linha de laminação para realização dos ensaios de tração e ensaios metalográficos.....	42
Tabela 5.1. O ciclo termomecânico, da alma e do flange, para a bitola W360x64mm.	48
Tabela 5.2. Valores aproximados das temperaturas de laminação na alma e no flange do material, e na entrada e saída do grupo tandem.	49
Tabela 5.3. Ciclo termomecânico da alma, para a bitola W360x64mm.....	53
Tabela 5.4. Ciclo termomecânico do flange, para a bitola W360x64mm.....	53
Tabela 5.5. Principais parâmetros do ciclo termomecânico durante a linha de laminação industrial e comparação desses parâmetros com os encontrados para outros laminadores.....	55
Tabela 5.6. Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa de redução no Laminador desbastador.	58
Tabela 5.7. Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para a alma do material.	59
Tabela 5.8. Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo	

tandem para o flange do material.	60
Tabela 5.9. Resultados metalográficos da experiência industrial.....	61
Tabela 5.10. Resultados dos ensaios de tração para o flange e alma do material em experiência industrial.....	71
Tabela 5.11. Ciclo termomecânico proposto para simulação por torção a quente no laminador desbastador.....	72
Tabela 5.12. Ciclo termomecânico proposto para simulação por torção a quente no grupo tandem para a alma do material.....	73
Tabela 5.13. Ciclo termomecânico proposto para simulação por torção a quente no grupo tandem para o flange do material.....	74
Tabela 5.14 Resultados metalográficos dos ensaios de torção.....	77
Tabela 7.1. Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange e alma do material. Teste com 10 passes grupo Tandem para a bitola W360x64.....	84
Tabela 7.2. Resultados dos ensaios de tração para o flange e alma do material em experiência industrial. Teste com 10 passes grupo Tandem para a bitola W360x64.....	85
Tabela 7.3. Resultados dos ensaios de tração para o flange e alma do material em experiência industrial para as bitolas W360x72 e W360x79.....	86

RESUMO

Os parâmetros termomecânicos têm uma grande influência na cinética dos fenômenos de amaciamento dos aços e, conseqüentemente, na morfologia e tamanho de grãos durante e após a deformação. Os mecanismos estáticos e dinâmicos de refino de grão atuantes na laminação a quente variam em função da temperatura de laminação, da deformação aplicada, dos tempos entre passes e da composição química. O objetivo deste trabalho foi desenvolver um modelo matemático via planilha eletrônica Excel para se prever a evolução da microestrutura e, conseqüentemente, se preverem as propriedades mecânicas de perfil estrutural após laminação a quente na linha de laminação industrial.

Inicialmente, foi feita uma caracterização do processo de conformação de perfis para um determinado produto, englobando as principais variáveis, tais como, deformação, taxa de deformação, temperatura, tempo entre passes, dentre outras. Em seguida, corridas industriais foram realizadas em caráter experimental para obtenção de um conjunto de dados de entrada, ou de dados para alimentação do modelo matemático. Finalmente, o modelo foi validado comparando-se suas previsões com os resultados obtidos diretamente da laminação industrial.

ABSTRACT

Thermomechanical parameters have great influence on the kinetics of softening in steels and, consequently, on the grain morphology and sizes during and after deformation. Static and dynamic grain refining mechanisms acting during hot rolling vary as a function of rolling temperature, the applied deformation, the interpass times and chemical compositions. The goal of this work was to built a mathematical model via Excel type spreadsheet able to predict microstructure evolution and, consequently, to predict mechanical properties of a structure shape after hot rolling in an industry plant.

Initially, characterization of the forming process for a given product was carried out taking into account the main process variables such as strain, strain rate, temperature and interpass times, among others. Then, industry trials were performed to obtain a entry data set to feed the mathematical model. Finally, the model was validated by comparing its predictions with results obtained directly from industry runs.

1 – INTRODUÇÃO

Pesquisas sobre a metalurgia associada aos processos de conformação a quente, têm sido desenvolvidas e aplicadas nos últimos anos às laminações de placas, tiras, barras e fios-máquina. Estas pesquisas demonstraram ser possível acompanhar a microestrutura resultante de cada parte do processo, para um dado laminador, através de modelos matemáticos. Dividindo-se o processo em eventos metalúrgicos individuais que ocorrem durante a laminação, e combinando esses eventos numa correta seqüência ditada pela metalurgia do processo, é possível modelar o processo matemática ou fisicamente obtendo maior entendimento do mesmo e, conseqüentemente, ampliando possibilidades de otimização do mesmo via, por exemplo, alterações na composição química, rota de processo ou recursos do laminador. Além dessas vantagens, outros benefícios podem também ser obtidos através dessa metodologia, tais como:

- 1) redução de custo, aumento na produtividade e redução no tempo investido em experimentos industriais ⁽¹⁴⁾;
- 2) previsão de variáveis que não podem ou são difíceis de serem medidas, tais como as ligadas à evolução microestrutural durante a laminação, isto é, o tamanho de grão austenítico e ferrítico e tempo inicial da precipitação;
- 3) melhor entendimento dos efeitos das interações entre fenômenos térmicos, mecânicos e microestruturais,
- 4) possibilidade de melhorias da qualidade dos produtos através de previsões e controles de processo “*on-line*” ⁽¹⁴⁾;
- 5) possibilidade de maior flexibilidade e melhores desempenhos de processo de laminação.

Os parâmetros termomecânicos têm uma grande influência nos processos restaurativos dos aços e, conseqüentemente, na morfologia e tamanho de grãos durante e após a deformação. Os parâmetros termomecânicos durante a laminação de perfis possuem algumas peculiaridades quando comparados aos que se apresentam na literatura nas laminações de produtos planos e outros como as de fio-máquina. As principais diferenças são: 1) a deformação, a taxa de deformação e as temperaturas de laminação são geralmente mais baixas do que as observadas num laminador de tiras a quente (LTQ) ou acabador de fio-máquina, e 2) o resfriamento ocorre ao ar, ao

contrário do resfriamento forçado na mesa de saída de um LTQ.

Este estudo pretende, portanto, modelar a evolução microestrutural em uma laminação de perfis bem como prever propriedades mecânicas finais, seguindo metodologia já consagrada na literatura. Espera-se ao final desta pesquisa, obter ferramenta de simulação que possibilitará otimização de determinados parâmetros de processo, a serem definidos ao longo do próprio estudo.

2 – OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo desenvolver um modelo matemático, via Excel, para prever as propriedades mecânicas, isto é, o limite de resistência e o limite de escoamento, de perfil estrutural após laminação a quente na linha de laminação industrial. O modelo fará uso de equações existentes na literatura.

Para que o objetivo acima mencionado seja alcançado, pretende-se inicialmente, caracterizar o processo de conformação de perfis, para um determinado produto, englobando as principais variáveis de processo tais como deformação, taxa de deformação, temperatura, tempo entre passes, dentre outras. Em seguida, corridas experimentais serão realizadas para obtenção de um conjunto de dados de entrada, ou de dados para alimentação do modelo matemático. Finalmente, o modelo será validado comparando-se suas previsões com os resultados obtidos da laminação industrial.

3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1– Laminação a quente de perfis estruturais

Descrição da linha de laminação

A linha de laminação de perfis em estudo opera desde 2001 e sua capacidade atual é de 440.000 t/ano. Esta linha de laminação produz perfis estruturais de abas, ou flanges, paralelas (Figura 3.1) e cantoneiras utilizadas na construção civil. Os perfis produzidos possuem uma ampla variedade dimensional e alturas entre 150 e 610 mm.

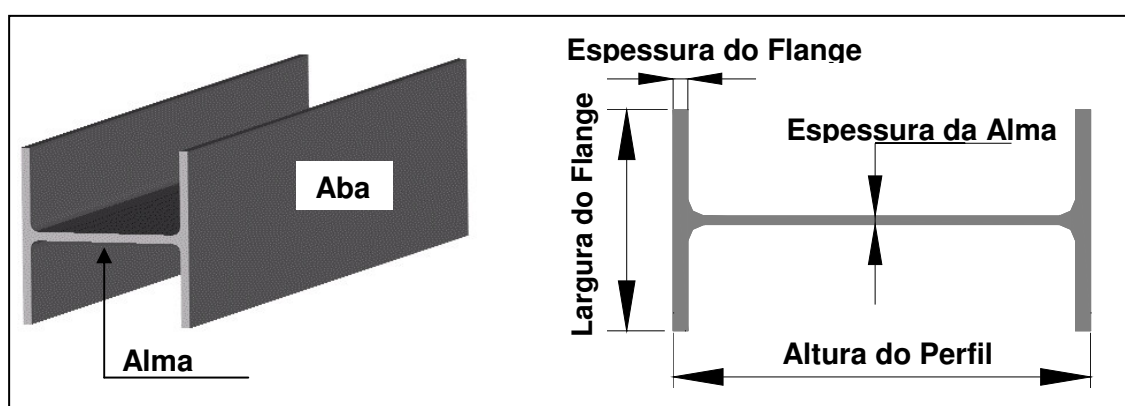


Figura 3.1. Principais dimensões de um perfil estrutural de abas paralelas.

O fluxo do processo que será estudado na presente dissertação é o que se mostra, esquematicamente, na Figura 3.2. Os seguintes equipamentos serão descritos:

- Forno de reaquecimento;
- Descarepador;
- Laminador desbastador;
- Serra de pontas;
- Grupo tandem, composto de dois laminadores universais e um laminador de borda (*edger*);
- Serra fixa, serra móvel e leito de resfriamento.

O forno de reaquecimento tem a função de aquecer os blocos, provenientes da linha de laminação primária, de forma homogênea e gradual até atingir a temperatura de

1250°C. Este forno é do tipo vigas caminhantes (*walking beam*), contendo sete zonas de aquecimento, uma de pré-aquecimento, quatro de aquecimento e duas de encharque. O forno opera com uma mistura de gás de alto forno, gás natural e gás de coqueria.

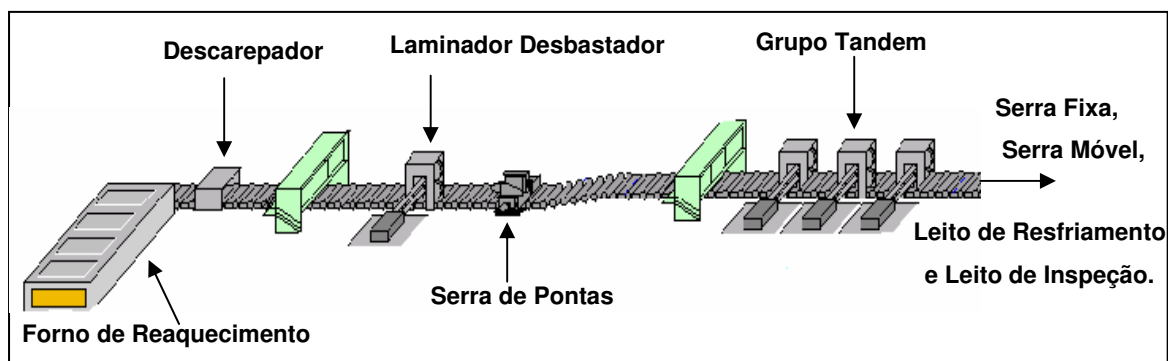


Figura 3.2. Representação esquemática de parte da linha de laminação de perfis estruturais.

Um extrator retira os blocos de dentro do forno e, através de uma mesa de rolos, esse bloco passa pelo descarepador, que elimina a camada oxidada superficial (carepa), formada durante o processo de aquecimento.

Em seguida o material segue para o laminador desbastador, cuja função é transformar os blocos em esboços (*beam blanks*) (Figura 3.3). Esse laminador é do tipo duo-reversível, composto de dois cilindros horizontais. O formato do cilindro varia com a seção do material e atualmente são usados vinte e cinco pares de cilindros diferentes para se laminarem noventa bitolas. Um pirômetro situado na entrada do laminador desbastador, tem a finalidade de medir a temperatura superficial a ser utilizada no controle de processo. A temperatura nesse ponto deve ser de, no mínimo, 1.100°C.

Após o desbaste, o material segue até a serra de pontas, que faz um descarte de pontas dianteiras e traseiras desses esboços, geradas durante o processo de desbaste.

O esboço segue então para o grupo tandem (Figura 3.4), composto de dois laminadores universais reversíveis (UR2 e UR2N) e um laminador de bordas (*edger*) reversível (E3). O sistema de laminação usado na linha denomina-se “X-H”, devido às

inclinações dos cilindros horizontais e verticais que possuem o formato das letra “X” e “H”.

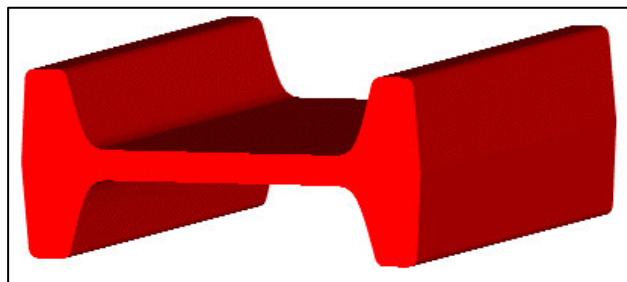


Figura 3.3. Representação esquemática de um esboço.

O esboço é laminado nas três cadeiras até que seja atingida a forma final da viga desejada. Na entrada do grupo tandem tem-se um pirômetro para controle de processo, sendo que se requer uma temperatura mínima de entrada no laminador de 950 °C.

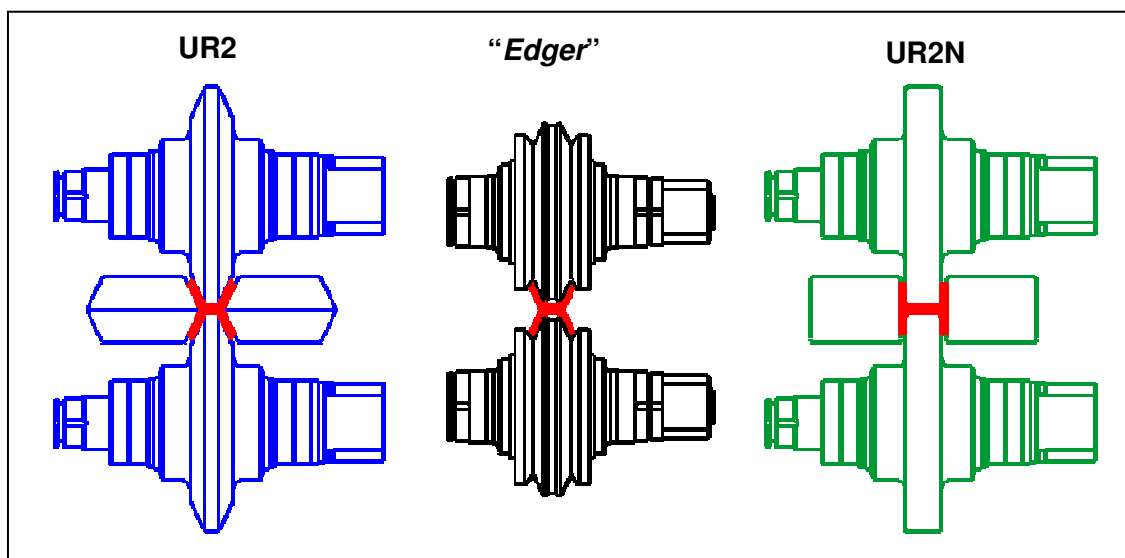


Figura 3.4. Representação esquemática dos passes no grupo tandem.

Finalmente o perfil acabado segue às serras, sendo a primeira uma serra do tipo fixa e a segunda uma serra do tipo móvel. O perfil é aqui subdividido nos comprimentos requeridos pelos clientes, isto é, nos comprimentos entre seis e vinte e quatro metros.

3.2– Aspectos metalúrgicos do processo de laminação a quente

A maioria dos materiais metálicos passa em alguma etapa da sua fabricação por processos de deformação a quente. Nesses processos, ocorrem várias alterações microestruturais simultâneas que serão descritas nas seções abaixo. Equações utilizadas para descrever essas alterações de microestrutura causadas pela ocorrência de recuperação, recristalização, crescimento de grão e precipitação serão também aqui apresentadas.

3.2.1– Aquecimento dos blocos

Durante o aquecimento dos blocos no forno de reaquecimento, a ressolubilização dos principais elementos microligantes (Nb, V e Ti) deve ser analisada e a curva de solubilidade é a principal ferramenta. A quantidade de Nb em solução no final do reaquecimento influencia a cinética de recristalização, o tamanho de grão recristalizado, o crescimento de grão, e, mais à frente no processo, na precipitação tanto na austenita quanto na ferrita ^(3,20). A relação genérica entre o produto de solubilidade e a temperatura é normalmente expressa por uma equação do tipo Arrhenius:

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

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

Aquecendo-se à temperatura acima do limite de solubilidade, obtém-se uma dissolução completa dos carbonitretos de microligantes que, por sua vez, precipitam-se finamente nas deslocações durante e após o processamento termomecânico subsequente, inclusive nos grãos de ferrita ⁽²⁰⁾. Esse procedimento propicia um endurecimento por precipitação maior, além de permitir uma atuação efetiva dos precipitados formados durante a deformação no retardamento da recristalização da austenita, contribuindo para o refinamento da microestrutura final ⁽¹⁵⁾. Assim, o

conhecimento das temperaturas de solubilização, ou temperatura de encharque, torna-se importante para se determinar uma prática operacional mais adequada para cada tipo de aço.

O conhecimento do produto de solubilidade é importante não só para estimativa das temperaturas de solubilização dos carbonitretos, como também na determinação da razão de supersaturação (K_s), que é definida como a razão entre as quantidades $[M]$ $[X]$ reais da solução e aquelas previstas em equilíbrio termodinâmico ⁽¹⁵⁾. Para aços ao nióbio, o valor de K_s pode ser obtido da equação de Irvine e é dado por ⁽³⁾:

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

Nesta expressão, T é a temperatura absoluta, e Nb , C e N é a percentagem em peso do nióbio, carbono e nitrogênio. Essa razão de supersaturação determina a força motriz para que a precipitação ocorra. Ou seja, valores maiores de supersaturação apontam para uma precipitação mais abundante, com uma frequência de nucleação maior e geração de precipitados mais finos ⁽¹⁵⁾. Como mencionado, a equação de solubilidade obtida por Irvine e utilizada no cálculo dele, é aqui explicitamente enunciada, dada sua importância ao assunto ^(11;16):

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

3.2.2– Temperaturas críticas

As três regiões de temperaturas críticas para a execução de uma laminação controlada são:

- Temperatura de solubilização, ou temperatura de encharque, dos carbonitretos dos elementos microligantes (T_s);
- Temperatura de não recristalização (T_{nr});
- Temperatura de início de transformação de fase austenita - ferrita (Ar_3).

A laminação controlada de aços microligados é um processo termo-mecânico no qual a deformação é aplicada em três regiões de temperatura ⁽²⁰⁾:

- 1- Região de altas temperaturas de laminação. Nesta região, a austenita grosseira de pré-aquecimento é deformada e se recristaliza em cada passe promovendo um refino de grão por recristalizações sucessivas, dando origem a uma ferrita equiaxial relativamente grosseira;
- 2- Região de temperaturas intermediárias, onde a austenita é deformada sem que ocorra recristalização entre passes. Dessa forma o material sendo processado apresenta um encruamento residual que se acumula em cada passe, formando bandas de deformação, logo a austenita se divide em vários sub-blocos. Os contornos de grão e as bandas de deformação fazem com que o número de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita se multiplique, levando a um decréscimo no tamanho de grão final. A microestrutura é formada por ferrita equiaxial, sendo mais refinada do que na região 1;
- 3- Região de temperaturas abaixo do Ar_3 , onde existe uma mistura de ferrita e austenita. A estrutura nesta região é composta de ferrita alongada, que mostra uma subestrutura, a austenita encruada com bandas de deformação. Aqui a ferrita sofre um encruamento levando a um aumento de resistência do material. A austenita sofre um encruamento adicional aumentando ainda mais o número de sítios disponíveis para nucleação da ferrita, gerando um grão de ferrita ainda mais fino do que aquele produzido na região 2. A microestrutura é formada por ferrita com subgrãos e por ferrita equiaxial.

A temperatura de não-recristalização, T_{nr} , separa a região 1 da região 2, e a temperatura de início de transformação austenita – ferrita, Ar_3 , separa a região 2 de 3.

O resfriamento acelerado influencia fortemente o tamanho de grão ferrítico do produto final. A estrutura de grãos é mais fina e uniforme em aços que foram resfriados aceleradamente do que de aços que foram laminados até a região bifásica e resfriados ao ar ⁽²⁰⁾.

Bai et al ⁽²¹⁾ mostraram que a T_{nr} depende, da composição química, da deformação,

da taxa de deformação e do tempo entre passes. O efeito do tempo entre passes, t_{ep} , na T_{nr} pode ser dividido em duas regiões (Figura 3.5): na região I o tempo entre passes é pequeno ($t_{ep} < 12,5s$). A precipitação não ocorre e a recristalização é retardada devido ao ancoramento de discordâncias e contornos por soluto segregado nestas regiões. Na região II o tempo entre passes é longo ($12,5 s < t_{ep} < 30 s$), e a recristalização é retardada pela precipitação induzida por deformação. Caso o tempo entre passes seja superior a 30 ocorrerá o coalescimento dos precipitados, o retardamento da recristalização torna-se mais fraco e a T_{nr} é observada.

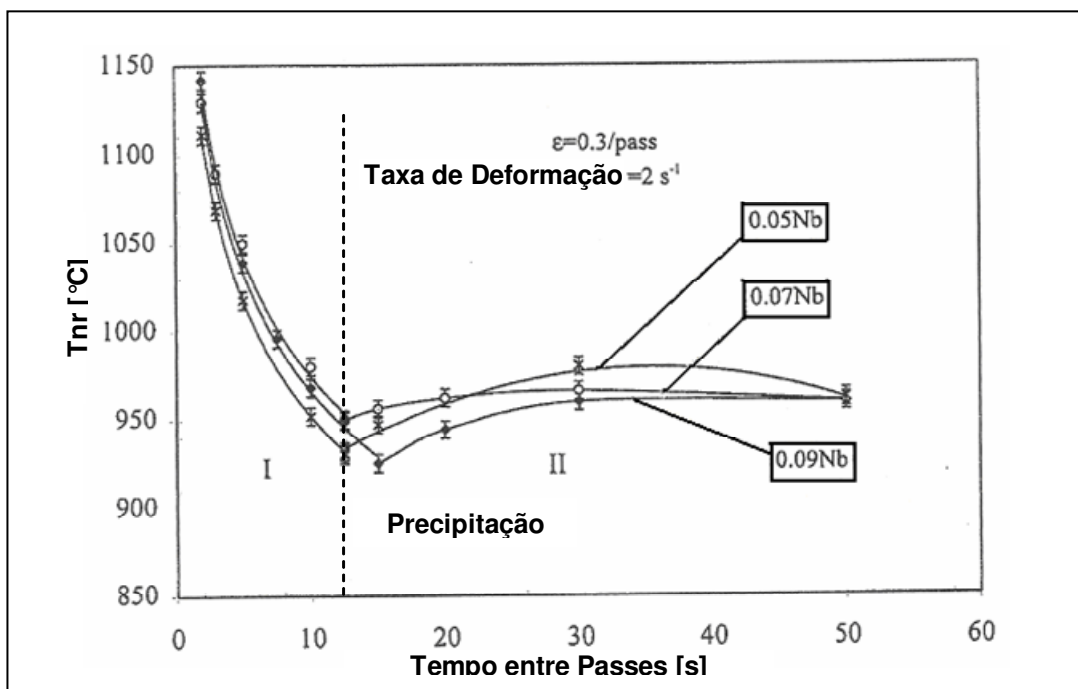


Figura 3.5. Efeito do tempo entre passes na T_{nr} em aços 0,05 Nb, 0,07 Nb e 0,09 Nb (21).

Para a região I a T_{nr} é dada por:

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

Onde o $[Nb]_{eq}$ é dado por:

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

Para a região II a T_{nr} é dada por:

$$T_{nr} = (63,5 \cdot \log([\text{C}], [\text{Nb}]) + 885) \cdot \varepsilon^{-0,12} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,01} \cdot t_{\text{ep}}^{-0,04} \quad (3.6)$$

O valor de T_{nr} também pode ser calculado de uma maneira simples como função da composição química dos aços microligados através da seguinte equação ^(20,24):

$$T_{nr} = 897 + 464 \cdot \text{C} + (6445 \cdot \text{Nb} - 644 \cdot \sqrt{\text{Nb}}) + (732 \cdot \text{V} - 230 \cdot \sqrt{\text{V}}) + 890 \cdot \text{Ti} + 363 \cdot \text{Al} - 357 \cdot \text{Si} \quad (3.7)$$

Do ponto de vista de laminação de perfis a equação acima será utilizada no cálculo da T_{nr} .

O tamanho de grão de ferrita no final do processo de laminação é uma função das taxas de nucleação, do crescimento da ferrita na austenita e também da composição química do material. Um decréscimo no valor de Ar_3 leva a uma queda na taxa de crescimento da ferrita na austenita. Se a taxa de nucleação não for alterada, tem-se então um decréscimo do tamanho de grão ferrítico final. O Mn é um elemento que abaixa substancialmente a Ar_3 . Logo a adição de Mn também reduzirá o tamanho de grão ferrítico final ⁽²⁰⁾. Os elementos mais eficientes na redução de Ar_3 são pela ordem de eficácia, o C, o Mn, o Mo e o Ni.

O cálculo de Ar_3 pode ser feito em função da composição química através da equação a seguir ^(20,22,23,24):

$$Ar_3 = 910 - 310 \cdot \text{C} - 80 \cdot \text{Mn} - 20 \cdot \text{Cu} - 15 \cdot \text{Cr} - 55 \cdot \text{Ni} - 80 \cdot \text{Mo} + 0,35 \cdot (t - 8) \quad (4,5) \quad (3.8)$$

t é a espessura da placa laminada em mm, para t entre 8 e 30mm.

3.2.3– Recuperação estática e dinâmica

Recuperação é um mecanismo de amaciamento que diminui a energia de deformação através da aniquilação e do re-arranjo de deslocações e de outros defeitos cristalinos tais como lacunas e interstícios ⁽¹¹⁾. Portanto o processo de recuperação não causa mudança apreciável na microestrutura ⁽²⁰⁾. Não há nenhum movimento de contorno de grão envolvido, mas um re-arranjo dessas deslocações em contornos de subgrãos, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material (Figura 3.8). A Figura 3.6 mostra esquematicamente os vários estágios da recuperação a partir de um emaranhado de deslocações, chegando até uma estrutura de subgrãos.

A recristalização dinâmica apresenta similaridades com o processo de recuperação dinâmica no sentido de que aquele processo também ocorre simultaneamente à deformação, isto é, quando o material está sob um campo de tensões e geralmente a alta temperatura. A diferença fundamental, entretanto entre os dois mecanismos acima se dá pelo fato de que a recristalização dinâmica ocorre com o movimento de contornos de grão em eventos coletivos de eliminação de deslocações (Figura 3.7).

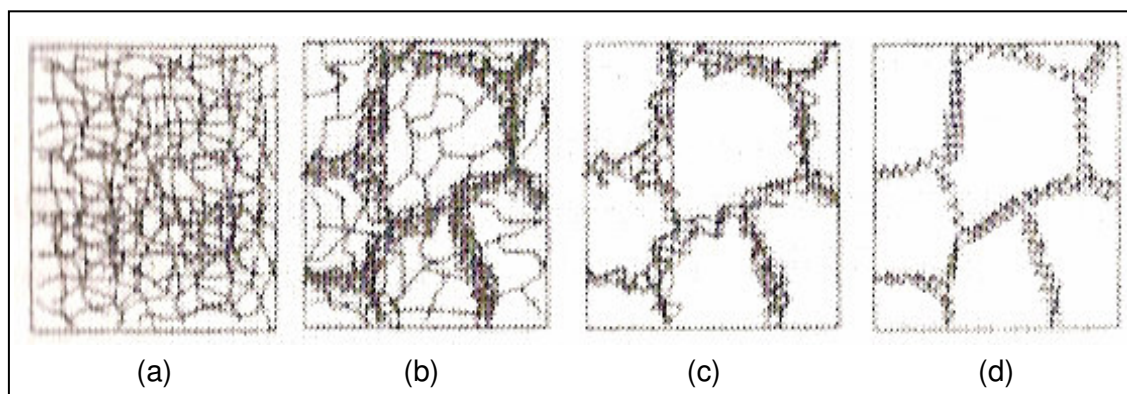


Figura 3.6. Vários estágios de recuperação de um metal deformado plasticamente. (a) emaranhado de deslocações, (b) formação de células, (c) aniquilação de deslocações nas paredes das células e (d) formação de subgrãos ⁽¹⁾.

A taxa de aniquilação das deslocações depende da energia de defeito de falha de empilhamento (EDE) do metal, dentre outras variáveis. Normalmente, as deslocações apresentam-se dissociadas em parciais próximas umas das outras, facilitando os mecanismos de escorregamentos cruzado e escalada. Esses mecanismos exigem a

presença de deslocações com alta mobilidade que tendem a se aniquilarem umas com as outras durante suas movimentações pelo cristal. Nos metais com alta EDE, as deslocações possuem maior mobilidade, e, por essa razão, as grandes concentrações de deslocações geradas durante a deformação se movem às paredes das células do grão e, lá permanecem. Posteriormente, algumas são aniquiladas transformando-se em subcontornos de grão. Estes metais apresentam uma cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida produzindo uma distribuição celular de deslocações ⁽¹⁾. Esse tipo de arranjo de deslocações não se formaria em metais de baixa EDE, devido à baixa movimentação das deslocações.

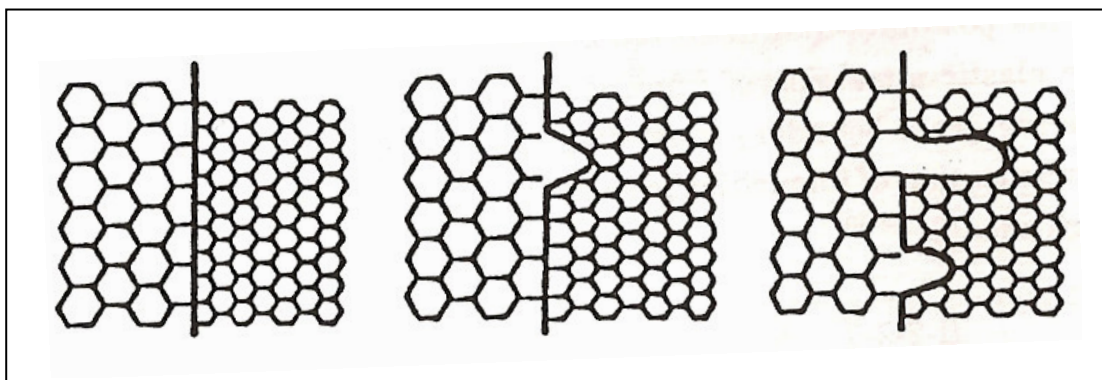


Figura 3.7. Representação esquemática da migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado ⁽¹²⁾.

Durante a recristalização de metais de alto EDE, há rápida recuperação na matriz, podendo, esse tipo de amaciamento até inibir ou mesmo interromper migração do contorno de grão, ou seja, interromper a recristalização, se a força motriz para este fim for suficientemente reduzida. Considerando a austenita como uma fase com baixa EDE, ambos os processos de recuperação (estático e dinâmico) serão mais lentos neste caso.

Os mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente podem ser visualizados na Figura 3.8.

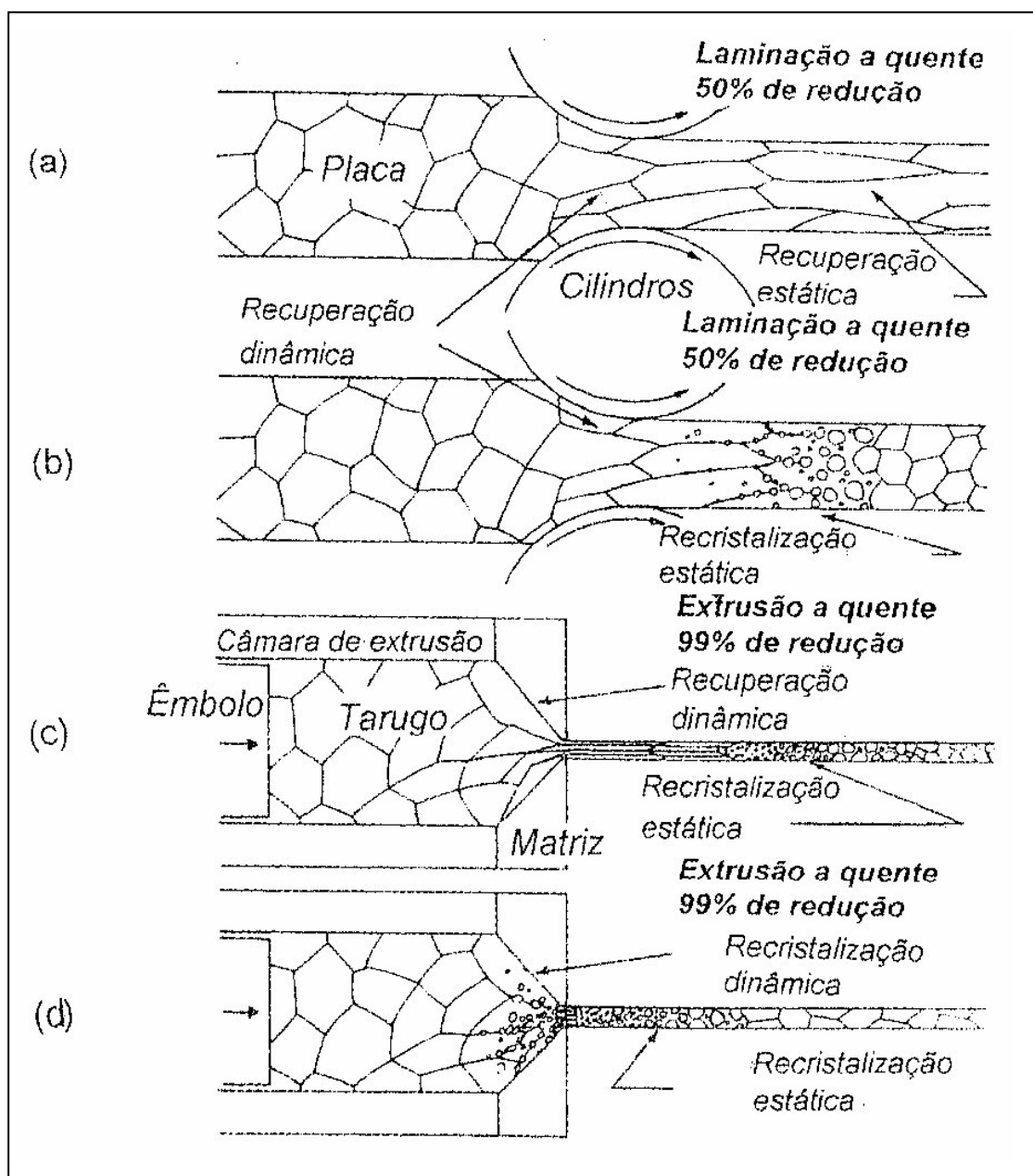


Figura 3.8. Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE, (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE ⁽¹⁾.

3.2.4– Cinética da recristalização estática (SRX)

A recristalização estática (SRX) é um mecanismo que ocorre normalmente nos tempos entre passes durante a laminação a quente de aços, em metais com baixa EDE. Este processo envolve a migração de contornos de grande ângulo, que aniquilam as deslocações, conseqüentemente, reduzindo a energia armazenada e removendo a microestrutura deformada. A SRX ocorre na laminação, como mencionado, depois da deformação e durante o tempo entre os passes (Figura 3.8). A força motriz é a energia previamente armazenada no material na forma de deslocações ⁽¹¹⁾. Esta depende tanto da taxa de deformação como também da deformação aplicada durante os passes ⁽¹¹⁾. À medida que a taxa de deformação aumentar, maiores densidades de deslocações serão armazenadas no metal, ou seja, maior será a energia armazenada originada dessas deslocações e subgrãos mais finos serão produzidos.

A SRX é uma transformação de nucleação e crescimento e, como tal, a fração volumétrica transformada pode ser descrita utilizando-se uma equação do tipo Avrami ⁽³⁾, que incorpora uma constante empírica para 50% da recristalização ($t_{0,5}$), ou seja:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \times \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right] \quad (3.9)$$

Onde X é a fração recristalizada num tempo t , e n é o expoente de Avrami que apresenta valores relatados na literatura, em função da liga e do tipo de mecanismo atuante: estático, dinâmico ou metadinâmico ⁽³⁾.

Medindo-se a fração de material recristalizada em função do tempo após a deformação, através de métodos metalográficos quantitativos ou via ensaios mecânicos, pode-se determinar a evolução do processo de recristalização. Alternativamente, medindo-se o parâmetro de amaciamento em função do tempo de espera entre deformações, através de ensaios mecânicos, pode-se também determinar a cinética de recristalização estática após a deformação a quente. Existe uma série de equações encontradas na literatura utilizadas na descrição da cinética de recristalização estática. Neste trabalho, os aços microligados ao Nb serão utilizados nos experimentos, quer sejam de linha ou de laboratório, daí a Tabela 3.1 abaixo

mostra as equações pertinentes a esses aços.

Tabela 3.1. Equações disponíveis para descrever a cinética da SRX.

Ref.	Aço	Equação
Maccagno et al. (2)	C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)\right]$ (3.10)
		$\varepsilon < \varepsilon_c \rightarrow t_{0,5}^{SRX} = 2,3 \cdot 10^{-15} \cdot \varepsilon^{-2,5} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{230000}{R.T}\right)$ (3.11)
Hodgson et al. (3)	Nb	$t_{0,5}^{SRX} = (-5,24 + 550 \cdot [Nb]) \cdot 10^{-18} \cdot \varepsilon^{(-4+77 \cdot [Nb])} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{330000}{R.T}\right)$ (3.12)
Beynon et al. (4)	C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^2\right]$ (3.13)
		$t_{0,5}^{SRX} = 2,5 \cdot 10^{-19} \cdot \varepsilon^{-4} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{300000}{R.T}\right)$ para $\varepsilon < 0,8\varepsilon_p$ (3.14)
Siciliano et al. (8)	C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^q\right]$, SRX:q=1,0 e MRX:q=1,5 (3.15)
		$t_{0,5}^{SRX} = 2,3 \cdot 10^{-15} \cdot \varepsilon^{-2,5} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{230000}{R.T}\right)$ (3.16)

Na lista acima, d_0 é o tamanho do grão inicial, ε é a deformação no passe, T é a temperatura em graus Kelvin e R é a constante dos gases, 8,31 kJ/(mol K).

3.2.5 – Tamanho de grão recristalizado estaticamente

Os tamanhos de grão produzidos após a recristalização completa por SRX podem ser calculados em função da deformação prévia aplicada no passe e do tamanho do grão inicial entrando nesse mesmo passe. Uma vez completado o processo de recristalização, inicia-se o crescimento de grão cuja força motriz para reação é a diminuição da energia armazenada pela eliminação de contornos de grão. A Tabela 3.2 mostra algumas equações encontradas na literatura utilizadas para se calcular o

tamanho de grão recristalizado.

Tabela 3.2. Equações que descrevem o tamanho de grão produzido após a recristalização completa por SRX.

Ref.	Aço	Equação	
Maccagno et al. (2)	C-Mn	$d_{\text{SRX}} = 343 \cdot \varepsilon^{-0,5} \cdot d_0^{0,4} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$	(3.17)
Beynon et al.	C-Mn	$d_{\text{SRX}} = 0,743 \cdot \varepsilon^{-1,0} \cdot d_0^{0,67}$	(3.18)
(4,11,13)	Nb	$d_{\text{SRX}} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67}$	para $T > 950^\circ\text{C}$ (3.19)

Nota-se que o tamanho de grão final após a SRX aumenta com o tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação. Um tamanho pequeno de grão inicial gera uma maior densidade de deslocações, conseqüentemente a taxa de nucleação é maior, resultando em tamanhos de grãos recristalizados mais finos.

3.2.6 – Recristalização dinâmica (DRX)

A recristalização dinâmica (DRX) se inicia durante a deformação (Figura 3.8), e na grande maioria dos casos, a nucleação ocorre preferencialmente nos contornos de grão ⁽¹⁾ (Figura 3.9). A ocorrência desse tipo de nucleação acarreta intenso refino de grão a altas taxas de deformação e se a taxa de deformação for baixa ocorre o oposto, ou seja, um aumento em relação aos grãos iniciais.

Um outro ponto de importância com relação a como a DRX ocorre diz respeito ao papel da taxa de deformação no processo de deformação. A taxas de deformação elevadas, normalmente as que ocorrem nos processos de laminação, a curva tensão-deformação apresenta um pico de tensão seguido de um decréscimo nessa tensão até sua estabilização num valor denominado tensão de estado estacionário (*steady-state stress*). Isso ocorre, porque tanto geração quanto aniquilação de deslocações alcançam um equilíbrio e o material pode ser deformado sem qualquer aumento ou redução na tensão. A baixas taxas de deformação, a restauração se dá em ciclos de

deformação seguida de ciclos de recristalização dinâmica. A curva apresenta vários picos de tensão que apresentam uma certa periodicidade, pois acontecem ciclos distintos de seqüências de deformação e de DRX. Cada ciclo de recristalização se completa antes que o material seja encruado suficientemente para se iniciar o novo ciclo. Os casos relatados acima são exemplificados através da curva tensão-deformação como mostrado na Figura 3.10.

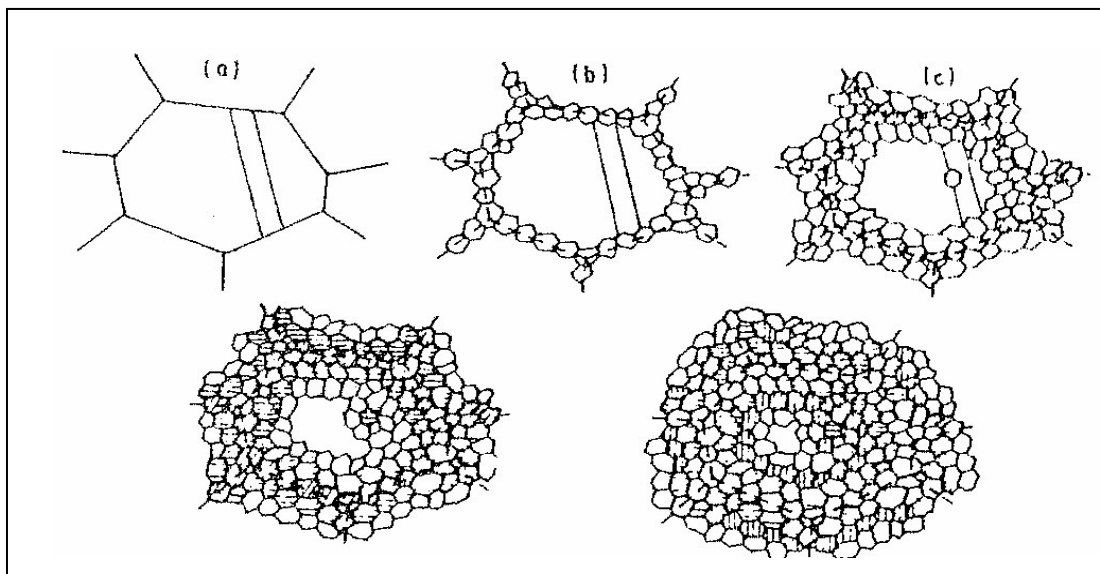


Figura 3.9. Mecanismo de nucleação da recristalização dinâmica por formação de colares sucessivos. (a) grão original, (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação ϵ_c é superada, (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente, (d) terceira etapa, idem a segunda e (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário ou “steady-state” ^(1;12)

A deformação mínima para o início da DRX, definida como uma deformação crítica, ϵ_c , é um parâmetro importante nos modelos de acompanhamento de evolução microestrutural Figura 3.10. Isto porque o mecanismo de amaciamento que ocorrerá no tempo entre passes, isto é, se recristalização estática convencional (SRX) ou se recristalização metadinâmica (MRX), dependerá do fato de o acúmulo de deformação no passe anterior ultrapassar ou não o valor de ϵ_c . O valor de ϵ_c é normalmente expresso como uma fração da deformação de pico, ϵ_p , devido à facilidade de medida

desse último valor e à conseqüente existência de uma grande quantidade de equações disponíveis para estimativa deste parâmetro. De acordo com Sellars et al ⁽⁷⁾ a relação ϵ_c/ϵ_p está geralmente entre 0,67 e 0,86, sendo frequentemente citados valores próximos de 0,80 para C-Mn. Os valores de ϵ_c para aços C-Mn podem ser estimados da seguinte expressão ^(2,9):

$$\epsilon_c = 5,6 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} \left[\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{300000}{R.T}\right) \right]^{0,17} \quad (3.20)$$

Na equação acima, d_0 é o tamanho de grão no passe inicial, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação e os demais símbolos já foram definidos.

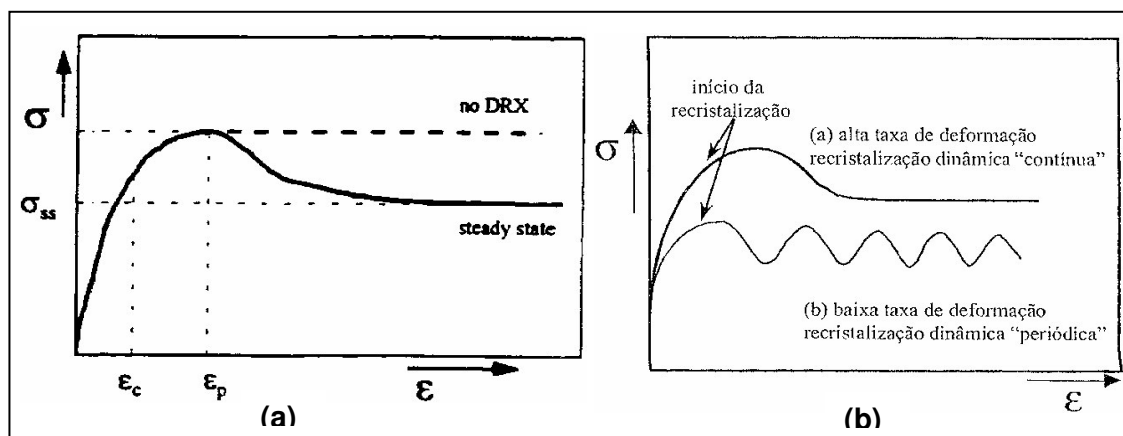


Figura 3.10. Curvas tensão deformação. (a) Efeito durante a laminação a quente da DRX numa alta taxa de deformação ⁽¹¹⁾. (b) Efeito durante a laminação a quente da DRX numa alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação ⁽¹⁾.

Para aços ao Nb, Minami et al ⁽⁹⁾ introduziram os efeitos dos teores de Nb, Mn e Si na equação de Roucoules ⁽¹²⁾, para ϵ_p e na relação ϵ_c/ϵ_p , obtendo a seguinte equação:

$$\epsilon_p = \left(\frac{1 + 20 \cdot [\text{Nb}]}{1,78} \right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \left[\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{R.T}\right) \right]^{0,17} \quad (3.21)$$

e

$$\varepsilon_c/\varepsilon_p = 0,8 - 13.Nb_{\text{eff}} + 112.(Nb_{\text{eff}})^2 \quad (3.22)$$

O Nb_{eff} é dado por:

$$Nb_{\text{eff}} = [Nb] - \frac{[Mn]}{120} + \frac{[Si]}{94} \quad (3.23)$$

3.2.7– Cinética da recristalização dinâmica (DRX)

A cinética de recristalização dinâmica pode ser calculada fazendo-se uso das equações apresentadas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3. Equações que descrevem a cinética da DRX completa.

Ref.	Aço	Equação
Hodgson et al.(3)	C-Mn	$X = 1 - \exp\left[-0,693.\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{1,5}\right]$ (3.24)
Siciliano et al.(8)		$\varepsilon_a > \varepsilon_c \rightarrow t_{0,5}^{DRX} = 1,1.\left[\dot{\varepsilon}.\exp\left(\frac{300000}{R.T}\right)\right]^{-0,8}.\exp\left(\frac{230000}{R.T}\right)$ (3.25)

Na tabela acima, o parâmetro de Zener-Hollomon, Z, é a taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, corrigida pela temperatura absoluta de deformação, T, e é dado por:

$$Z = \dot{\varepsilon}.\exp\left(\frac{Q}{R.T}\right) \quad (3.26)$$

Onde Q é a energia de ativação. O parâmetro Z é um fator importante no modelo matemático dos fenômenos relacionados com a deformação a quente. O refino do

grão é observado quando a curva tensão-deformação apresenta um único pico (condição de Z elevado). Por outro lado, o aumento dos grãos ocorre quando a curva apresenta múltiplos picos (condição de Z baixo).

3.2.8 – Recristalização metadinâmica (MDRX)

A recristalização metadinâmica (MDRX), ou pós-dinâmica, consiste no crescimento de núcleos gerados durante a deformação e que crescem após o descarregamento do material ⁽¹⁾ (Figura 3.11). É um tipo de recristalização que inicia dinamicamente e cresce estaticamente durante o tempo entre os passes. Na maioria dos casos, a deformação do estado estacionário (*steady state*) não é atingida para reduções usuais às quais o material é submetido. Quando a deformação crítica, ϵ_c , é atingida, núcleos formados dinamicamente crescem sob aplicação de tensão e, quando cessa-se a deformação, esses grãos que se encontravam recristalizando, continuam seus crescimentos desta vez na ausência de tensão, no intervalo de tempos entre passes. Esses, em geral os curtos tempos entre os passes, podem impedir que o material se amacie completamente, fazendo com que uma deformação residual do passes anterior seja acumulada ao passe seguinte. A MDRX apresenta cinética muito rápida e, tal como a DRX, difere dos outros mecanismos de recristalização por não apresentar período de incubação, já que os núcleos foram formados dinamicamente. A Tabela 3.4 lista equações pertinentes à descrição da cinética de MDRX.

A cinética da MDRX depende basicamente da taxa de deformação, sendo pouco influenciada pela temperatura e por elementos de liga ^(1,3). Quanto maior a taxa de deformação utilizada, mais rapidamente a recristalização metadinâmica se completa. Altas taxas de deformação produzem um aumento na densidade das deslocações e, conseqüentemente alta força motriz, quando comparada às produzidas à baixas taxas. Algumas expressões para o tamanho de grão produzido depois da MDRX se encontram listadas na Tabela 3.5.

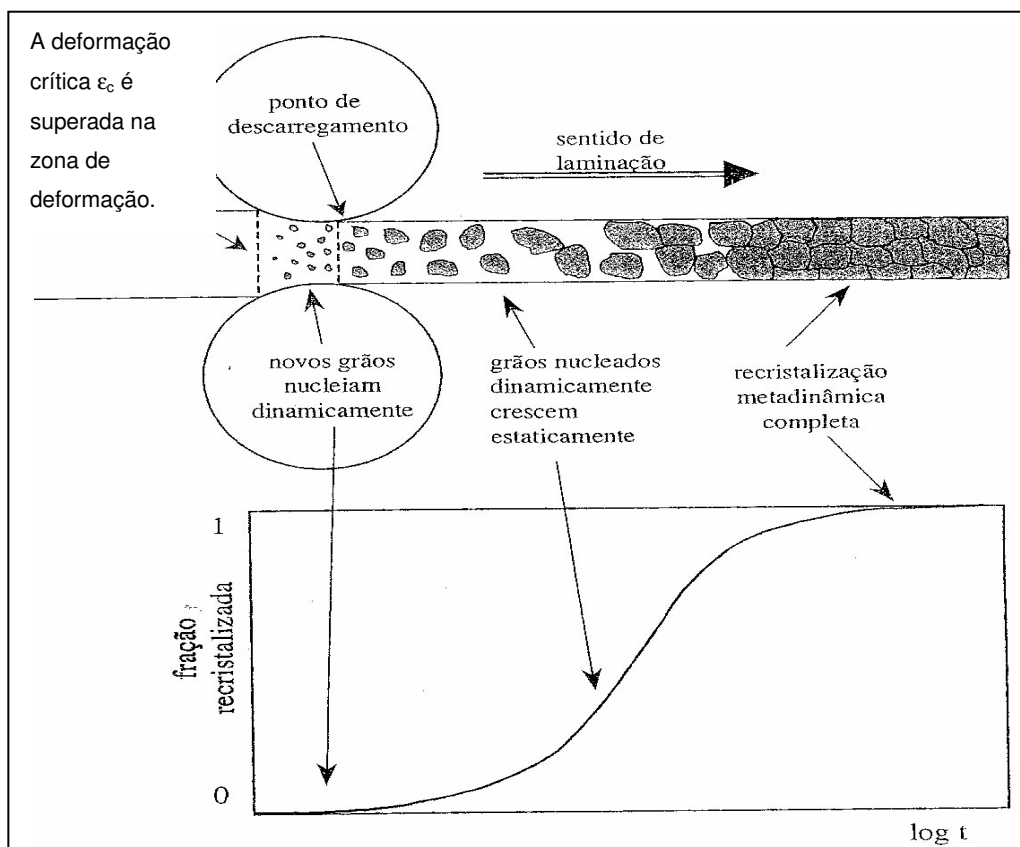


Figura 3.11. Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. Os grãos são representados na figura em “escala macroscópica”⁽¹⁾.

Tabela 3.4. Equações que descrevem a cinética da MDRX.

Ref.	Aço	Equação
Maccagno et al.(2,8)	C-Mn	$X = 1 - \exp \left[-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,5} \right]$ (3.27)
		$t_{0,5}^{MDRX} = 1,1 \cdot Z^{-0,8} \cdot \exp \left(\frac{230000}{R.T} \right)$ (3.28)
Roucoules (12)	Nb	$X = 1 - \exp \left[-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^1 \right]$ (3.29)
		$t_{0,5}^{MDRX} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\epsilon}^{-0,59} \cdot \exp \left(\frac{153000}{R.T} \right)$ (3.30)

Tabela 3.5. Equações que descrevem o tamanho de grão final após a completa MDRX.

Ref.	Aço	Equação
Maccagno et al. (2,3)	C-Mn	$d^{MDRX} = 2,6.10^4 \cdot \left[\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{300000}{R.T}\right) \right]^{-0,23}$ (3.31)
Roucoules (12)	Nb	$d^{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\epsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$ (3.32)

3.2.9– Recristalização parcial

Caso ocorra recristalização parcial entre os passes, o tamanho de grão médio na entrada da próxima cadeira pode ser calculado de uma relação que leva em consideração os grãos amaciados e os não amaciados “herdados” do passe anterior (2:9):

$$\bar{d}_{0_{i+1}} = d_{RX_i} \cdot X_i^{4/3} + (1 - X_i)^2 \cdot d_{0_i} \quad (3.33)$$

Onde d_{RX} é determinado através das equações que estão na Tabela 3.2 e Tabela 3.5. Se o valor de X é pequeno tem-se uma pequena mudança no tamanho de grão antes da próxima cadeira, pois existe apenas uma mudança no forma do grão.

A recristalização parcial também resulta em alguma deformação retida para a próxima cadeira, e a deformação acumulada ϵ_a é calculada de acordo com a equação a seguir (2:9):

$$\epsilon_{a_{i+1}} = \epsilon_{i+1} + (1 - X_i) \cdot \epsilon_i \quad (3.34)$$

Este valor de deformação será inserido na equação 3.20 ou 3.21 para se determinar a DRX, seguida MDRX, iniciará ou não durante o passe.

3.2.10– Crescimento de grão

Quando a recristalização se completa antes de um determinado passe, isto é, quando se atinge 100% de recristalização e ainda há tempo no período de descanso entre passes, a microestrutura de grãos recristalizados ainda não é estável e pode crescer. O crescimento de grão é um processo termicamente ativado, portanto em condições de altas temperaturas a rápida difusão é favorecida ao longo dos contornos de grão. A energia dos contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de determinados grãos, à custa de outros, de modo a diminuir o número de grãos, ou seja, diminuir a área total desses contornos, resultando em tamanhos de grão maiores ^(1,11).

Uma equação geral para o tamanho de grão em crescimento, utilizada para todos os tipos de aços é dada por ⁽³⁾:

$$d^m = d_0^m \cdot K_g \cdot t \cdot \exp\left(\frac{Q_g}{R \cdot T}\right) \quad (3.35)$$

Onde d_0 é o tamanho de grão recristalizado completamente, tanto estática como dinamicamente, t é o tempo após completa recristalização, Q_g é a energia de ativação para o crescimento do grão, e K_g e m são constantes dependentes do processo e do material.

As cinéticas de crescimento de grão dependem da composição química dos aços e assim, aços com adições de Nb ou com outras adições de elementos de liga apresentam uma cinética de crescimento de grão mais lenta do que a esperada para aços C-Mn devido ao efeito da presença de precipitados ou ainda de arraste de solutos ⁽⁸⁾.

Normalmente, durante o primeiro segundo, a taxa de crescimento é parabólica ($m=2$), e após este intervalo em que o crescimento ocorre rapidamente, a taxa de crescimento decresce e um expoente $m=7$ descreve mais adequadamente o processo (Figura 3.12.). Uma explicação para isso estaria na maior força motriz para o crescimento de grão de uma microestrutura composta por grãos mais finos. Além disso, a presença de

uma maior quantidade de lacunas, devido à deformação, poderia acelerar o crescimento após a recristalização ⁽⁸⁾.

SRX requer nucleação, o que significa que os primeiros grãos formados são menores e apresentam uma taxa de crescimento mais rápida. Durante a MDRX, que não requer nucleação, os grãos recristalizados se iniciam a partir de um certo tamanho. Os grãos produzidos pela MDRX são mais finos e formados completamente durante o início do tempo entre passes. A cinética rápida de amaciamento da MDRX como também a diferença no tamanho de grão recristalizado, comparado a SRX, requer uma descrição diferente para os seus crescimentos de grão. Como SRX e MDRX possuem cinéticas de crescimento de grão diferentes, as equações devem considerar processos diferentes ⁽¹¹⁾. As principais equações utilizadas para o cálculo do crescimento de grão para os aços C-Mn e Nb encontram-se na Tabela 3.6.

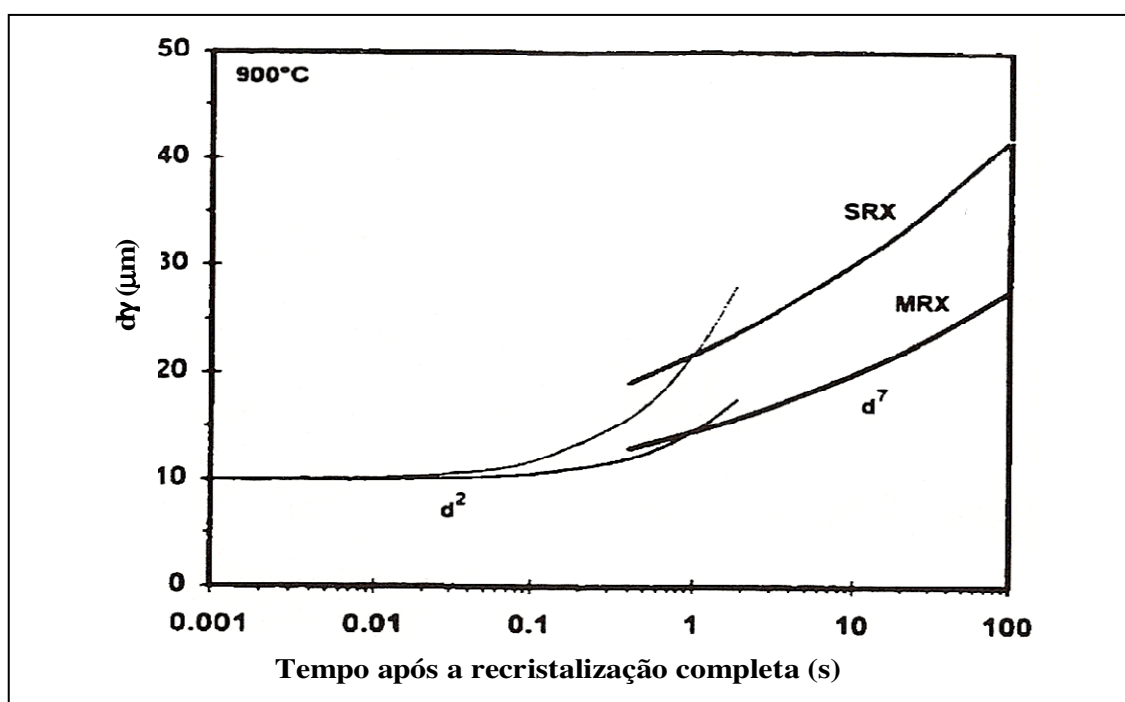


Figura 3.12. Comportamento do crescimento de grão austenítico após completa SRX ou completa MDRX. A transição parabólica, do crescimento com expoente igual a sete ocorre a 1s ⁽¹¹⁾.

Tabela 3.6. Equações que descrevem o crescimento de grão austenítico e tempo entre passes.

Ref.	Aço	Equação
Maccagno et al. (2)	C-Mn (SRX)	Se $t_{ep} > 1s$
		$d^7 = d_{SRX}^7 + 1,5 \cdot 10^{27} \cdot (t_{ep} - 4,32 \cdot t_{0,5}) \cdot \exp\left(\frac{-400000}{R.T}\right)$ (3.36)
		Se $t_{ep} < 1s$
		$d^2 = d_{SRX}^2 + 4,0 \cdot 10^7 \cdot (t_{ep} - 4,32 \cdot t_{0,5}) \cdot \exp\left(\frac{-113000}{R.T}\right)$ (3.37)
Maccagno et al. (2)	C-Mn (MDRX)	Se $t_{ep} > 1s$
		$d^7 = d_{MDRX}^7 + 8,2 \cdot 10^{25} \cdot (t_{ep} - 2,65 \cdot t_{0,5}) \cdot \exp\left(\frac{-400000}{R.T}\right)$ (3.38)
		Se $t_{ep} < 1s$
		$d^2 = d_{MDRX}^2 + 1,2 \cdot 10^7 \cdot (t_{ep} - 2,65 \cdot t_{0,5}) \cdot \exp\left(\frac{-113000}{R.T}\right)$ (3.39)
Hodgson et al. (3)	Nb	$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} \cdot t_{ep} \cdot \exp\left(\frac{-435000}{R.T}\right)$ (3.40)

3.2.11 – Efeitos da adição de nióbio durante a laminação a quente

Uma ferramenta importante no refino de grão durante a deformação a quente é a adição de elementos microligantes, tais como Nb, V e Ti. A adição de Nb e/ou Ti provoca um atraso nos amaciamentos tanto dinâmico quanto estático, aumenta a deformação de pico e, como consequência, reduz a fração amaciada entre passes (11;13;12).

Durante o aquecimento dos blocos, a ressolubilização dos principais elementos de microligantes deve ser analisada em função da temperatura de encharque. Por exemplo, a quantidade de nióbio solubilizado ao final do aquecimento influencia a cinética recristalização, o tamanho de grão recristalizado, o crescimento de grão entre passes e, posteriormente, a precipitação na austenita e na ferrita.

O nióbio é um dos elementos microligantes mais eficientes no sentido de provocar adiantamentos nos processos de amaciamento durante a laminação, notadamente em temperaturas na faixa de 850°C a 1.050°C. Isto ocorre devido às influências desse elemento, como já citado acima, na recristalização e crescimento de grão como também na precipitação tanto na fase austenítica como na fase ferrítica ^(11,13).

Átomos de soluto em solução sólida tendem a formar atmosferas junto às deslocações, dificultando sua movimentação, e aumentam a energia armazenada na deformação, ou seja, aumentam o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, átomos de soluto em solução sólida atrasam a nucleação e o crescimento das regiões recristalizadas ⁽¹⁾:

3.2.12– Precipitação dos carbonitreto de nióbio durante a laminação a quente

Durante a precipitação na austenita, os carbonitreto formados induzidos pelo processo de deformação afetam os processos restaurativos, retardando a recuperação e a recristalização e inibindo o crescimento de grão da austenita recristalizada. Esse efeito retardador é obtido pelo ancoramento de deslocações, de contornos de grão e de subgrãos, ou células de deslocações, e reflete-se num aumento da deformação crítica para o início do processo de recristalização e que será tanto maior quanto mais baixa for a temperatura de deformação. O resultado disso será que, a aplicação de sucessivas deformações na faixa de temperatura onde a recristalização é suficientemente retardada por elementos microligantes, principalmente o nióbio, acarretará um progressivo encruamento dos grãos de austenita, levando ao chamado “panqueamento” da microestrutura. Esse “panqueamento” se caracteriza por grãos alongados, com uma densidade abundante de subgrãos e de bandas de deformação resultantes do processo de deformação. Com isto, seria obtido um aumento na quantidade de sítios disponíveis para a nucleação da ferrita, pelo aumento da área superficial efetiva. Porém, esses precipitados, só serão efetivos no ancoramento de deslocações e contornos de grão e subgrãos se três condições básicas forem respeitadas ⁽¹⁵⁾:

- O tamanho e o espaçamento entre eles estiverem abaixo dos valores críticos;
- Existir uma fração volumétrica suficiente para manter esse espaçamento crítico;
- Baixa taxa de crescimento desses precipitados.

A precipitação de carbonitretos induzida por deformação na austenita possui, de uma maneira genérica, um grau de influência e interdependência das seguintes variáveis de processo:

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

Os modelos microestruturais desenvolvidos recentemente para aços ao Nb utilizam um modelo de precipitação baseado no de Dutta e Sellars⁽¹⁶⁾ (DS), embora outros modelos tenham sido desenvolvidos. O modelo de DS descreve a precipitação isotérmica do Nb(C,N) da austenita supersaturada. O tempo para o início da precipitação, $t_{0,05}$ e os parâmetros básicos de deformação são obtidos através da seguinte expressão^(16;11;3):

$$t_{0,05} = A.[Nb]^{-1}.\varepsilon^{-1}.Z^{-0,5}.\exp\left(\frac{270000}{R.T}\right).\exp\left(\frac{B}{T^3.[\ln(Ks)]^2}\right) \quad (3.41)$$

O fator Ks é obtido de acordo com a equação 3.2. As constantes $A = 3,0 \times 10^{-6}$ e $B = 2,5 \times 10^{10} K^3$, foram encontradas através de ajustes dos resultados de diversos autores. A constante B é basicamente um produto de constantes e não é necessariamente crítica⁽¹¹⁾. Entretanto, a constante A depende do número de núcleos por unidade de volume, que é amplamente afetada pela deformação e temperatura⁽¹¹⁾. No modelo de DS o efeito da adição de Mn no retardamento da cinética de precipitação não foi levado em consideração. É importante lembrar que o ajuste desses resultados pressupõe a utilização da equação de Irvine na determinação de Ks .

A precipitação influencia, como já mencionado, o comportamento do aço quanto sua recristalização no tempo entre passes. Se prevê que precipitação induzida por deformação irá ocorrer antes de a recristalização se completar num determinado tempo entre passes, então supõe-se que a recristalização nesse intervalo de tempo

será suspensa. Da mesma forma, recristalização não ocorrerá nos tempos entre passes dos passes subseqüentes. A temperatura em que há interrupção da recristalização pela ocorrência de precipitação induzida por deformação é denominada de temperatura de não recristalização, T_{nr} ⁽³⁾:

Siciliano et al ^(11;17) propuseram incorporar os teores de Mn e Si no modelo de DS. Esses autores observaram que o Mn e Si exercem importante efeito na precipitação e que, por isso, deveriam ser incorporados à equação de DS. Ainda segundo os autores citados, verificou-se que o Mn aumenta a solubilidade do NbC e do NbN na austenita, decresce a difusividade do Nb e retarda a taxa de precipitação do Nb(C,N). O Si, por sua vez, diminui a solubilidade do NbC e do NbN na austenita, aumenta a atividade do carbono na austenita (um efeito bem conhecido em ferro fundido), e aumenta a difusividade do Nb na austenita. Assim o Si acelera a cinética de precipitação do Nb(C,N). Em suma, Mn e Si desempenham papéis importantes na precipitação de Nb na austenita microligada e, mais que isso, esses papéis são de caráter oposto. Como esses elementos claramente alteraram a atividade do carbono e do nitrogênio na austenita, Siciliano et al ⁽¹⁷⁾ propuseram a seguinte modificação à equação de Irvine para o cálculo das concentrações de equilíbrio:

$$\log[Nb]_{\left[C + \frac{12.N}{14}\right]} = 2,26 + \frac{838.[Mn]^{0,246} - 1730.[Si]^{0,594} - 6440}{T} \quad (3.42)$$

Assim o coeficiente de supersaturação, K_s , pode ser definido como:

$$K_s = \frac{10^{2,26 + \frac{838.[Mn]^{0,246} - 1730.[Si]^{0,594} - 6440}{T_{RH}}}}{10^{2,26 + \frac{838.[Mn]^{0,246} - 1730.[Si]^{0,594} - 6440}{T_{pass}}}} \quad (3.43)$$

Onde T_{RH} é a temperatura de reaquecimento e T_{pass} é a temperatura do passe. A constante A do modelo de DS também foi modificada, segundo sugestão dos mesmos autores, para incorporar, não só a influência do Mn e do Si, como também uma dependência exponencial do Nb e do C ⁽¹¹⁾. Assim, o valor de A que melhor se ajustou aos dados industriais é dado pela equação:

$$A = \frac{\left(\frac{\text{Mn}}{\text{Si}}\right)^{0,42} \cdot \exp\left(\frac{0,42 \cdot \text{Nb}}{\text{C}}\right)}{169400} \quad (3.44)$$

Todas as equações apresentadas até aqui são aplicáveis a processos restaurativos e os de precipitação isotérmicos. Este não é, entretanto, o caso dos processos de conformação a quente industriais. Ao contrário, todos os processos industriais de conformação a quente, sem exceção, ocorrem com mudança concomitante de temperatura. A grande maioria desses processos se realiza em resfriamento contínuo. Assim, o uso das equações até apresentadas ao ambiente dos processos de conformação a quente pressupõe alguma simplificação, por exemplo, o uso de temperaturas médias entre passes, ou à aplicação da regra da atividade de Scheil, conforme será descrito abaixo, analisando-se especificamente o caso do tempo necessário para se iniciar precipitação na austenita.

A possibilidade de se prever, durante o processo de conformação, a temperatura na qual se dá o início da precipitação e, conseqüentemente, aquela em que a recristalização é significativamente retardada é uma das grandes utilidades de um modelo como proposto por DS e depois modificado por Siciliano e al⁽¹⁷⁾. Dessa forma, para adequar um processo isotérmico a um processo em ocorre com temperaturas continuamente decrescentes, a regra da atividade proposta por Scheil⁽¹⁸⁾ tem sido bastante empregada por diversos autores. De acordo com essa regra, uma curva de resfriamento contínuo pode ser dividida em uma série de intervalos isotérmicos Δt . No decorrer deste intervalo de tempo Δt a temperatura seria, portanto, considerada constante, por exemplo, igual a T. Tome-se agora o tempo τ como sendo aquele necessário ao início da reação de precipitação à temperatura T. A razão $\Delta t/\tau$ representaria uma fração do tempo requerido para início de precipitação à temperatura T. No caso de reações isotérmicas, se Δt fosse longo o suficiente ou τ curto o suficiente, precipitação se iniciaria assim que essa razão fosse igual a 1. No caso de reações no resfriamento contínuo, a curva de resfriamento é dividida em n Δt intervalos e a reação de precipitação seria iniciada quando:

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t_i}{\tau(T_i)} = 1 \quad (3.45)$$

A condição descrita acima é mostrada esquematicamente na Figura 3.13.

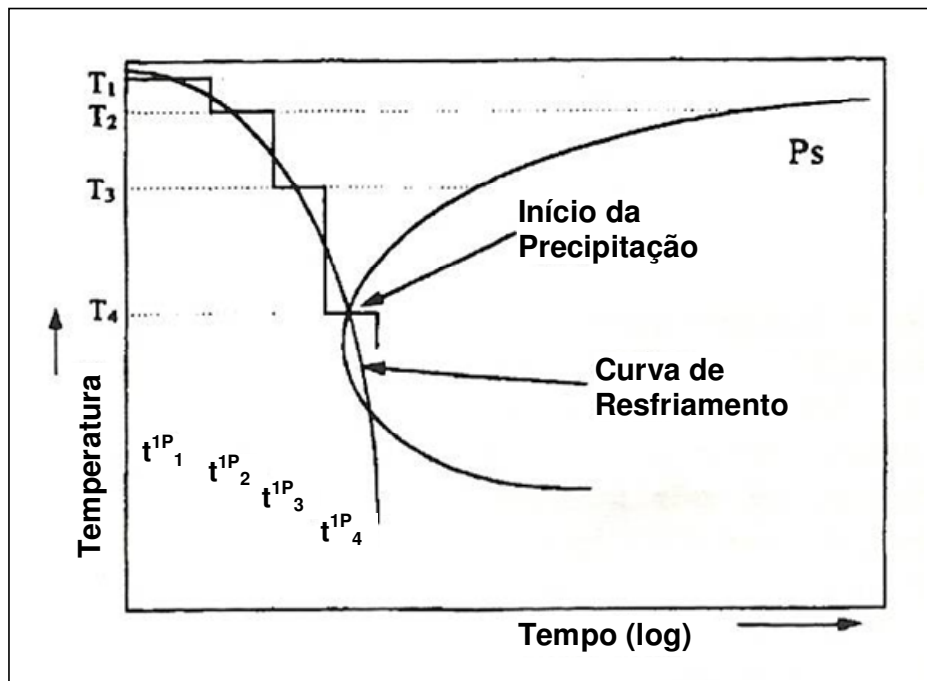


Figura 3.13. Representação esquemática do conceito da regra da atividade ⁽¹¹⁾.

3.2.13– Tamanho do grão ferrítico após a transformação

À medida que o aço vai se resfriando lentamente, este se transformará de austenita em ferrita e perlita. O modelo a seguir considera apenas a transformação de austenita em ferrita e perlita em predominantemente microestruturas ferríticas ($C_{eq} < 0,45$ onde $C_{eq} = C + Mn/6$). Nesta faixa de composições, e levando-se em conta que o interesse maior do trabalho diz respeito a aços estruturais com baixa fração volumétrica de perlita, o parâmetro de principal interesse é o tamanho de grão ferrítico, pois o conteúdo de perlita e o espaço interlamelar não contribuem significativamente na resistência mecânica nestas composições ⁽³⁾. Ressalva-se, entretanto, que no caso de os aços a serem estudados contiverem frações significativas de perlita, o volume e a morfologia das mesmas também serão levadas em conta no cálculo das propriedades mecânicas finais.

Os fatores que afetam o tamanho de grão ferrítico são:

- Tamanho final do grão austenítico;
- Deformação retida;
- Composição química;
- Taxa de resfriamento, que são influências externas.

Os dois primeiros fatores estão relacionados à história da deformação e o último fator às influências externas. O tamanho final do grão austenítico é o último tamanho de grão recristalizado completamente, enquanto a deformação retida aplica-se à deformação não removida, através da recristalização, antes da transformação. O tamanho de grão da ferrita, oriundo de uma austenita recristalizada, pode ser calculado através do modelo desenvolvido por Sellars e Beynon ⁽⁶⁾, para aços C-Mn, Nb e Ti-V e a equação encontra-se a seguir:

$$d_{\alpha}^0 = a + b.\dot{T}^{-1/2} + c.[1 - \exp(-1,5.10^{-2}.d_{\gamma})] \quad (3.46)$$

Onde \dot{T} é a taxa de resfriamento em °C, d_{γ} é o tamanho de grão da austenita recristalizada e os parâmetros a, b e c são dados em função do aço (Tabela 3.7).

Tabela 3.7. Constantes a, b e c da equação acima.

Aço	a	b	c
C-Mn	1,4	5,0	22
Nb	2,5	3,0	20
Ti-V	3,0	1,4	17

Um outro modelo, considerado uma extensão da equação proposta por Sellars e Beynon ⁽⁶⁾ foi proposto por Hodgson et al ⁽³⁾. Esse modelo incorpora os efeitos do carbono e do manganês através do $Ceq = C + Mn/6$.

Para $Ceq < 0,35$ temos,

$$d_{\alpha}^0 = (-0,4 + 6,37.Ceq) + (24,2 - 59,0.Ceq).\dot{T}^{-0,5} + 22.[1 - \exp(0,015.d_{\gamma})] \quad (3.47)$$

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

$$d_{\alpha}^0 = (22,6 - 57,0 \cdot C_{eq}) + 3,0 \cdot \dot{T}^{-0,5} + 22 \cdot [1 - \exp(0,015 \cdot d_{\gamma})] \quad (3.48)$$

Onde d_{α}^0 é o tamanho de grão ferrítico na ausência de deformação retida.

Qualquer deformação retida presente na austenita em transformação refinará o tamanho de grão da ferrita. O modelo de Sellars e Beynon ⁽⁶⁾ é também utilizado e encontra-se na equação a seguir:

$$d_{\alpha} = d_{\alpha}^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \sqrt{\varepsilon_r}) \quad (3.49)$$

Onde ε_r é a deformação retida após o último passe e d_{α} é o tamanho de grão ferrítico.

3.2.14– Previsão das propriedades mecânicas finais

A seguir será mostrado um modelo matemático, desenvolvido por Hodgson et al ⁽³⁾, para a previsão das propriedades mecânicas a partir da microestrutura desenvolvida pelo processo de deformação a quente. As equações a seguir foram obtidas para o limite de escoamento, LE, e limite de resistência, LR (em MPa).

$$LE = 62,6 + 26,1 \cdot [Mn] + 60,2 \cdot [Si] + 759 \cdot [P] + 212,9 \cdot [Cu] + 3286 \cdot [N] + \sigma_P + 19,7 \cdot d_{\alpha}^{-0,5} \quad (3.50)$$

$$LR = 164,9 + 634,7 \cdot [C] + 53,6 \cdot [Mn] + 99,7 \cdot [Si] + 651,9 \cdot [P] + 472,6 \cdot [Ni] + 3339,4 \cdot [N] + \sigma_P + 11 \cdot d_{\alpha}^{-0,5} \quad (3.51)$$

Onde d_{α} é o tamanho de grão ferrítico (em mm), avaliado através de um modelo microestrutural, os elementos Mn, C, Si, P, Cu, Ni e N são dados em percentagem do

peso (%), exceto no caso do N que se trata da percentagem em peso do N livre, e σ_P é a contribuição da precipitação (em MPa). Para aços ao vanádio, a σ_P é calculada por:

$$\sigma_P = 57 \cdot \log(\dot{T}) + 700 \cdot [V] + 7800 \cdot [N] + 19 \quad (3.52)$$

Onde os elementos V e N são dados em percentual do peso (%). Para aços ao Nb, a contribuição é de 2500 MPa/%Nb onde o teor de nióbio considerado é somente aquele disponível em solução sólida na temperatura de transformação ⁽¹⁹⁾.

3.3 – Modelo Matemático

O modelo matemático que será desenvolvido no presente trabalho visa prever a ocorrência dos diversos fenômenos metalúrgicos que podem aparecer durante um processo de laminação a quente. Conforme mostrado nos itens anteriores, a literatura relata vários modelos que servem ao propósito de modelamento da microestrutura na laminação a quente. Em geral, esses modelos indicam quais são os fenômenos relevantes ocorrendo em cada etapa da laminação, a partir daí, previsões podem ser realizadas quanto à evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas finais do produto. Esses modelos são, dessa forma, ferramentas a serem utilizadas em análises, no controle do laminador e em melhorias de processo ⁽¹⁴⁾. Um outro importante objetivo a se explorar é o potencial de refino do grão austenítico e, por consequência também o refino de grão ferrítico, através da laminação controlada por recristalização metadinâmica.

O desenvolvimento desses modelos matemáticos tem sido estudado por vários pesquisadores ^(2-6, 8-11,13) seja para laminação de placas, de tiras a quente, de barras e de fio-máquina em aços C-Mn e microligados, sendo que todos relatam ótimos resultados em termos de previsões. A maioria deles descreve os aspectos térmicos, mecânicos e metalúrgicos que ocorrem durante uma laminação e quais são os efeitos cada uma desses aspectos exercem sobre os mecanismos de amaciamento e de endurecimento durante a laminação. Esses modelos baseiam-se, primeiro, na divisão do processo em etapas distintas e, em seguida, decisões são tomadas quanto a quais seriam os mecanismos de amaciamento e de endurecimento microestrutural relevantes ao processo, isto é, recristalização estática ou dinâmica mais metadinâmica, crescimento de grão e precipitação. Essas decisões são tomadas tendo-se por fundamento os parâmetros básicos de processo, tais como, temperatura, deformação, taxa de deformação, etc. Após esta sistematização, equações conhecidas na literatura são utilizadas para cálculo da cinética do evento principal até que a microestrutura final possa ser prevista. Essa microestrutura final, tal como tipo de produto transformado, fração volumétrica, tamanho de grão ferrítico e distribuição dos precipitados serão utilizados na etapa seguinte, isto é, no cálculo das propriedades mecânicas, nominalmente, o limite de escoamento, o limite de resistência e o alongamento, e a dureza do material.

Em 1992, Hodgson et al ⁽³⁾ desenvolveram um modelo matemático para cada evento microestrutural que ocorre durante a laminação a quente para uma faixa de aços comerciais. Estes modelos foram incorporados no processo em alguns laminadores, permitindo assim a previsão das propriedades mecânicas finais. Foram utilizados dados de um laminador industrial e os modelos mostraram-se bastante eficientes nas previsões. No mesmo ano Beynon et al ⁽⁴⁾ produziram um programa de computador próprio, realizando simulações para produtos planos e utilizando uma metodologia semelhante no que diz respeito ao acompanhamento da evolução microestrutural durante uma laminação a quente. Eles mostraram qual seria o efeito da evolução microestrutural nos esforços de laminação.

A partir de 1996, Maccagno et al ⁽²⁾ organizou e relacionou as equações da cinética de recristalização juntamente com os parâmetros termomecânicos de processo e desenvolveram um modelo matemático via planilha computacional para laminação de fio máquina. Foram realizados experimentos modificando a taxa de deformação, temperatura de laminação e taxa de resfriamento objetivando propor um melhor refino de grão austenítico.

Entre os anos de 1996 a 2000, Siciliano et al ⁽⁸⁻¹¹⁾ verificaram que fenômenos metalúrgicos tais como recristalização, deformação acumulada e transformação de fases poderiam ser identificados, através do comportamento da tensão média de escoamento, obtida diretamente do registro de carga dos passes de laminação. O objetivo do trabalho desses autores foi construir um modelo matemático para prever a tensão média de escoamento, para aços C-Mn, microligados ao Nb, microligados ao Cr-Mo, durante a laminação a quente de planos utilizando dados industriais. As previsões do modelo foram então comparadas com os valores da tensão média de escoamento determinados através de registros de laminadores industriais. Através desse modelo, verificou-se que a MDRX sempre ocorria nos primeiros passes para aços C-Mn, pois as deformações e as temperaturas de laminação nesses casos eram as mais altas do processo, enquanto as taxas de deformação eram as mais baixas. Assim a deformação crítica para que ocorra DRX podia ser facilmente atingida nestes passes.

Embora, muito trabalho de pesquisa tenha sido realizado na área de modelo matemático de processo visando previsão de evolução microestrutural e de

propriedades mecânicas finais, como relatado até aqui, não se tem conhecimento de que parte deste conhecimento tenha sido aplicado ao caso da laminação de perfis estruturais de um modo geral e ao de perfis de abas paralelas em particular. Portanto, este trabalho de dissertação terá como principal objetivo aplicar a metodologia de modelo matemático que se acabou de se descrever ao caso da laminação de perfis.

4 – METODOLOGIA

Uma seqüência como listada abaixo será utilizada na metodologia:

- Coleta de dados na linha de laminação;
- Modelo matemático, via Excel, do processo de laminação;
- Ensaios de tração, para a obtenção dos limites de escoamento e resistência;
- Metalografia de amostras intermediárias e finais do flange e da alma;
- Comparação entre os resultados experimentais e previsão do modelo matemático;
- Ensaio de torção, para comparação entre os resultados experimentais e o modelo matemático.

O aço escolhido para o estudo é o ASTM A 572 Gr 50. Tabela 4.1, mostra a composição química para este aço amostrado na bitola W360x64. Onde todos os números em % do peso exceto onde citado o termo “Ceq”, que significa carbono equivalente.

Tabela 4.1. Composição química para o aço ASTM A 572 Gr 50.

Elemento	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	Al [%]	Nb [%]	N [ppm]	Ceq [%]
Mínimo	0,15	1,00	0,15			0,020		0,32
Visado	0,16	1,05	0,20	0,012		0,025		0,34
Máximo	0,17	1,10	0,25	0,030	0,025	0,030	50	0,36

4.1 – Ensaios e amostragens na laminação de perfis

A Tabela 4.2 mostra os locais onde serão realizadas as medições de temperatura de laminação, tempo entre passes, esforços de laminação bem como as retiradas de amostras durante a laminação. As temperaturas serão medidas através de pirômetros situados ao longo da linha de laminação. Um valor médio, entre várias medições, será utilizado no modelo matemático. Uma variação linear de temperatura no interior do

material será adotada, quando necessária. As medições dos esforços de laminação serão realizadas através de células de carga onde disponível no laminador industrial.

Tabela 4.2. Definição de locais onde serão realizadas as medições de temperatura de laminação, os tempos entre passes, os esforços de laminação e as amostragens de corpos de prova na linha de laminação.

Equipamentos	Temperatura de Laminação		Tempo entre Passes	Esforços de Laminação	Amostras	
	Pirômetro				Ensaio Metalográfico	Ensaio de Tração/Torção
	De Linha	Móvel				
Saída do forno de reaquecimento	X	X				
Entrada do Laminador desbastador		X	X			
Entre os passes no Laminador desbastador		X	X			
Saída do Laminador desbastador		X	X			
Serra de Pontas					X	X
Entrada do grupo tandem	X	X	X	X		
Entre os passes no grupo tandem		X	X	X		
Saída do grupo tandem		X	X			
Serras fixa e móvel					X	X

Amostras metalográficas e para os ensaios de tração serão retiradas de uma mesma corrida da aciaria. Na serra de pontas, quatro amostras, sendo duas na cauda e duas na ponta (Figura 4.1) do esboço, serão cortadas para a realização dos ensaios de torção e metalográficos.

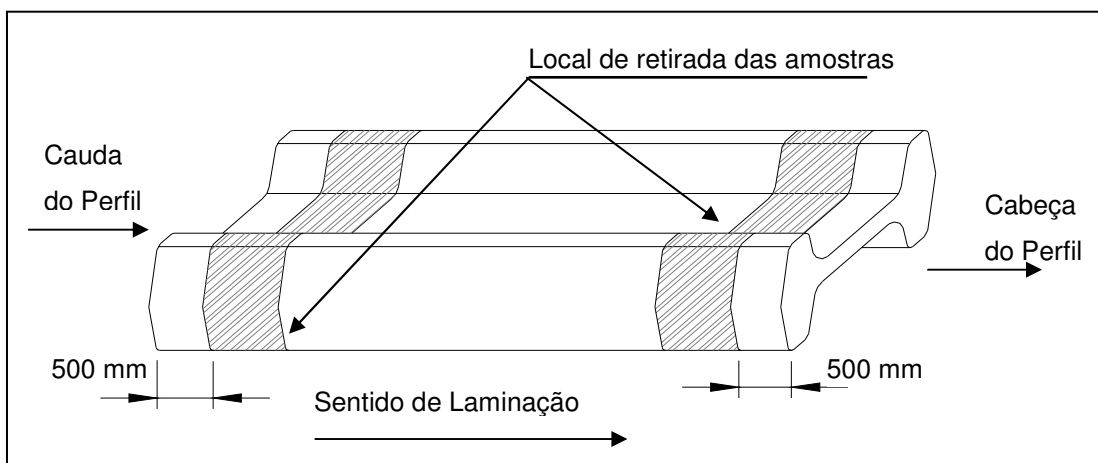


Figura 4.1. Posição de onde será retirada a amostra no esboço.

Ensaio de torção e ensaios metalográficos também serão realizados de amostras retiradas na alma e nos flanges. A caracterização da evolução microestrutural será realizada a partir de ensaios de torção, simulando os planos de redução do laminador acabador para alma e flange do material. Dados das variáveis de processo de laminação a quente serão obtidos a partir de registros do modelo matemático de setup dos laminadores e dispostos em planilha eletrônica para facilitar o cálculo dos parâmetros necessários para a realização da simulação por ensaio de torção. Amostras deformadas pelo ensaio de torção serão submetidas à análise microestrutural. De um modo geral, as simulações realizadas permitirão as seguintes análises:

- Curvas de fluxo: determinação dos mecanismos de amaciamento;
- Microscopia óptica: avaliação do tamanho de grão ao longo do processo e microestrutura final, ou seja, percentual de ferrita e perlita.

Os ensaios de torção serão realizados em máquina servo-hidráulica controlada por computador existente no Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG. O equipamento tem um forno de radiação infravermelha para aquecimento das amostras. Estas amostras ficam imersas em atmosfera protegida por gás durante todo ensaio. As dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de torção a quente são mostradas na Figura 4.2. Os corpos de prova de torção foram fabricados a partir das amostras como indicadas na Figura 4.3.

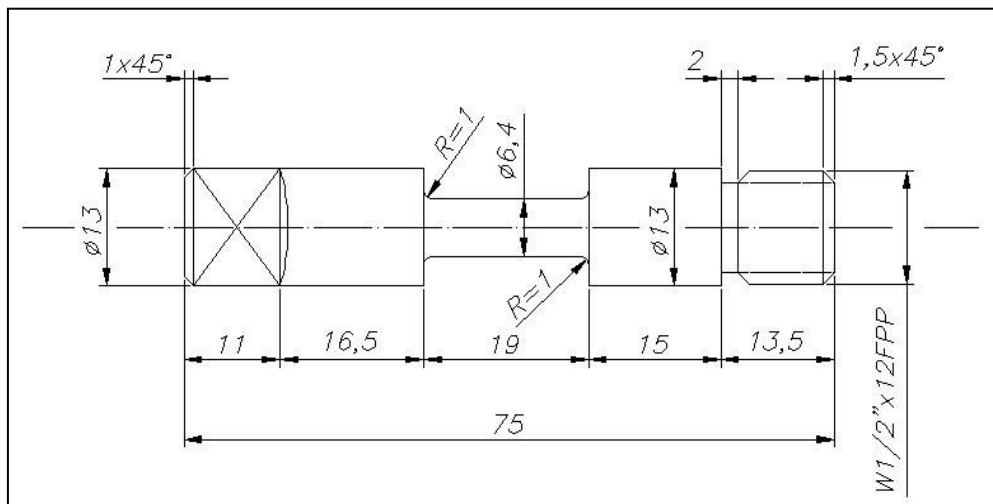


Figura 4.2. Corpo de prova para ensaio de torção.

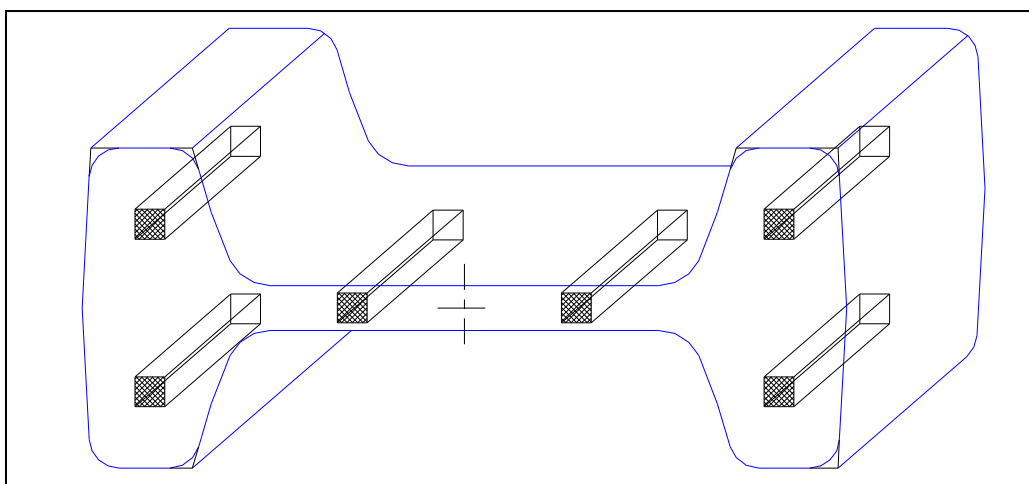


Figura 4.3. Esquema da amostragem para fabricação dos corpos de prova para os ensaios de torção a quente e ensaios metalográficos.

Na viga acabada, ensaios de tração e os ensaios metalográficos serão realizados em amostras retiradas tanto na alma quanto nos flanges. Serão cortadas 20 amostras no meio material com 450 mm de largura, 55 mm de largura no flange e 55 mm no centro da alma, de acordo com a Figura 4.4. Os cortes serão realizados na serra fixa e na serra móvel, após o grupo tandem. Estas amostras serão usinadas no formato do corpo de prova padronizado pela norma ASTM.

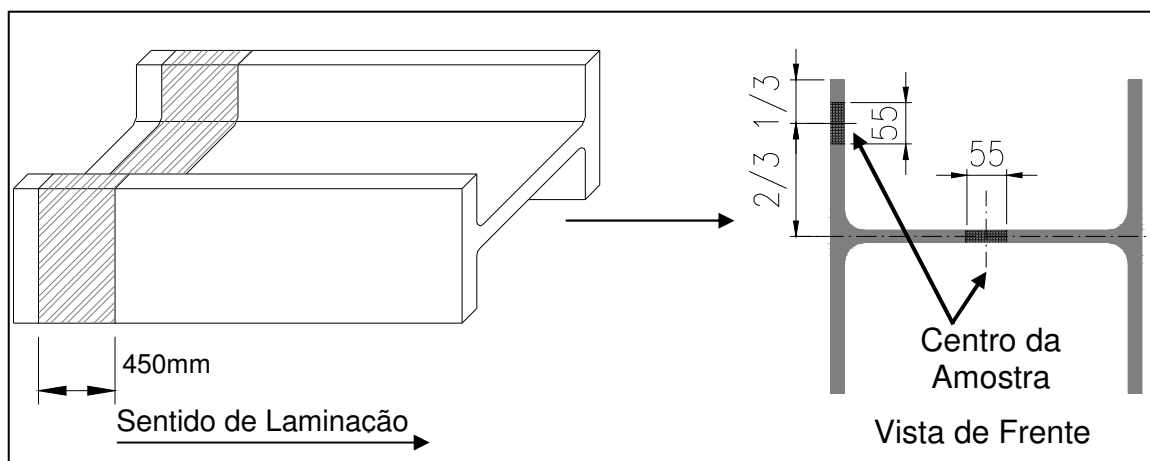


Figura 4.4. Desenho representativo do local onde serão retiradas as amostras na serra fixa e serra móvel.

Finalmente, dezenove corpos de prova serão submetidos a ensaios de tração, obtendo os valores das seguintes propriedades mecânicas:

- Limite de resistência (LR),
- Limite de escoamento (LE).

Tabela 4.3. Resumo do número de amostras e número de ensaios que serão cortadas e feitos na linha de laminação para realização dos ensaios de tração e ensaios metalográficos.

Local de Retirada da Amostra	Número de Amostras		Número de Ensaios			
	Esboço	Perfil Acabado	Esboço		Perfil Acabado	
			Ensaio Metalográfico	Ensaio de Torção	Ensaio Metalográfico	Ensaio de Tração
Alma	8	22	2	6	3	19
Flange	16	22	4	12	3	19

A Tabela 4.3 mostra um resumo do número de ensaios e amostras a serem realizados. Três amostras serão utilizadas para o ensaio metalográfico, via

microscópio ótico, obtendo os seguintes valores:

- Tamanho de grão ferrítico;
- Percentual de ferrita;
- Percentual de perlita.

4.2 – Microscopia óptica

As amostras oriundas da linha de laminação, do esboço e da viga acabada, foram cortadas em uma máquina de corte a disco de 2 mm de espessura sob refrigeração abundante para evitar o aquecimento e consequentemente alteração microestrutural.

Todas as amostras foram retiradas na seção longitudinal à direção de laminação, embutidas em baquelita, lixadas, polidas e atacadas obedecendo aos procedimentos normais de preparação de amostras metalográficas.

O desbaste grosseiro foi realizado em lixas seqüenciais com granulometria de 220, 360, 600 e 1200 mesh e a preparação final em politriz dotada de prato giratório com pano fino utilizando pastas de diamante grossa (2 a 6 μm) e fina (0 a 2 μm) para obtenção de uma superfície espelhada e livre de deformações.

As amostras das vigas acabadas foram submetidas a ataque químico com o reativo nital 3%, durante aproximadamente 10 s para a revelação da microestrutura (ferrita e perlita). Utilizou-se o reativo picral 4%, ou seja mistura de ácido pícrico e álcool etílico, durante aproximadamente 20 s para a realização da análise quantitativa dos constituintes.

A amostra temperada, vinda do desbaste, foi submetida a ataque químico com o reativo nital 3% para a revelação da microestrutura e com reativo teepol para a revelação dos contornos de grãos austeníticos. A determinação do tamanho médio de grãos austeníticos foi realizada via analisador de imagem obedecendo à norma ASTM E 112, método dos interceptos.

5 - RESULTADOS

5.1– Ciclo termomecânico de processamento na laminação a quente

Os principais parâmetros que definem um ciclo termomecânico na laminação a quente, isto é, a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo entre passes, podem ser medidos, como é o caso da temperatura, em determinados pontos do processo, ou calculados a partir de outros parâmetros tais como as dimensões do perfil e as rotações dos cilindros numa determinada cadeira ou passe do laminador. No caso particular deste trabalho, a temperatura de laminação em cada passe será estimada através de temperaturas medidas na entrada e/ou saída de cada laminador. A seguir, os métodos de cálculos, utilizados na determinação desses parâmetros em cada um dos equipamentos citados anteriormente serão descritos.

Aquecimento dos blocos

O aquecimento dos blocos se dá à temperatura entre 1250 e 1320°C para toda gama de produtos. Alguns, entretanto, possuem uma temperatura diferenciada em função das propriedades mecânicas a serem atingidas na viga quando acabada, de esforços de laminação e da corrente do laminador. O forno possui um comprimento efetivo de trinta e quatro metros, ao longo dos quais encontram-se distribuídos doze termopares e dois pirômetros. Os termopares garantem as temperaturas requeridas pelas curvas de aquecimento e os pirômetros controlam a temperatura do material na saída do forno, verificando se o material está na temperatura exata para o início de laminação. As medições dos pirômetros são realizadas na superfície do bloco através de raio laser. A temperatura e a velocidade do material, em cada zona de aquecimento, são pré-definidas por um sistema “*on-line*” de otimização, garantindo assim uma temperatura homogênea, ao longo de toda seção do bloco.

No presente trabalho, a temperatura na superfície da peça na saída do forno será tomada como sendo igual a 1.250°C. Essa é a temperatura a ser utilizada no início das simulações, quer seja do ponto de vista de se estimar a quantidade dissolvida de microligantes, quer seja no re-aquecimento de amostras de torção, conforme se verá mais adiante.

Laminador desbastador

Após desenformamento, o bloco passa por um descarepador através de uma mesa de rolos e segue para o laminador desbastador em aproximadamente 70 s com uma queda de temperatura estimada de 100 °C. A temperatura na entrada do laminador é medida por um pirômetro de linha, sendo esta com um valor médio aproximado de 1200 °C.

A duração da laminação no desbastador e a temperatura na saída deste laminador variam com o número de passes, ou número de vezes com que o material passa pelo laminador. Atualmente, esse valor se encontra entre 7 e 19 passes. As bitolas maiores possuem um número de passes maior e as bitolas menores possuem um número de passes menor, como obviamente se espera. Isto ocorre em função do formato dos canais dos cilindros de laminação.

A deformação durante um dado passe varia ao longo da secção transversal da peça, ou seja, a deformação não se encontra homoganeamente distribuída nesta secção. Tampouco seria relevante, para os fins deste trabalho, calcular as deformações eqüivalentes em cada ponto de uma dada secção. Assim, o que se faz aqui, como primeira aproximação, é tomar a deformação eqüivalente total no passe como sendo igual a deformação média naquele passe, isto é:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_i}{A_f}\right) \quad (5.1)$$

Onde A_f é a área da secção transversal na saída do passe e A_i é a área na entrada do passe.

A deformação eqüivalente pode ser calculada para cada passe no laminador desbastador, utilizando as dimensões iniciais e finais do material. Neste caso, são consideradas as dimensões esperadas da espessura de alma, largura do flange do material e altura do material. Essas dimensões são obtidas através da largura dos canais e da luz entre o cilindro superior e o cilindro inferior (Figura 5.1.). As deformações em cada passe podem ser então calculadas usando-se a equação 5.1.

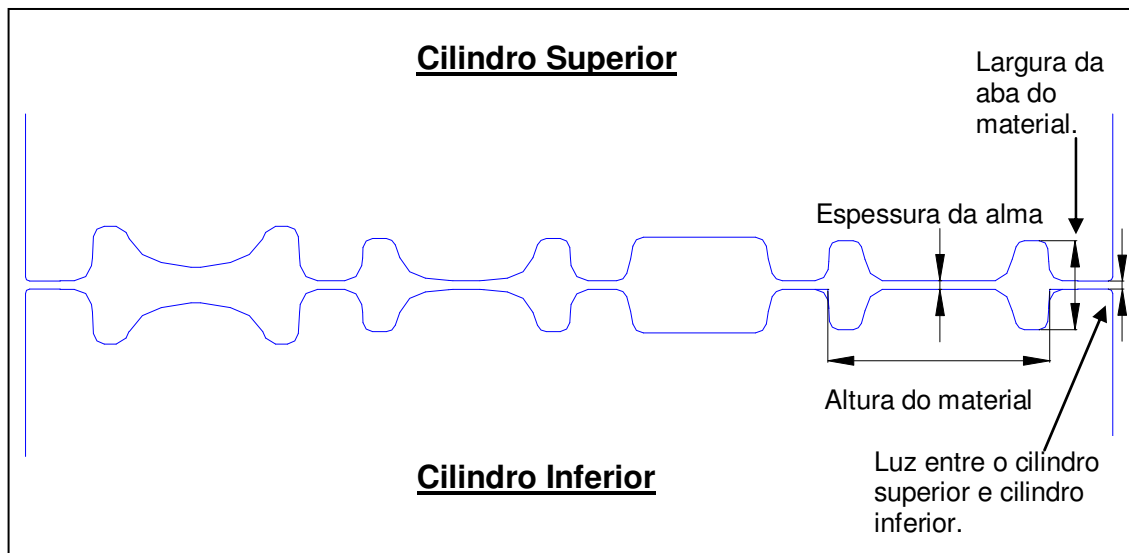


Figura 5.1. Representação esquemática de um par de cilindros do laminador desbastador indicando as dimensões esperadas do esboço.

A etapa seguinte é o cálculo da taxa de deformação. Neste caso, o arco de contato no passe e o tempo de contato devem ser calculados antes. No cálculo do arco de contato considerou-se um diâmetro médio de trabalho ao longo da deformação visto que as secções transversais à entrada e à saída de cada passe são complexas e o valor exato do arco de contato variaria em cada ponto da superfície de contato. O tempo de contato pode ser calculado então, de maneira simples, usando a equação 5.3 e a taxa de deformação de acordo com a equação 5.2.

A taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, pode ser calculada através de:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{t_c} \quad (5.2)$$

O tempo de contato t_c , pode ser obtido através da relação entre o comprimento de contato L e a velocidade tangencial v_t em cada passe, conforme abaixo:

$$t_c = \frac{L}{v_t} \quad (5.3)$$

Sendo o comprimento de contato calculado através da seguinte equação:

$$L = \sqrt{\frac{D_W}{2} \cdot (\Delta H)} = \sqrt{\frac{D_W}{2} \cdot (h_{w1} - h_{w2})} \quad (5.4)$$

Onde: D_W é o diâmetro de trabalho dos cilindros, h_{w1} é a espessura de entrada da alma, h_{w2} é a espessura de saída da alma e ΔH é a espessura de entrada da alma menos a espessura de saída da alma.

A velocidade tangencial pode ser calculada de acordo com a seguinte equação:

$$v_t = \frac{2 \times \pi \times R_W \times n}{60} \quad (5.5)$$

Onde R_W é o raio de trabalho dos cilindros e n é a rotação dos cilindros.

Substituindo o comprimento de contato e a velocidade tangencial no tempo de contato, tem-se a seguinte expressão:

$$t_c = \sqrt{\frac{D_W}{2} \cdot (h_{w1} - h_{w2})} \times \frac{60}{2 \times \pi \times n \times R_W} \quad (5.6)$$

A equação a ser utilizada no cálculo do tempo entre passes é seguinte:

$$t_{ep} = \left(\frac{t_{\text{laminação}}}{2} \right)_{i-1} + t_{\text{morto}} + \left(\frac{t_{\text{laminação}}}{2} \right)_i \quad (5.7)$$

Onde t_{morto} é o tempo que o material leva para sair do passe e iniciar o passe seguinte.

O tempo de laminação, $t_{\text{laminação}}$, é calculado de acordo com a equação a seguir:

$$t_{\text{laminação}} = \frac{L_f}{v_t} = \frac{60.L_f}{2 \times \pi \times R_W \times n} \quad (5.8)$$

Onde L_f é comprimento do material na saída do passe, e v_t é a velocidade tangencial em cada passe.

O ciclo termomecânico, da alma e do flange, para a bitola W360x64 no desbaste é apresentado na Tabela 5.1.

Tabela 5.1. O ciclo termomecânico, da alma e do flange, para a bitola W360x64mm.

Equipamento	Passe	T (°C)	$\frac{d\varepsilon}{dt}$ ε^0 (s ⁻¹)	t_{ep} (s)	ε
Forno de Reaquecimento	-	1.200	-	70,0	-
Laminador Desbatador	1	1.106	0,2	13,6	0,03
	2	1.122	2,7	12,9	0,24
	3	1.146	3,6	21,2	0,28
	4	1.131	0,6	16,8	0,02
	5	1.134	3,6	12,3	0,18
	6	1.158	3,8	18,8	0,17
	7	1.122	0,5	19,7	0,02
	8	1.132	5,1	13,6	0,11
	9	1.148	2,0	89,8	0,03

Serra de pontas

Após o desbaste, o material segue uma serra a quente, que descarta as pontas dianteiras e traseiras dos esboços e em seguida o esboço segue para o grupo tandem. A transferência do esboço e o descarte de pontas levam, aproximadamente, 100s e a queda de temperatura é estimada em aproximadamente 30°C, sendo que essas medidas sofrerão variações dependendo da dimensão do esboço.

Grupo tandem

No início da laminação no grupo tandem a temperatura nas superfícies externas, do flange e da alma, são medidas por um pirômetro de linha. As temperaturas iniciais e finais aproximadas da alma e do flange encontram-se na Tabela 5.2.

Tabela 5.2. Valores aproximados das temperaturas de laminação na alma e no flange do material, e na entrada e saída do grupo tandem.

Temperatura de Laminação [°C]		
	Entrada do Grupo Tandem	Saída do Grupo Tandem
Alma	1.030 – 950	900 – 710
Flange	1.030 – 940	980 - 840

A duração da laminação no grupo tandem e a temperatura na saída do laminador variam com o número de passes, ou número de vezes com que o material passa em uma cadeira universal. Atualmente, esses valores são seis, dez ou quatorze passes. As bitolas maiores possuem um número de passes igual a quatorze, as bitolas intermediárias igual a dez passes e as bitolas menores igual a seis passes.

A deformação equivalente pode ser calculada para cada passe do grupo tandem, utilizando-se as dimensões iniciais e finais da alma e do flange em cada cadeira, de maneira similar à calculada anteriormente. Neste caso, as dimensões esperadas da espessura de alma, espessura do flange e altura do perfil são conhecidas (Figura 3.1). Essas dimensões são obtidas através da largura dos cilindros horizontais e a luz entre os cilindros horizontais e cilindros verticais como se mostra na Figura 5.2.

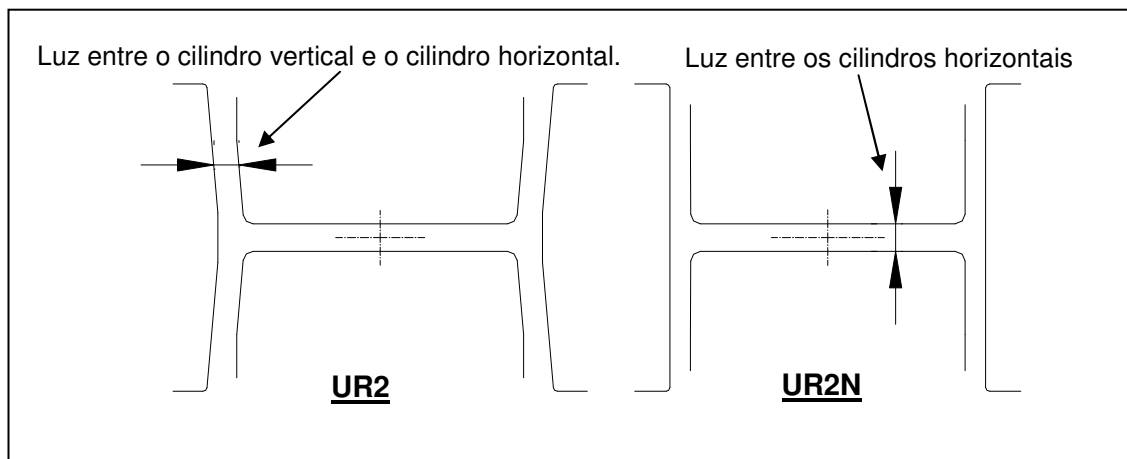


Figura 5.2. Representação esquemática de um par de cilindros do grupo tandem indicando a luz entre os cilindros horizontais e cilindro verticais.

Supondo que o valor do comprimento decorra da conservação do volume, as deformações eqüivalentes na alma e no flange, nesta etapa do processo, podem ser calculadas através de:

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{h_{w1}}{h_{w2}}\right) \quad (5.9)$$

$$\varepsilon_f = \ln\left(\frac{h_{f1}}{h_{f2}}\right) \quad (5.10)$$

Onde: h_{w1} é a espessura de entrada da alma, h_{w2} é a espessura de saída da alma, h_{f1} é a espessura de entrada da flange e h_{f2} é a espessura de saída da flange.

O arco de contato e a taxa de deformação na alma podem ser calculados através das equações 5.11 e 5.12.

$$Ld_w = \sqrt{\frac{D_{wH}}{2} \cdot (h_{w1} - h_{w2})} = \sqrt{R_{wH} \cdot (\Delta h_w)} \quad (5.11)$$

$$\dot{\epsilon}_w = \frac{2\pi \cdot n_H \cdot \epsilon_w}{60} \cdot \sqrt{\frac{R_{wH}}{\Delta h_w}} \quad (5.12)$$

Onde: D_{wH} é o diâmetro de trabalho dos cilindros horizontais, R_{wH} é o raio de trabalho dos cilindros horizontais e n_H é a rotação dos cilindros horizontais

O arco de contato e a taxa de deformação no flange podem ser calculados através das equações 5.13 e 5.14.

$$L_{d_f} = \sqrt{\frac{D_{wV}}{2} \cdot 2 \cdot (h_{f1} - h_{f2})} = \sqrt{R_{wV} \cdot 2 \cdot (\Delta h_f)} \quad (5.13)$$

$$\dot{\epsilon}_f = \frac{2\pi \cdot n_V \cdot \epsilon_f}{60} \cdot \sqrt{\frac{R_{wV}}{2 \cdot \Delta h_f}} \quad (5.14)$$

Onde: D_{wV} é o diâmetro de trabalho dos cilindros verticais, R_{wV} é o raio de trabalho dos cilindros verticais e n_V é a rotação dos cilindros verticais

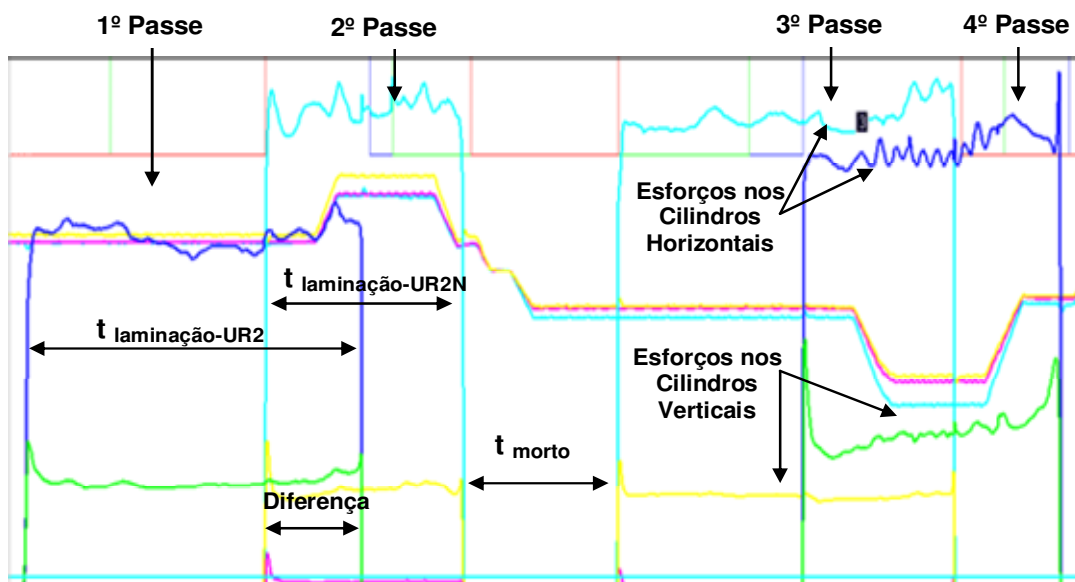


Figura 5.3. Representação dos esforços de laminação e a duração de cada passe no grupo tandem.

O tempo entre passes no caso do Tandem foi medido através de um registrador de entrada e saída do material, pois os passes se sobrepõem, como se mostra na Figura 5.3.

Atualmente considera-se que uma seqüência equivale a dois passes, ou seja numa seqüência o material passa pelas duas cadeiras universais e, portanto, tem-se dois passes. Assim, as seguintes equações podem ser utilizadas no cálculo do tempo entre passes:

$$\text{Passes Ímpares: } t_{ep} = \left(\frac{t_{\text{laminaçãoUR2}} + t_{\text{laminaçãoUR2N}}}{2} \right)_i - \text{Diferença} \quad (5.15)$$

$$\text{Passes Pares: } t_{ep} = \left(\frac{t_{\text{laminaçãoUR2N}}}{2} \right)_{i-1} + t_{\text{morto}} + \left(\frac{t_{\text{laminaçãoUR2N}}}{2} \right)_i \quad (5.16)$$

Onde o t_{morto} é o tempo que o material leva para sair do passe e iniciar o passe seguinte tempo de laminação. O valor da “diferença” (ver seta na Figura 5.3) é deverá ser obtida diretamente da Figura 5.3, como obtida no laminador, pois, como mencionado anteriormente, os passes se sobrepõem. O tempo de laminação, $t_{\text{laminação}}$, pode então ser calculado a partir da equação 5.8.

O ciclo termomecânico no grupo tandem, da alma e do flange, para a bitola W360x64 é apresentado na Tabela 5.3 e Tabela 5.4. Este ciclo foi determinado da seguinte maneira:

- Os cálculos das deformações e das taxas de deformação foram descritas no item 5.1;
- As temperaturas de laminação na alma e no flange do material foram medidas antes e depois de cada passe, adotando-se uma variação linear no interior do mesmo;
- Os tempos entre passes, foram obtidos através de um registrador de tempo na entrada e saída de cada passe;
- A taxa de resfriamento aproximadas, no leito de resfriamento, para a alma foi de

1,0 °C/s e do flange 2,0 °C/s, e obtiveram-se essas medições com pirômetro manual.

Tabela 5.3. Ciclo termomecânico da alma, para a bitola W360x64mm.

ALMA					
Eq.	Passe	T (°C)	$d\varepsilon/dt_{\varepsilon^0}$ (s ⁻¹)	t_{ep} (s)	ε
Grupo TANDEM	1	1.063	7,7	5,4	0,12
	2	1.085	10,2	15,6	0,13
	3	1.090	10,4	5,2	0,15
	4	1.016	15,3	17,8	0,15
	5	992	16,3	5,7	0,14
	6	960	20,4	19,0	0,13
	7	958	21,2	5,2	0,13
	8	949	25,7	21,9	0,12
	9	915	20,4	6,5	0,11
	10	855	26,2	25,6	0,10
	11	848	16,6	6,2	0,09
	12	808	18,4	28,0	0,08
	13	784	15,5	5,7	0,07
	14	720	14,8	-	0,05

Tabela 5.4. Ciclo termomecânico do flange, para a bitola W360x64mm.

FLANGE					
Eq.	Passe	T (°C)	$d\varepsilon/dt_{\varepsilon^0}$ (s ⁻¹)	t_{ep} (s)	ε
Grupo TANDEM	1	1.068	2,8	5,4	0,05
	2	1.075	6,3	15,6	0,17
	3	1.077	6,4	5,2	0,18
	4	1.077	9,6	17,8	0,17
	5	1.088	10,4	5,7	0,17
	6	1.118	13,3	19,0	0,17
	7	1.086	14,2	5,2	0,16
	8	1.099	17,6	21,9	0,15
	9	1.053	14,1	6,5	0,14
	10	1.037	19,0	25,6	0,13
	11	1.013	12,3	6,2	0,12
	12	980	13,8	28,0	0,11
	13	950	12,6	5,7	0,10
	14	890	13,5	-	0,08

Resfriamento

Após a laminação no grupo tandem, o perfil acabado segue às serras, sendo a primeira a serra fixa e a segunda a serra móvel. Essa transferência leva aproximadamente 75s, e após, o perfil resfria até a temperatura ambiente. As medições de tempo de transporte, entretanto, sofrerão variações dependendo do perfil laminado e do comprimento do bloco laminado. Após cortado, o material segue para o leito de resfriamento.

A Figura 5.4. e a Tabela 5.5 mostram de forma resumida, os principais parâmetros do ciclo termomecânico durante a linha de laminação além de comparar esses parâmetros com aqueles relatados na literatura para laminadores de outros tipos de produtos ^(2,8). Os tempos considerados na Figura 5.4, foram baseados em uma bitola intermediária, contendo nove passes no laminador desbastador e 5 seqüências de passes no grupo tandem.

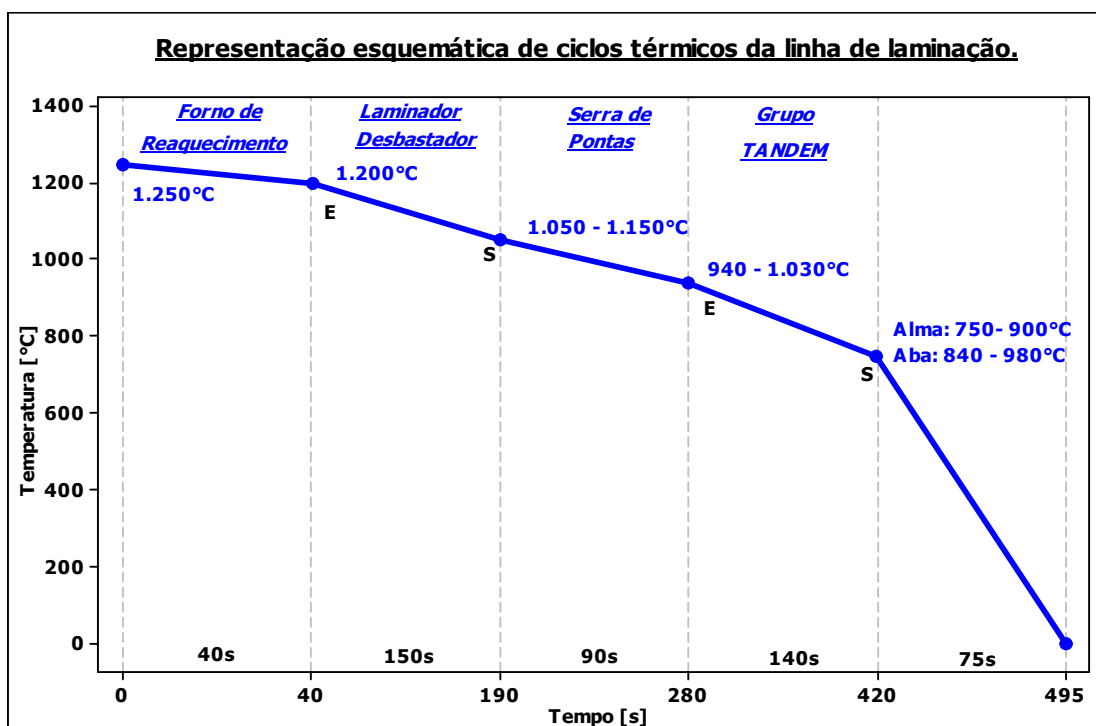


Figura 5.4. Representação esquemática de ciclos térmicos da linha de laminação. Os tempos graficados na Figura foram coletados na laminação de uma bitola de dimensões intermediárias na mistura de produtos industriais.

Tabela 5.5. Principais parâmetros do ciclo termomecânico durante a linha de laminação industrial e comparação desses parâmetros com os encontrados para outros laminadores.

Equipamento	Nº de Passes	T	ϵ_{TOTAL}	$\dot{\epsilon}$	t_{ep}
		[°C]		[s ⁻¹]	[s]
Laminador Desbastador	5 - 19	1.050 – 1.200	1,10 – 1,60	0,40 - 11	5 - 30
Grupo Tandem	Alma Flange	720 - 1.030	1,20 – 2,10	1,0 - 60	5 – 40
		840 - 1.030		2,0 - 65	
Laminador Reversível (Placas, chapas grossas e desbaste de tiras)	3 - 7	1.000 – 1.200	~ 2,5	1 - 30	8 - 20
Laminador de Tiras a Quente	6 - 7	850 – 1.050	2,5 – 3,3	10 - 100	0,4 – 4
Laminador de Fio Máquina (acabamento)	4 - 10	900 – 1.050	2 - 5	100 – 1.000	0,01 – 1

5.2– Modelo de processo

Modelo microestrutural

Um modelo para previsão da evolução microestrutural foi construído com base no que foi apresentado na revisão da literatura desta dissertação. O cálculo do tamanho de grão ferrítico final foi realizado conforme se mostra no fluxograma simplificado da Figura 5.5.. Todos os cálculos foram realizados em planilha eletrônica do tipo Microsoft Excel, com o objetivo de se obter um tamanho de grão após cada passe de laminação, com base nos resultados do passe anterior, e desta forma, determinar o tamanho de grão final após a laminação de acabamento. Considerou-se para efeito destes cálculos de tamanho de grão que o aço se encontra totalmente recristalizado caso $X \geq 95\%$. Além disso, considerou-se que não haveria 100% de transferência de deformação de um passe ao próximo passe caso $X \leq 95\%$. Todas as fórmulas utilizadas para se obter os tamanhos de grão final e temperaturas críticas encontram-se listadas na revisão da literatura. Detalhes da lógica utilizada na montagem do fluxograma Figura 5.5 são dados a seguir.

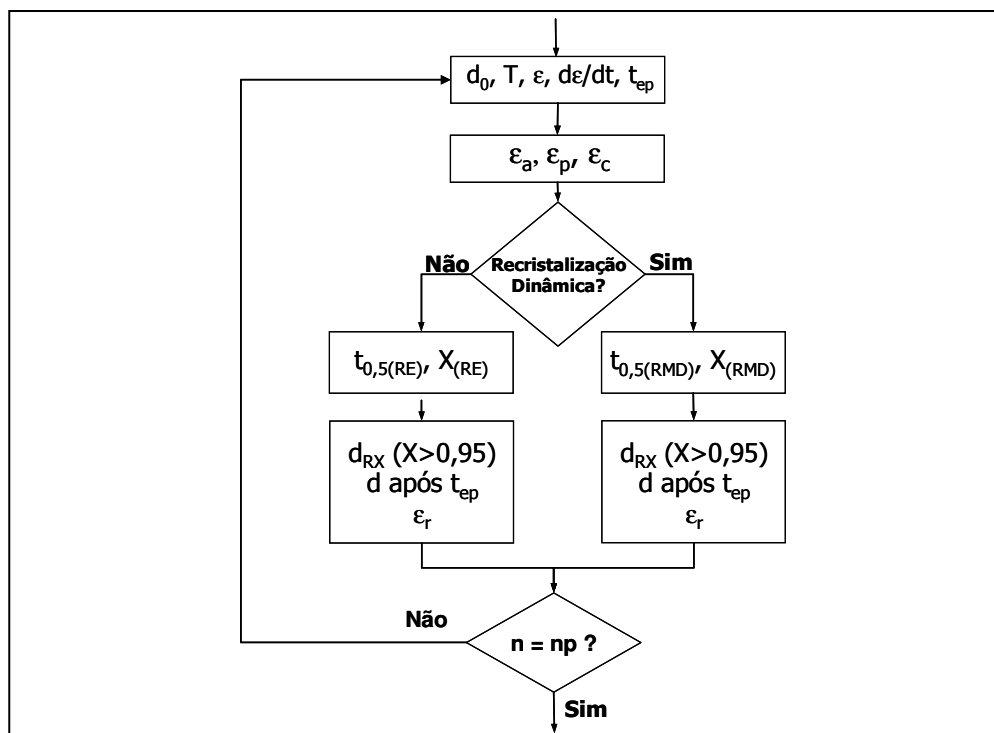


Figura 5.5. Fluxograma indicando o procedimento de cálculo do tamanho de grão.

Foram considerados como dados de entrada o tamanho de grão austenítico inicial (d_0), a temperatura do passe de laminação (T), a deformação equivalente aplicada no passe (ϵ), a taxa de deformação neste passe ($d\epsilon/dt$) e o tempo entre passes (t_{ep}). Em seguida, foram calculadas a deformação crítica para início de recristalização dinâmica (ϵ_c) e assim foi possível estabelecer qual seria o mecanismo de amaciamento que ocorreria no intervalo de tempo entre passes, isto é, se recristalização estática (SRX) ou se recristalização metadinâmica (MRX). Em função do tipo de recristalização que deveria ocorrer no intervalo de tempo entre passes, foram realizados cálculos dos tempos necessários para ocorrência de 50% de recristalização ($t_{0,5}$), das frações recristalizadas (X) e dos tamanhos de grãos recristalizados (d_{RX}). No caso destes últimos, duas seriam as possibilidades: ou a fração recristalizada atingiria um valor igual ou maior que 95% ou, do contrário, essa fração seria menor que esse valor, sendo que 5% foi aqui considerado como uma fração igual à nula. No primeiro caso, duas hipóteses ainda seriam checadas necessariamente, isto é, se o tempo decorrido para se obter 95% de recristalização seria menor que o tempo decorrido no intervalo entre passes ou não. Caso fosse menor, os grãos recristalizados teriam ainda algum tempo para crescerem antes que o passe subsequente fosse aplicado. Assim sendo, um tamanho de grão austenítico seria calculado levando-se em conta este crescimento (d após t_{ep}). No caso contrário, não só não haveria possibilidade de crescimento de grão no intervalo de tempo entre passes como também o valor da fração recristalizada seria necessariamente igual ou menor que 95%. No evento em que esta fração recristalizada fosse menor que 95%, uma deformação residual, ou seja, uma parcela da deformação aplicada no passe em questão, proporcional a $(1 - X)$ desta deformação, seria acumulada com a deformação do passe seguinte. Neste caso também um tamanho de grão médio, ponderado pelos valores de X e de $(1 - X)$ era calculado e repassado ao passe seguinte.

Finalmente, o algoritmo realizaria seu último teste, ou seja, se o número do passe em questão haveria chegado ao não ao número total de passes da seqüência de passes de laminação. Caso negativo, um novo laço de cálculos seria realizado. Caso positivo, os dados de tamanho de grão austenítico e da deformação residual acumulada na austenita seriam usados, juntamente com dados da composição química e da taxa de resfriamento na região de transformação de fases para se obter o tamanho de grão ferrítico final previsto pelo modelo.

As tabelas 5.6 a 5.8 mostram resultados obtidos do modelo quando aplicado à seqüência de passes para produção de viga com uma bitola W360x64 e para aços ao Nb. O valor de T_{nr} calculada foi de 961 °C e a da Ar3 de 776 °C. A Tabela 5.6 mostra especificamente os resultados no caso da deformação no laminador desbastador.

Tabela 5.6. Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa de redução no Laminador desbastador.

Eq.	Pass e	d_0 (μm)	T (°C)	$\frac{d\epsilon}{dt}$ ϵ^0 (s^{-1})	t_{ep} (s)	ϵ	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_c	RD ?	$t_{0,5}$ (s)	X	d_{rec} se $X > 0,95$		d após t_{ep}		d_f (μm)
													RMD	RE	RMD	RE	
LAMINADOR DESBASTADOR	1	200,0	1.106	0,2	13,6	0,03	0,03	0,67	0,40	N	1982,7	0,00	200,0	200,0	200,0	200,0	200,0
	2	200,0	1.122	2,7	12,9	0,24	0,27	0,97	0,58	N	11,8	0,53	24,8	91,9	54,8	83,6	83,6
	3	83,6	1.146	3,6	21,2	0,28	0,41	0,60	0,36	S	0,1	1,00	25,6	39,0	95,9	96,2	95,9
	4	95,9	1.131	0,6	16,8	0,02	0,02	0,49	0,30	N	493,8	0,02	95,9	95,9	95,9	95,9	95,9
	5	95,9	1.134	3,6	12,3	0,18	0,20	0,67	0,40	N	3,8	0,89	24,8	67,9	22,4	59,4	59,4
	6	59,4	1.158	3,8	18,8	0,17	0,19	0,49	0,29	N	1,0	1,00	26,1	50,8	100,0	101,0	101,0
	7	101,0	1.122	0,5	19,7	0,02	0,02	0,52	0,31	N	657,3	0,02	101,0	101,0	101,0	101,0	101,0
	8	101,0	1.132	5,1	13,6	0,11	0,13	0,74	0,44	N	11,4	0,56	23,5	95,5	30,4	63,6	63,6
	9	63,6	1.148	2,0	89,8	0,03	0,09	0,47	0,28	N	7,8	1,00	63,6	63,6	134,7	134,7	134,7

Vê-se que há uma alternância na aplicação de passes leves, passes 1, 4, 7 e 9, com passes relativamente pesados ou médios. A deformação no passe 1 é muito pequena, mas as dos passes 2 e 3 produziram recristalização estática parcial e foram compostas de tal modo a produzir recristalização dinâmica no passe 3. Isto pode ter produzido uma certa independência do tamanho de grão austenítico ao final do desbaste do tamanho de grão inicial da austenita deixando o forno de reaquecimento. Este ponto será discutido com mais detalhes adiante. Entretanto, por esta razão, o tamanho de grão austenítico inicial foi escolhido arbitrariamente como 200 μm .

Observa-se ainda que o tempo de transferência entre desbastador e acabador é longo, aproximadamente 90s. Isto provavelmente fez com que a estrutura entrando no acabamento estivesse 100% recristalizada, apesar de o último passe dado no desbastador ter sido muito pequeno, uma deformação de apenas 0,09.

Tabela 5.7 Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para a alma do material.

ALMA																				
Eq.	Pass e	d ₀ (μm)	T (°C)	dε/dt ε ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (μm)	Tx. Resf. (°C/s)	d ⁰ _α (μm)	d _α (μm)
													RMD	RE	RMD	RE				
GRUPO TANDEM	1	134,7	1.063	7,7	5,4	0,12	0,12	1,21	0,72	N	98,9	0,04	18,2	120,5	125,2	126,5	126,5			
	2	126,5	1.085	10,2	15,6	0,13	0,25	1,12	0,67	N	12,1	0,59	18,8	71,4	30,7	56,6	56,6			
	3	56,6	1.090	10,4	5,2	0,15	0,25	0,74	0,44	N	2,1	0,81	19,0	41,4	16,4	33,4	33,4			
	4	33,4	1.016	15,3	17,8	0,15	0,19	0,83	0,50	N	7,0	0,83	14,4	33,4	12,2	27,0	27,0			
	5	27,0	992	16,3	5,7	0,14	0,17	0,85	0,51	N	10,1	0,32	13,2	27,0	15,3	18,4	18,4			
	6	18,4	960	20,4	19,0	0,13	0,25	0,85	0,51	N	4,8	0,00	11,5	18,4	18,4	18,4	18,4			
	7	18,4	958	21,2	5,2	0,13	0,38	0,86	0,52	N	2,2	0,00	11,3	14,7	18,4	18,4	18,4			
	8	18,4	949	25,7	21,9	0,12	0,50	0,94	0,56	N	1,5	0,00	10,7	12,2	18,4	18,4	18,4			
	9	18,4	915	20,4	6,5	0,11	0,62	1,08	0,64	N	2,6	0,00	9,7	10,7	18,4	18,4	18,4			
	10	18,4	855	26,2	25,6	0,10	0,72	1,58	0,95	N	11,1	0,00	7,4	9,7	18,4	18,4	18,4			
	11	18,4	848	16,6	6,2	0,09	0,81	1,53	0,91	N	10,8	0,00	7,6	8,9	18,4	18,4	18,4			
	12	18,4	808	18,4	28,0	0,08	0,89	2,00	1,20	N	32,8	0,00	6,3	8,4	18,4	18,4	18,4			
	13	18,4	784	15,5	5,7	0,07	0,96	2,29	1,37	N	65,2	0,00	5,7	8,0	18,4	18,4	18,4			
	14	18,4	720	14,8	-	0,05	1,00	3,62	2,16	N	666,1	-	4,1	7,7	-	-	-	1,0	10,3	5,7

A Tabela 5.7 mostra uma aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para alma do material. Assim como no caso do laminador desbastador, devido às baixas reduções por passe neste laminador, não houve ocorrência de recristalização dinâmica e o amaciamento ocorreu através de mecanismos estáticos. A partir do quinto passe a temperatura de laminação encontra-se abaixo de T_{nr}, sendo assim considerou-se a fração recristalizada igual a zero. Logo, após o quinto passe o material não recristalizou, provocando um panqueamento da austenita e um encruamento da alma. Esse resultado pode ser observado nas metalografias mostradas na Figura 5.10 mais adiante no texto.

Como a temperatura no passe acabador, isto é, no último passe do grupo tandem, é de aproximadamente 720°C, e com uma taxa de resfriamento de 1°C/s, obteve-se um tamanho de grão ferrítico após a transformação de 5,7 μm. Portanto houve um refino de grão de 135 μm para 5,7 μm é o que se prevê com o presente modelo.

Tabela 5.8. Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange do material.

FLANGE																					
Eq.	Pass e	d ₀ (μm)	T (°C)	d _e /dt ε ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (μm)	Tx. Resf. (°C/s)	d _α ⁰ (μm)	d _α (μm)	
													RMD	RE	RMD	RE					
GRUPO TANDEM	1	134,7	1.068	4,0	5,4	0,05	0,05	1,06	0,63	N	506,4	0,01	134,7	134,7	134,7	134,7	134,7				
	2	134,7	1.075	8,9	15,6	0,17	0,22	1,18	0,70	N	22,6	0,38	18,6	81,5	57,0	74,3	74,3				
	3	74,3	1.077	9,1	5,2	0,18	0,31	0,87	0,52	N	3,1	0,69	18,6	42,9	18,6	33,3	33,3				
	4	33,3	1.077	13,6	17,8	0,17	0,27	0,62	0,37	N	0,8	1,00	17,7	27,6	60,7	61,0	61,0				
	5	61,0	1.088	14,7	5,7	0,17	0,17	0,82	0,49	N	5,9	0,48	18,1	56,8	23,1	37,8	37,8				
	6	37,8	1.118	18,8	19,0	0,17	0,25	0,59	0,35	N	0,5	1,00	19,1	31,6	79,4	79,6	79,6				
	7	79,6	1.086	20,1	5,2	0,16	0,16	0,99	0,59	N	11,5	0,27	17,3	69,8	45,5	54,6	54,6				
	8	54,6	1.099	24,9	21,9	0,15	0,27	0,81	0,48	N	1,4	1,00	17,4	38,4	73,0	73,8	73,8				
	9	73,8	1.053	20,0	6,5	0,14	0,14	1,10	0,66	N	26,7	0,16	15,6	72,4	54,0	58,7	58,7				
	10	58,7	1.037	26,9	25,6	0,13	0,25	1,11	0,66	N	7,3	0,91	14,3	42,1	13,1	37,6	37,6				
	11	37,6	1.013	17,4	6,2	0,12	0,15	0,92	0,55	N	16,6	0,23	14,0	37,6	24,4	27,7	27,7				
	12	27,7	980	19,5	28,0	0,11	0,22	0,94	0,56	N	8,6	0,89	12,4	27,7	11,0	24,1	24,1				
	13	24,1	950	17,8	5,7	0,10	0,12	1,00	0,60	N	49,2	0,00	11,3	24,1	24,1	24,1	24,1				
	14	24,1	890	19,0	-	0,08	0,21	1,40	0,84	N	87,8	-	8,9	24,1	-	-	-	2,0	10,7	8,5	

A Tabela 5.8 mostra uma aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange do material. As deformações por passe variam de 0,18, a maior delas, até 0,05, a menor. Essas deformações são relativamente pequenas não provocando ocorrência de recristalização dinâmica em nenhum dos passes do processo. Como resultado, recristalização estática foi o mecanismo predominante no processo embora este somente tivesse levado a 100% de recristalização após alguns passes intermediários. Este é o caso dos passes 4, 6 e 8. No caso desta seqüência em particular, passes aplicados após o passe de número 8 apenas resultaram em recristalização estática parcial. Essas combinações de recristalização estática parcial e temperaturas baixas levaram ao acúmulo de uma deformação após passe 14 igual a 0,21. Trata-se de encruamento modesto e que talvez não fosse importante no refino de grão ferrítico via paqueamento. Assim, a laminação do flange se dá com no regime de recristalização parcial e com modesta transferência de deformação acumulada para a etapa de transformação de fases. Como conseqüência, o modelo matemático prevê a formação de grãos de ferrita de 8,5 μm após laminação no último passe, dado a aproximadamente 890°C, caso a taxa de resfriamento seja 2°C/s, conforme medido na linha de laminação.

Microestruturas previstas e medidas

Com a finalidade de se validar o modelo matemático, laminações experimentais foram realizadas de tal modo que as microestruturas de alma e de flange da viga pudessem ser medidas ao final do processo e comparadas com os resultados relatados acima. A Tabela 5.9 mostra essa comparação. Além disso, são indicados também nesta mesma Tabela os percentuais medidos de ferrita e de perlita das amostras laminadas. Esses valores serão mais tarde comparados com os experimentalmente obtidos via simulação física de processos, utilizando-se para isto do ensaio de torção como técnica experimental. Os locais de retirada das amostras, na viga acabada, estão indicados na Figura 5.8.

Tabela 5.9. Resultados metalográficos da experiência industrial.

Bitola [mm]	Aço	Local	Posição na Peça	d α [μ m]		Percentual de Constituintes [%]	
				Medido	Previsto	Ferrita	Perlita
W360x64	ASTM A 572 Gr50	Flange	Início	6,4		80,8	19,2
			Meio	8,0	8,5	80,2	19,8
			Fim	8,4		81,2	18,8
		Alma	Início	5,5		81,5	18,5
			Meio	6,4	5,7	79,6	20,4
			Fim	5,4		78,9	21,1

No caso do flange, o valor médio real de tamanho de grão ferrítico é 7,6 μ m, isto é, muito próximo do valor previsto de 8,5 μ m. Se for retirado o valor de 6,4 μ m, a média seria de 8,2 μ m, portanto praticamente idêntica ao previsto.

Para a alma, $5,8 \mu\text{m}$ equivale à média real para um valor previsto de $5,7 \mu\text{m}$. O modelo matemático utilizado possui algumas simplificações, mas mesmo assim os resultados dão uma boa previsão do tamanho de grão ferrítico médio mostrando que os valores medidos se encontram muito próximos dos valores previstos, indicando que o modelo matemático pode ser usado como uma boa estimativa.

A identificação e locais de retirada das amostras do esboço, vindo do laminador desbastador, estão indicados na Figura 5.6. Como pode ser visto, foram retiradas seis amostras para obter representatividade. Dessas, apenas duas são independentes do ponto de vista da simetria. A Figura 5.7 mostra as metalografias do flange e da alma retiradas das posições 1 e 3 dentre as seis amostras. O tamanho de grão austenítico medido foi de $100 \pm 10 \mu\text{m}$, próximo do valor calculado de $120 \mu\text{m}$.

Como o esboço sofreu resfriamento rápido a partir de estrutura austenítica, à temperatura superior a 900°C , o material sofreu um tratamento de têmpera. Os resultados mostraram que estrutura é constituída praticamente de bainita superior.

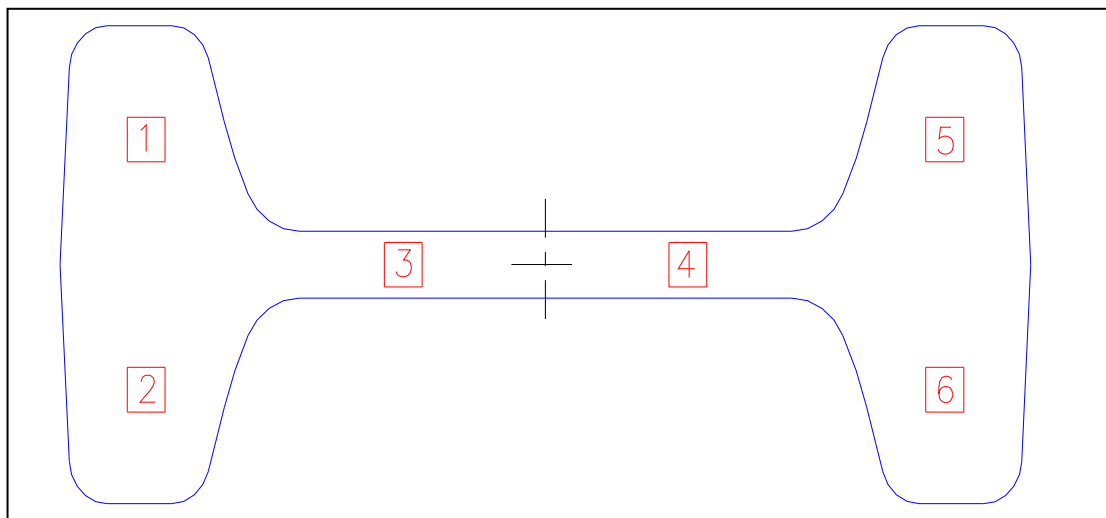
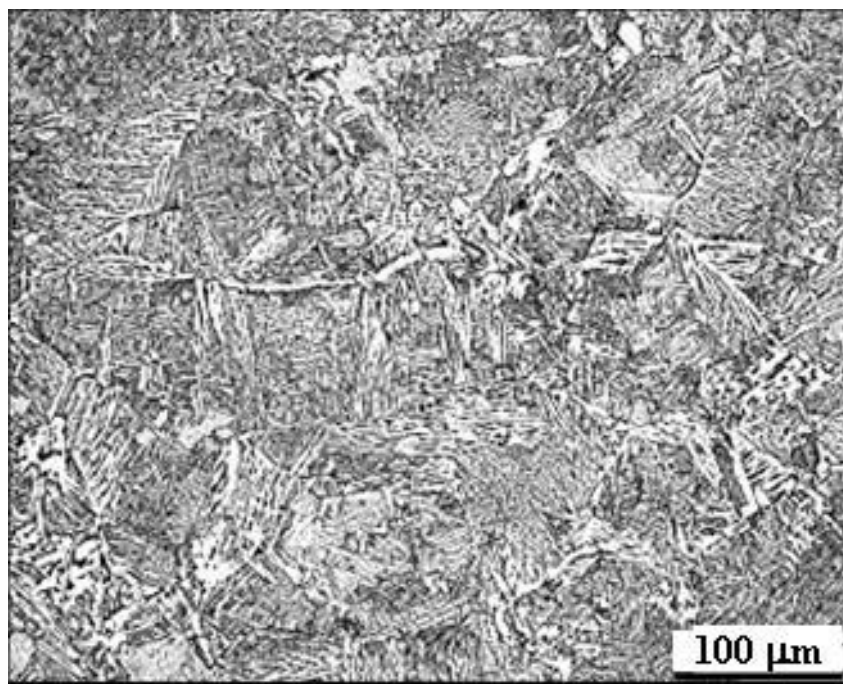
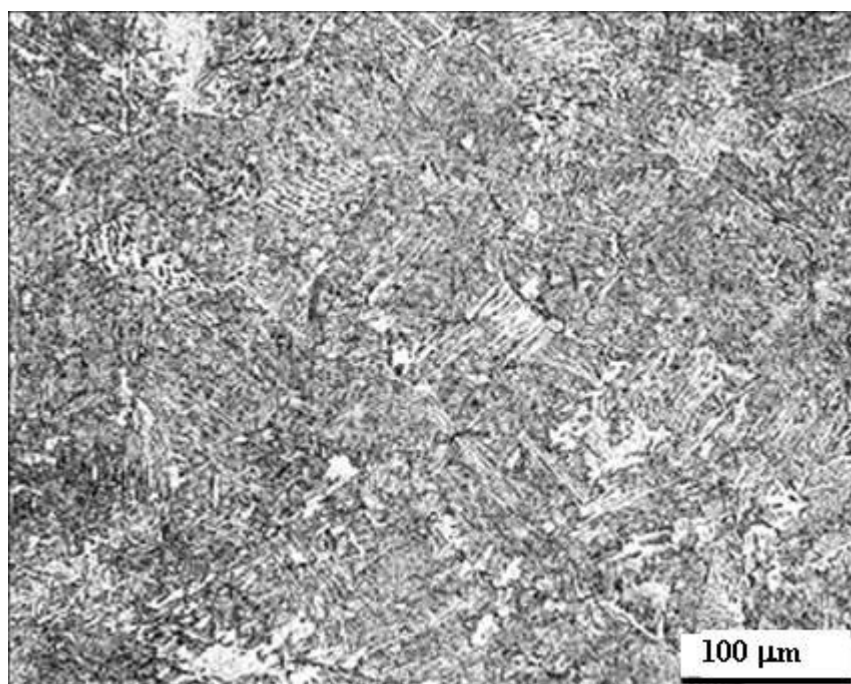


Figura 5.6. Identificação e locais de retirada das amostras do esboço.



(a) Flange - Amostra 1 da Figura 5.6.



(b) Alma - Amostra 3 da Figura 5.6.

Figura 5.7. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Amostra 1 do flange da Figura 5.6 e (b) Amostra 3 da alma da Figura 5.6.

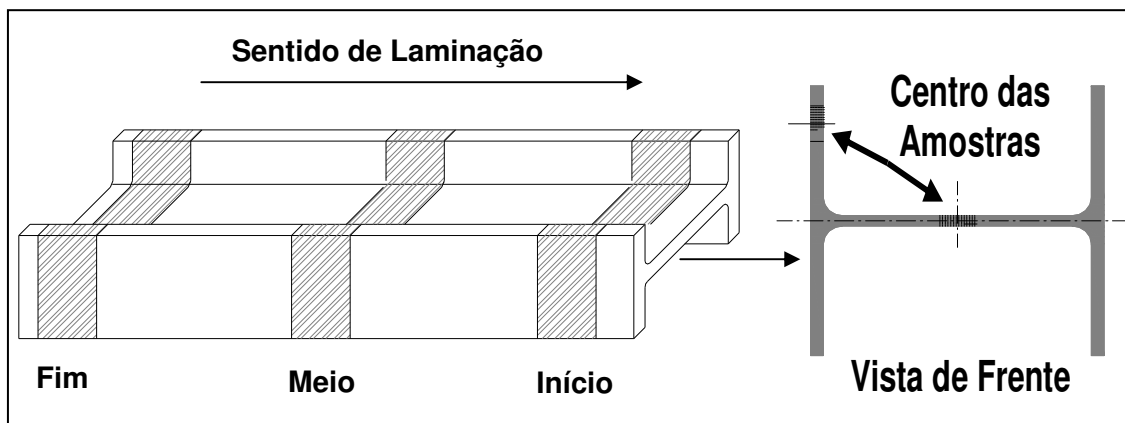
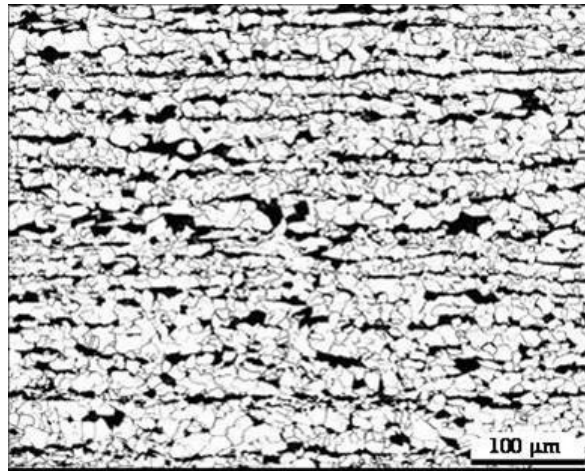


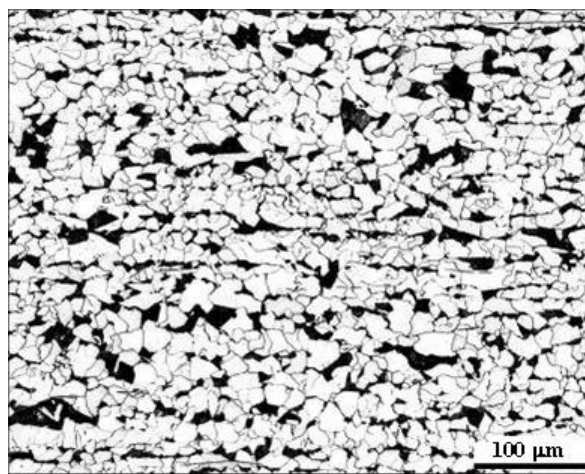
Figura 5.8. Local de retirada das amostras, na viga acabada.

Os locais de retirada das amostras, na viga acabada, estão indicados na Figura 5.8. As microestruturas são constituídas de ferrita e perlita, típicas para este tipo de aço. A Figura 5.9 mostra as microestruturas do flange da viga acabada. A temperatura de acabamento é de aproximadamente 890°C e o material é resfriado ao ar. Os nódulos de perlita se localizam em geral nos contornos de grão da ferrita.

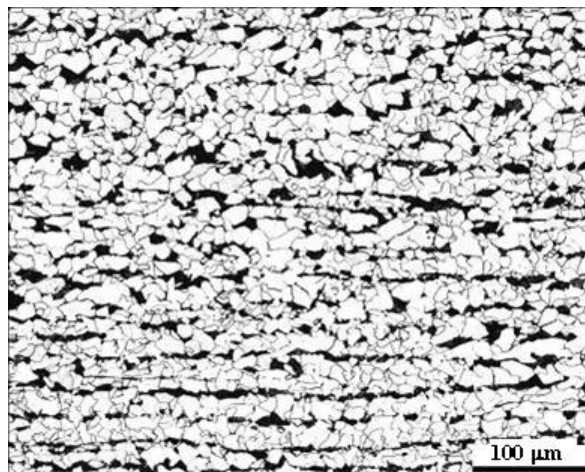
A Figura 5.10 mostra os aspectos microestruturas da alma da viga acabada. A temperatura de acabamento é de aproximadamente 720°C e o material é resfriado ao ar. A temperatura de transformação austenita – ferrita calculada foi de 776°C. Portanto, podemos dizer que houve um panqueamento da austenita e um encruamento da ferrita, pois o material laminou abaixo de Ar3. Como esperado, as amostras da alma se apresentam com uma granulação mista e ligeiramente deformada pelo processo de laminação.



(a) Flange - Início da viga

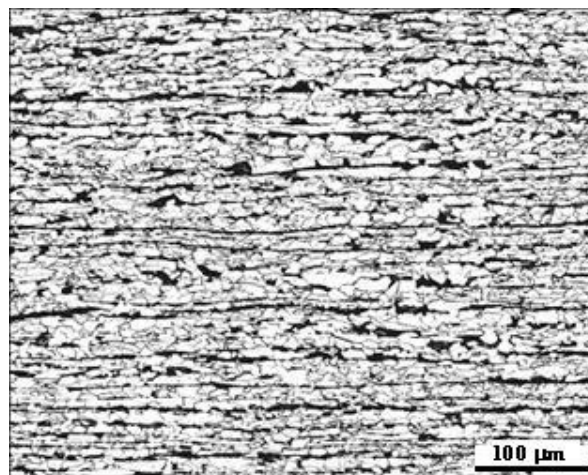


(b) Flange - Meio da viga

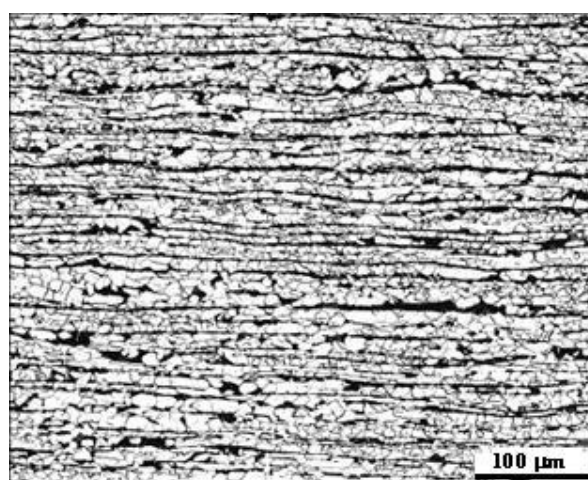


(c) Flange - Fim da viga

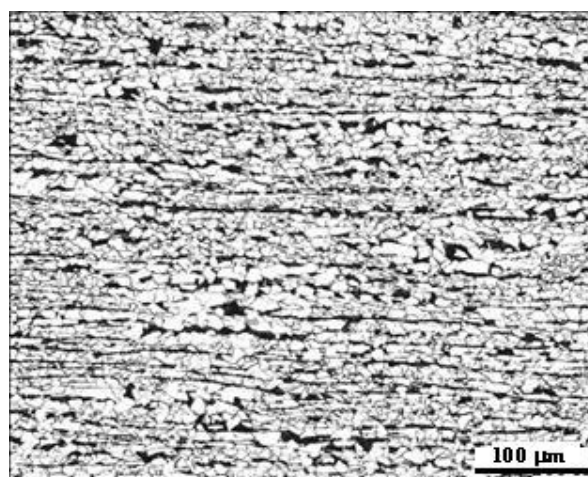
Figura 5.9. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Posição referente ao início da viga, (b) Posição referente ao meio da viga e (c) Posição referente ao fim da viga.



(a) Alma - Início da viga



(b) Alma - Meio da viga



(c) Alma - Fim da viga

Figura 5.10. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Posição referente ao início da viga, (b) Posição referente ao meio da viga e (c) Posição referente ao fim da viga.

Propriedades mecânicas previstas e medidas

As figuras 5.11 a 5.14 mostram gráficos relacionando os valores de limite de escoamento e de resistência com a temperatura à entrada do 13º passe, isto é, na entrada do penúltimo passe, conforme se mediu no pirômetro do laminador. Foram laminados 19 blocos gerando 19 amostras, cujos resultados foram graficados nessas Figuras.

Como pode ser observado, há uma variabilidade experimental nos valores de limites de escoamento da Figura 5.11, desde um mínimo de aproximadamente 390 MPa a 415 MPa. Mas essa variação ficou dentro de um limite máximo de $\pm 5\%$ do valor médio. Este valor é praticamente idêntico ao calculado pelo modelo, mostrados na Tabela 5.10. Este resultado indica, num primeiro momento que, aparentemente, há uma coerência entre o modelo matemático e os resultados obtidos na linha industrial.

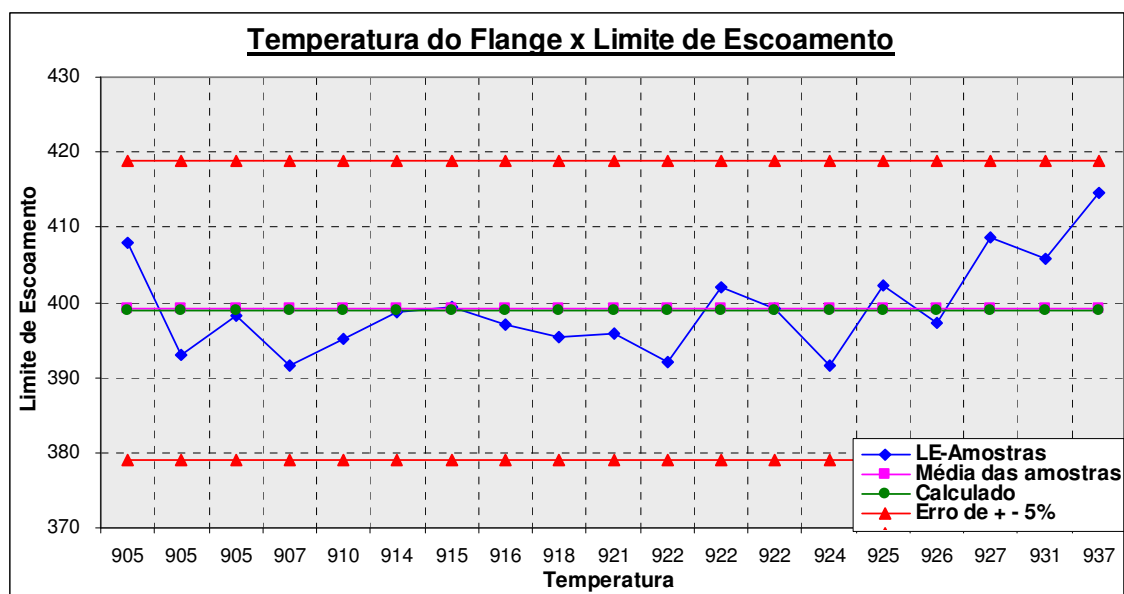


Figura 5.11. Limite de escoamento do flange versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.

A Figura 5.12 mostra a relação dos valores medidos de limite de escoamento de amostras retiradas da alma do perfil, seguindo a mesma metodologia adotada na Figura 5.11.

Como pode ser visto, os valores medidos ficaram ou próximos do limite máximo de + 5 % da média calculada ou ligeiramente acima. Pode-se ver também, que a média dos valores medidos, 473 MPa, e a média dos valores calculados, 447 MPa, é de aproximadamente 5 a 6 %. Essa variação se encontra muito próxima da variação experimental da própria medida do limite de escoamento que foi de 450 MPa a quase 490 MPa, ou seja 40 MPa. Além disso, o material laminado sofreu um pequeno encruamento da ferrita, como pode ser visto na Tabela 5.7, porque o mesmo foi laminado abaixo de Ar_3 . Logo, se este encruamento fosse levado em conta no cálculo do modelo, os valores previstos se aproximariam significativamente dos medidos.

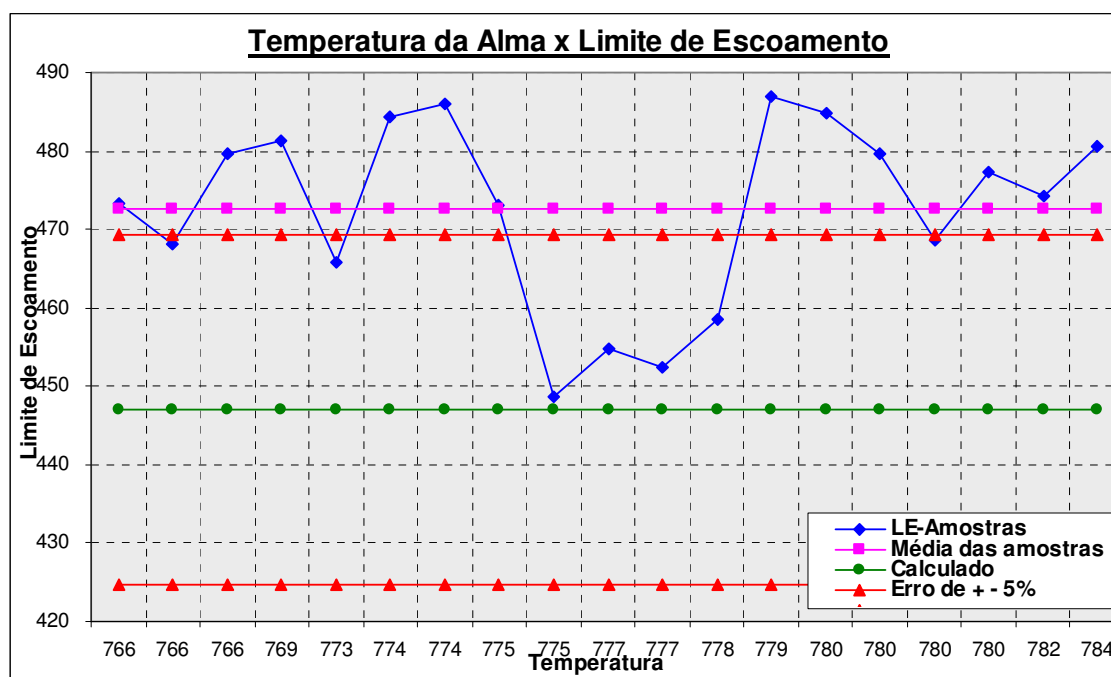


Figura 5.12. Limite de escoamento da alma versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.

A Figura 5.13 mostra a relação dos valores medidos de limite de resistência de amostras retiradas do flange do perfil, seguindo a mesma metodologia adotada nas figuras anteriores.

Como pode ser observado, os valores medidos ficaram ou próximos do limite mínimo de -5 % da média calculada. Pode-se ver também que a média dos valores calculados, 547 MPa, e a média dos valores medidos, 523 MPa, é de aproximadamente 4 a 5 %, muito próximo da variação experimental na própria medida do limites de resistência, embora as medidas mostradas neste gráfico não terem tido variação acentuada.

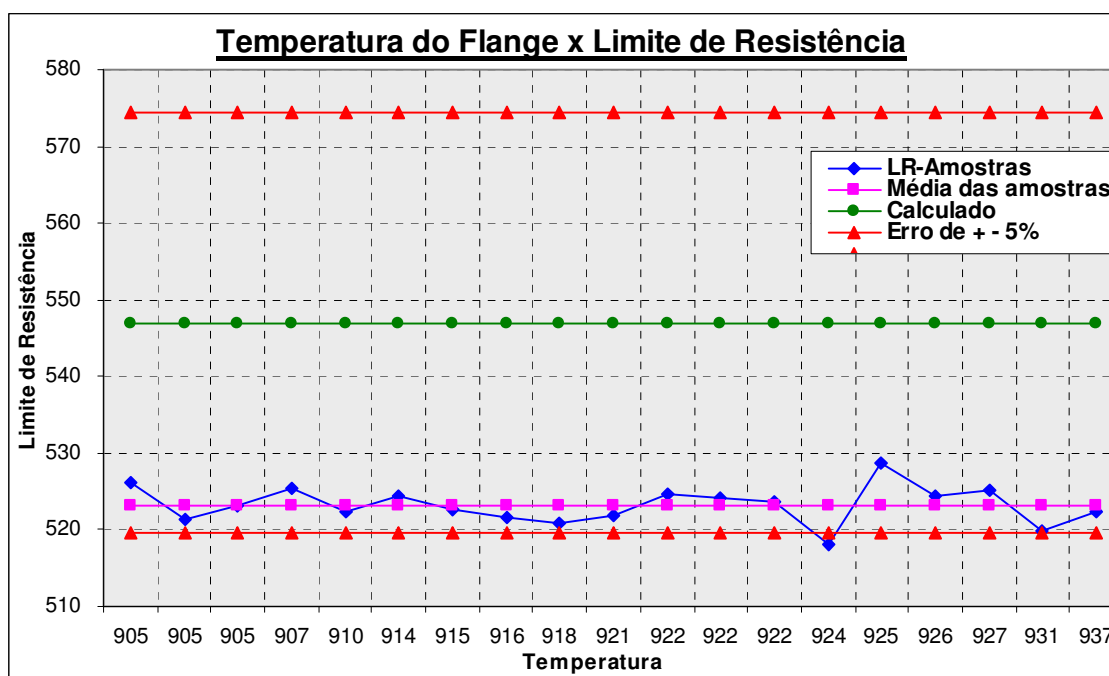


Figura 5.13. Limite de resistência do flange versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.

A Figura 5.14 mostra a relação dos valores medidos de limite de resistência de amostras retiradas da alma do perfil. Os valores medidos ficaram muito próximos da média dos limites de resistências calculados, isto é, a média calculada foi de 574 MPa e a medida de 565 MPa, significando uma discrepância entre os dois valores menor que 2 %. Há que se notar que neste caso também há variação dos próprios valores medidos, isto é, um valor mínimo de aproximadamente 550 MPa e máximo de 575 MPa, é bem maior que a diferença constada entre as médias dos valores medidos e previstos pelo modelo. Esse resultado pode indicar que o modelo matemático desenvolvido nesta dissertação é bastante eficaz na previsão das propriedades mecânicas dos laminados industriais que foram realizadas nas corridas experimentais.

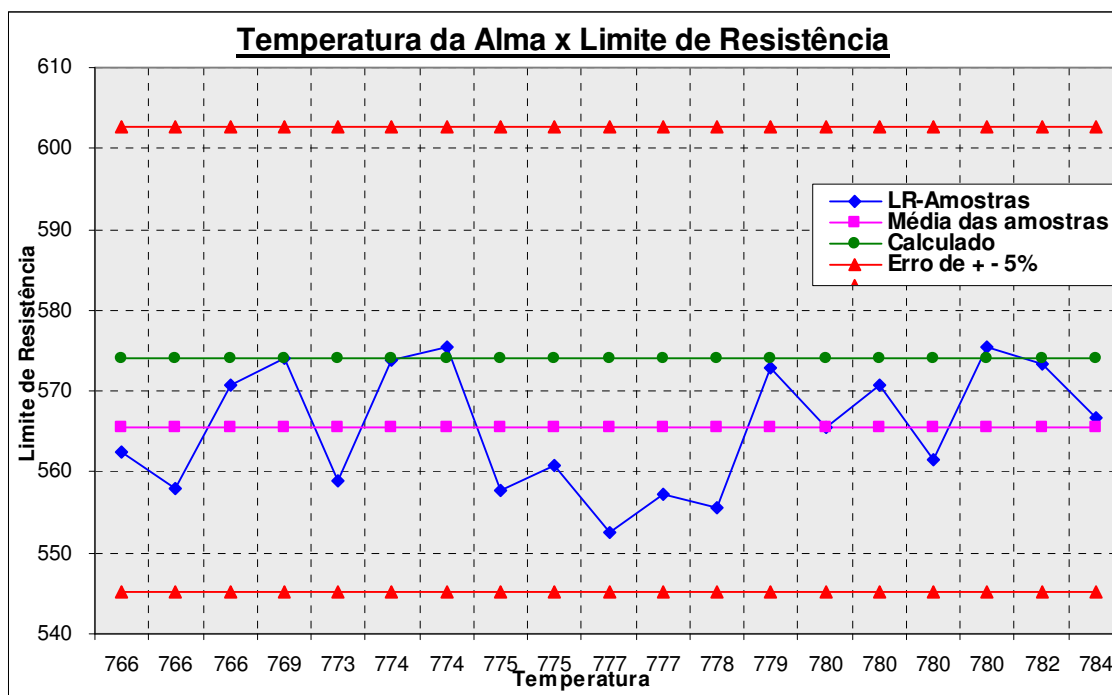


Figura 5.14. Limite de resistência da alma versus temperatura de laminação do flange na entrada do décimo terceiro passe.

A Tabela 5.10 mostra de forma resumida todos os valores citados acima.

Tabela 5.10. Resultados dos ensaios de tração para o flange e alma do material em experiência industrial.

Bitola [mm]	Aço	Local	Limite de Escoamento [Mpa]		Limite de Resistência [Mpa]		Erro [%]	
			Média dos Valores Medidos	Calculado	Média dos Valores Medidos	Calculado	LE	LR
W360x64	ASTM A 572 Gr50	Flange	400	399	523	547	- 0,3	4,6
		Alma	473	447	565	574	- 5,5	+ 1,6

5.3– Modelo de processo via ensaios de torção

O ensaio de torção é muito utilizado como ferramenta de simulação de processos de deformação a quente em linha industrial. Estes processos são complexos, além disso, para se possibilitar a sua simulação via ensaios mecânicos são necessárias certas considerações com relação ao processo em estudo e das variáveis essenciais. Mesmo com essas ressalvas, o ensaio de torção produz resultados qualitativos e comparativos com relação ao processo simulado. Este teste permite reproduzir processos de pré-aquecimento, esquemas de deformação e taxas de resfriamento próximos aos do processamento em escala industrial. As amostras obtidas do ensaio de torção apresentam microestruturas semelhantes às obtidas por laminação em escala industrial. Mesmo que novas técnicas de simulação sejam desenvolvidas, o ensaio de torção a quente tem características próprias que o tornam uma ferramenta útil na simulação de processos ainda por um longo tempo ⁽²⁵⁾.

Projeto de simulação de processos via torção

O processamento do aço ASTM A 572 Gr 50 na bitola W360x64 foi simulado inicialmente via Planilha Excel objetivando avaliar os efeitos das simplificações a serem necessariamente introduzidas no ensaio de torção para simulação física de ciclos termomecânicos em laboratório. Algumas simplificações foram adotadas em

função das limitações do equipamento ou de pequena influência na evolução microestrutural. Os efeitos dessas simplificações na evolução microestrutural foram avaliados através do modelo desenvolvido anteriormente. Os ciclos propostos, o modelo matemático, e os resultados do modelo para os laminadores estão apresentados nas Tabelas 5.11 a 5.13. Observa-se que, mesmo após introdução de modificações ao processamento termo-mecânico a ser implementado na torção, notou-se que se obteve uma evolução microestrutural bastante semelhante àquela apresentada para o ciclo completo (Tabelas 5.6 a 5.8), portanto pode-se dizer que as simulações a serem realizadas, conforme essas tabelas, seriam representativas da linha de laminação.

As características do laminador desbastador estão representadas na Tabela 5.11. O número de passes foi reduzido de nove para cinco, conseqüentemente em alguns passes considerou-se a deformação acumulada devido a pequenas deformações ($<0,03$), como se fossem somadas em um único passe. A temperatura de laminação foi considerada como constante, cujo valor é de 1130°C o que equivale a média da escala de passes de processo. Também foi suposto uma taxa de deformação constante com valor igual a 1 s^{-1} . Realizando estas simplificações o tamanho de grão austenítico na saída do laminador reduziu de $134,7\text{ }\mu\text{m}$ para $110,2\text{ }\mu\text{m}$, portanto houve um erro menor do que 5% cujo valor não é significativo.

Tabela 5.11. Ciclo termomecânico proposto para simulação por torção a quente no laminador desbastador.

Eq.	Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$d\epsilon/dt$ ϵ^0 (s^{-1})	t_{ep} (s)	ϵ	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_c	RD ?	$t_{0,5}$ (s)	X	d_{rec} se $X>0,95$		d após t_{ep}		d_f (μm)
													RMD	80	RMD	RE	
LAMINADOR DESBASTADOR	1	200,0	1.130	1,0	26,5	0,27	0,27	0,79	0,47	N	10,1	0,84	28,9	92,1	28,1	78,0	78,0
	2	78,0	1.130	1,0	38,0	0,30	0,34	0,49	0,29	S	0,2	1,00	28,9	41,6	99,5	99,9	99,5
	3	99,5	1.130	1,0	12,3	0,18	0,18	0,56	0,33	N	5,8	0,77	28,9	75,7	25,6	58,7	58,7
	4	58,7	1.130	1,0	18,8	0,17	0,21	0,43	0,26	N	1,4	1,00	28,9	47,7	85,2	86,4	86,4
	5	86,4	1.130	1,0	50,0	0,16	0,16	0,52	0,31	N	5,6	1,00	28,9	74,5	105,8	110,2	110,2

A Tabela 5.12 mostra os dados a serem adotados nos ensaios de torção nas simulações relativas ao grupo tandem para a alma do material. O número de passes foi também reduzido de quatorze para doze, devido às pequenas deformações encontradas nos passes acabadores. A temperatura de laminação no passe acabador foi mantida como próxima da Ar_3 . Considerou-se uma taxa de deformação constante com valor igual a 1 s^{-1} . A partir do sétimo passe, a temperatura de laminação, da seqüência industrial e na torção, forma mantidas abaixo de T_{nr} , portanto considerou-se uma fração recristalizada igual a zero.

Realizando estas simplificações o tamanho de grão ferrítico após resfriado ao ar aumentou de $5,7 \mu\text{m}$ (calculado anteriormente) para $6,0 \mu\text{m}$, portanto um valor não significativo. O valor real medido na laminação industrial foi de $5,8 \mu\text{m}$.

Tabela 5.12. Ciclo termomecânico proposto para simulação por torção a quente no grupo tandem para a alma do material.

		ALMA																		
Eq.	Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$\frac{d\epsilon}{dt}$ ϵ^0 (s^{-1})	t_{ep} (s)	ϵ	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_c	RD ?	$t_{0,5}$ (s)	X	d_{rec} se $X > 0,95$		d após t_{ep}		d_f (μm)	Tx. Resf. ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	d_{α}^0 (μm)	d_{α} (μm)
													RMD	RE	RMD	RE				
GRUPO TANDEM	1	110,2	1.092	1,0	5,4	0,12	0,12	0,68	0,41	N	35,2	0,10	25,9	105,3	90,3	94,0	94,0			
	2	94,0	1.091	1,0	14,6	0,13	0,24	0,63	0,38	N	6,3	0,80	25,9	59,8	23,0	48,1	48,1			
	3	48,1	1.083	1,0	6,5	0,15	0,20	0,47	0,28	N	3,0	0,78	25,3	43,7	20,5	33,7	33,7			
	4	33,7	1.029	1,0	20,0	0,15	0,19	0,50	0,30	N	5,4	0,92	21,4	33,7	19,4	30,5	30,5			
	5	30,5	990	1,0	10,0	0,14	0,15	0,57	0,34	N	17,1	0,33	18,8	30,5	17,9	20,6	20,6			
	6	20,6	955	1,0	19,0	0,13	0,24	0,55	0,33	N	7,8	0,00	16,7	20,6	20,6	20,6	20,6			
	7	20,6	925	1,0	4,0	0,13	0,37	0,65	0,39	N	7,1	0,00	14,9	16,3	20,6	20,6	20,6			
	8	20,6	924	1,0	9,1	0,12	0,49	0,65	0,39	S	2,1	0,00	14,9	13,5	20,6	20,6	20,6			
	9	20,6	907	1,0	7,3	0,11	0,60	0,71	0,43	S	2,6	0,00	13,9	11,7	20,6	20,6	20,6			
	10	20,6	890	1,0	26,0	0,10	0,70	0,78	0,47	S	3,3	0,00	13,0	10,6	20,6	20,6	20,6			
	11	20,6	822	1,0	50,0	0,17	0,87	1,18	0,71	S	8,9	0,00	9,7	9,1	20,6	20,6	20,6			
	12	20,6	758	1,0	-	0,12	0,99	1,82	1,09	N	195,2	-	7,2	8,4	-	-	-	1,0	10,8	6,0

Finalmente, mostram-se na Tabela 5.13 os dados a serem utilizados na simulação via torção a quente, relativos ao grupo tandem para o flange do material. A taxa de deformação foi mantida constante com valor igual a 1 s^{-1} em todos os passes e, o restante da escala de passes ficou aproximadamente semelhante à original. Realizando estas simplificações o tamanho de grão ferrítico após resfriado ao ar aumentou de $8,5 \mu\text{m}$ (calculado anteriormente) para $9,9 \mu\text{m}$. O valor real médio é de $7,6 \mu\text{m}$.

Tabela 5.13. Ciclo termomecânico proposto para simulação por torção a quente no grupo tandem para o flange do material.

FLANGE																				
Eq. Passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	$\frac{d\varepsilon}{dt}$ ε^0 (s^{-1})	t_{ep} (s)	ε	ε_a	ε_p	ε_c	RD ?	$t_{0,5}$ (s)	X	d_{rec} se $X > 0,95$		d após t_{ep}		d_f (μm)	Tx. Resf. ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	d_a^0 (μm)	d_a (μm)	
												RMD	RE	RMD	RE					
GRUPO TANDEM	1	110,2	1.080	1,0	5,4	0,05	0,05	0,72	0,43	N	260,5	0,01	110,2	110,2	110,2	110,2	110,2			
	2	110,2	1.080	1,0	15,6	0,17	0,22	0,72	0,43	N	13,6	0,55	25,0	71,3	33,8	54,5	54,5			
	3	54,5	1.080	1,0	5,2	0,18	0,28	0,51	0,30	N	2,0	0,83	25,0	37,9	21,1	31,2	31,2			
	4	31,2	1.080	1,0	17,8	0,17	0,22	0,38	0,23	N	1,1	1,00	25,0	30,3	62,0	62,4	62,4			
	5	62,4	1.080	1,0	5,7	0,17	0,17	0,54	0,32	N	7,4	0,41	25,0	57,6	29,2	39,2	39,2			
	6	39,2	1.080	1,0	19,0	0,17	0,26	0,43	0,26	S	0,4	1,00	25,0	31,3	63,0	63,3	63,0			
	7	63,0	1.080	1,0	5,2	0,16	0,16	0,54	0,32	N	8,2	0,36	25,0	59,6	32,4	41,1	41,1			
	8	41,1	1.080	1,0	23,9	0,15	0,26	0,44	0,26	N	1,3	1,00	25,0	32,9	66,2	66,7	66,7			
	9	66,7	1.045	1,0	6,5	0,14	0,14	0,65	0,39	N	26,1	0,16	22,5	66,7	49,1	52,9	52,9			
	10	52,9	1.038	1,0	26,8	0,13	0,25	0,60	0,36	N	5,8	0,96	22,0	39,3	51,7	54,5	54,5			
	11	54,5	1.008	1,0	15,0	0,12	0,13	0,69	0,42	N	46,8	0,20	20,0	54,5	37,3	41,3	41,3			
	12	41,3	932	1,0	16,4	0,11	0,22	0,88	0,53	N	71,5	0,00	15,3	37,1	41,3	41,3	41,3			
	13	41,3	910	1,0	8,0	0,10	0,31	0,99	0,59	N	60,5	0,00	14,1	28,9	41,3	41,3	41,3			
	14	41,3	905	1,0	-	0,08	0,40	1,02	0,61	N	42,5	-	13,8	24,6	-	-	-	2,0	13,9	9,9

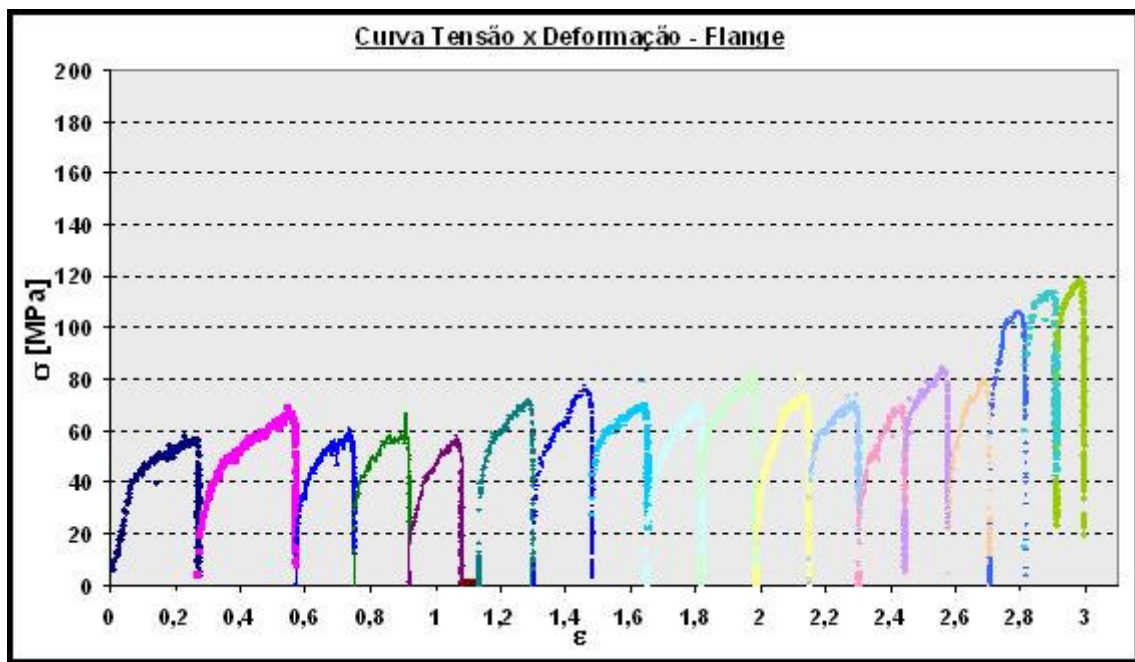
Curvas tensão – deformação nos ensaios de torção

A figura 5.15 mostra as curvas tensão x deformação resultantes das simulações por torção a quente do flange e da alma

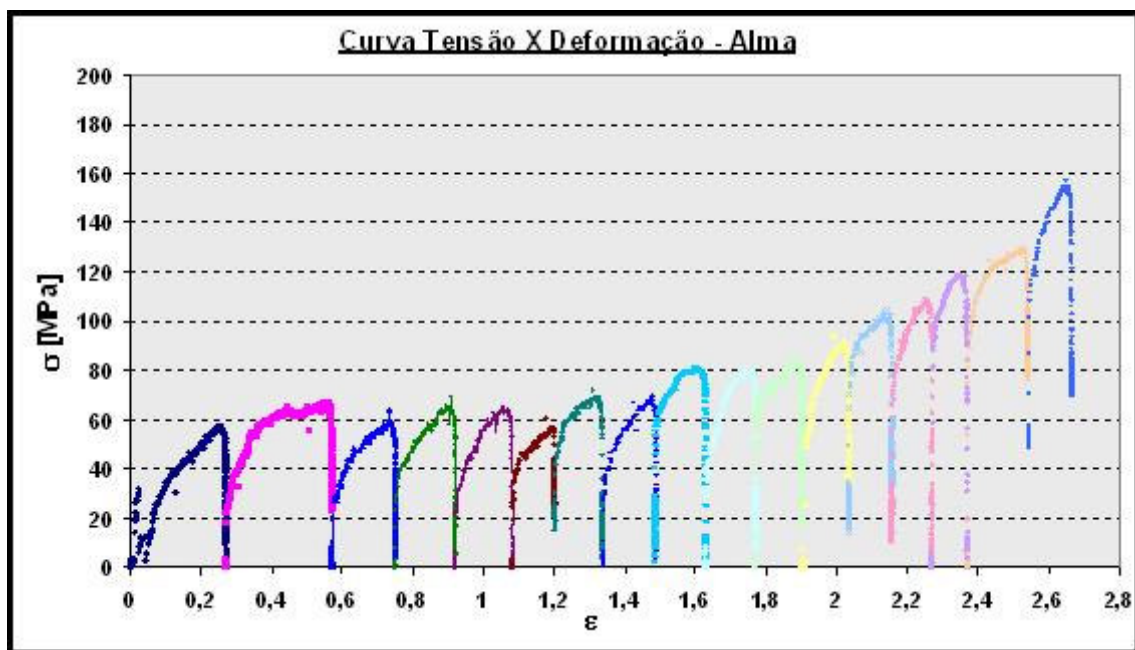
A forma das curvas tensão x deformação indicam que as tensões variam pouco com a temperatura na fase de desbaste e variam mais com a temperatura na fase de acabamento. Por exemplo, no desbaste do flange a tensão máxima variou de 45 a 70 MPa nos 5 primeiros passes. O mesmo acontece para a alma, isto é, a tensão máxima variou de 58 para 65 MPa.

Já no acabamento, essas tensões variam muito mais, isto é, de 70 a 120MPa no flange e de 65 a 160MPa na alma. Dois fatores ocorrem aqui fazendo com que o acabamento seja diferente do desbaste do ponto de vista de tensões, e conseqüentemente de cargas. Primeiramente, há uma variação substancial com a queda de temperatura, coisa que não ocorria no desbaste e, em segundo lugar, há um acréscimo de tensão no final, sendo este maior na alma, por ser esta mais fria.

Este comportamento da tensão nos passes de acabamento pode indicar que os tamanhos de grão ferríticos ao final das laminações de flange e de alma sejam também diferentes. Isto é, deveria ser esperado um menor tamanho de grão ferrítico na alma que no flange, com será mais tarde demonstrado.



(a) Flange



(b) Alma

Figura 5.15. Simulação por torção a quente. (a) Passes aplicados no flange e (b) Passes aplicados na alma.

Microestruturas previstas e medidas nos ensaios de torção

Com a finalidade de se validar o modelo matemático, o ensaio de torção a quente foi também realizado de tal modo que as microestruturas de alma e do flange da viga pudessem ser medidas ao final do ensaio e comparadas com os resultados relatados acima. A Tabela 5.14 mostra essa comparação. Além disso, é indicado também nesta mesma Tabela os percentuais medidos de ferrita e de perlita das amostras dos ensaios.

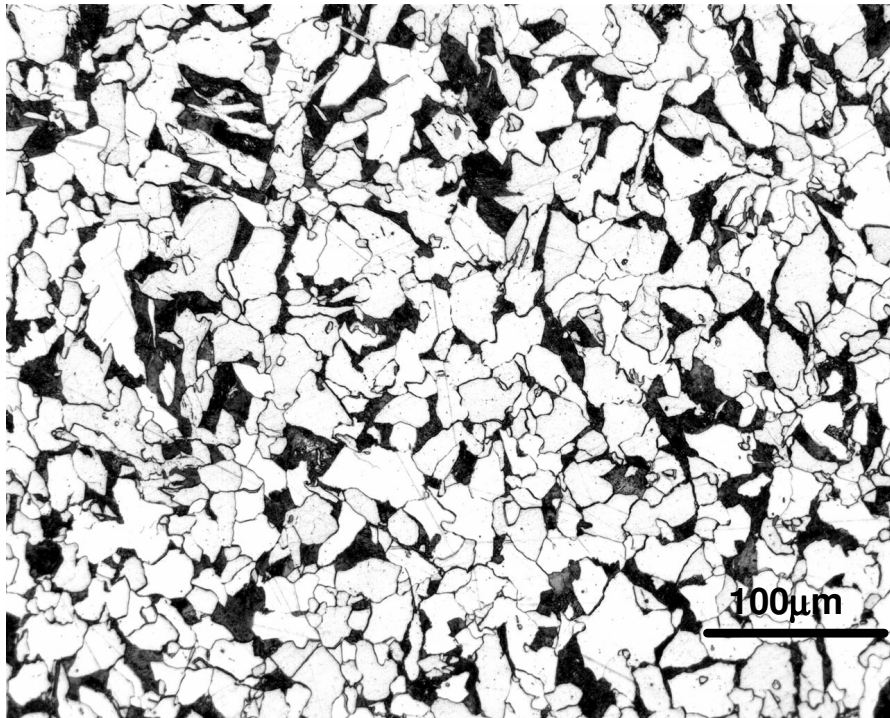
Tabela 5.14 Resultados metalográficos dos ensaios de torção.

Bitola [mm]	Aço	Local	d α [μ m]		Percentual de Constituientes [%]	
			Medido	Previsto	Ferrita	Perlita
W360x64	ASTM A 572 Gr50	Flange	9,4	9,9	83,9	16,1
		Alma	10,2	6,0	79,4	20,6

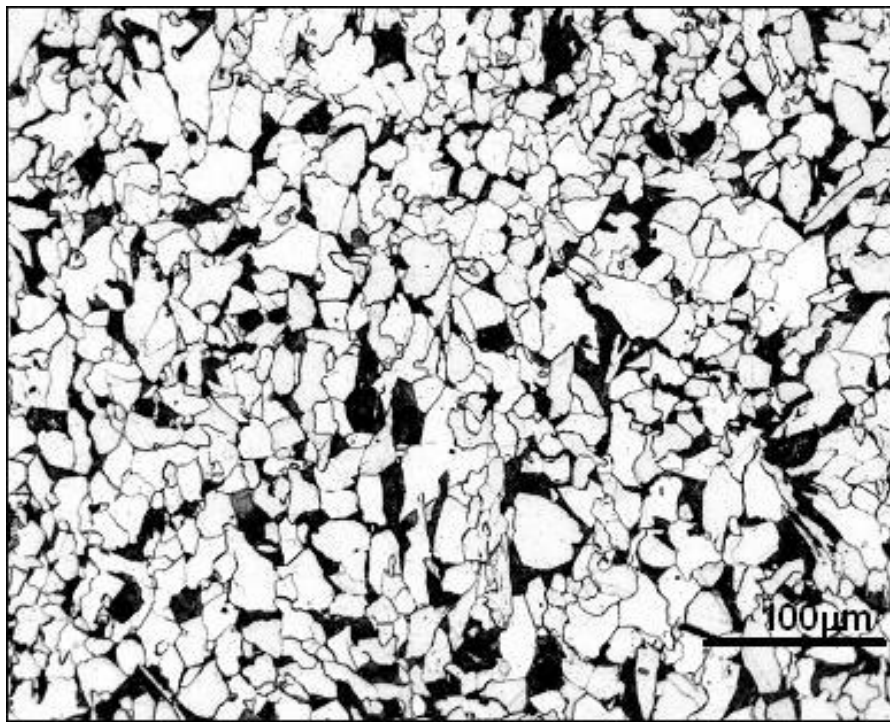
No caso do flange da viga, o valor médio real de tamanho de grão ferrítico é 9,4 μ m, isto é, muito próximo do valor previsto de 9,9 μ m. Portanto, Os resultados são praticamente idênticos.

Para a alma, 10,2 μ m equivale à média dos valores medidos comparando-se com um previsto de 6,0 μ m. Por outro lado, os percentuais médios dos constituintes, da viga acabada, são iguais a 80% de ferrita e 20% de perlita, que se encontram bem próximos dos valores encontrados através do ensaio de torção que equivale a 79,4 % de ferrita e 20,6 % de perlita.

A Figura 5.16 mostra as microestruturas do flange e da alma dos ensaios de torção. A microestrutura do flange apresenta-se mais homogênea com tamanhos de grão maiores que os observados para a alma. Este efeito já era esperado porque as tensões no acabamento do flange são menores que os da alma. A microestrutura da alma indica que alguma deformação foi realizada abaixo de Ar3.



(a) Flange



(b) Alma

Figura 5.16. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Flange, (b) Alma.

6 – CONCLUSÃO

O modelo de microestrutura desenvolvido neste trabalho fornece uma previsão adequada da evolução do tamanho de grão da austenita durante o processo de laminação a quente e também do tamanho de grão ferrítico final. Além disso, o modelo, ainda que muito simplificado, fornece uma orientação quanto aos mecanismos de amaciamento envolvidos ao longo do processo termomecânico.

O presente estudo também mostra que a recristalização estática ocorre na maioria dos passes na laminação de perfis, principalmente devido às baixas reduções e altos tempos entre passes.

O presente modelo matemático mostrou que é possível se obter previsões razoáveis dos valores de limite de escoamento e de resistência, produzindo estimativas próximas dos valores reais. Ademais, o modelo indicou que, no caso da laminação da alma, algum encruamento estaria ocorrendo, como mais tarde pode ser verificado na simulação física via torção a quente.

O processo de laminação a quente de perfis em aço ao Nb pôde ser simulado por torção a quente e modelado matematicamente usando equações adequadas para descrever os fenômenos de recristalização, crescimento de grão e transformação de fases, encontradas na literatura. Mesmo com simplificações necessárias a este tipo de metodologia, a simulação física produziu resultados razoavelmente próximos dos obtidos na laminação industrial.

Finalmente, pode-se concluir que, com a utilização da metodologia aqui proposta e utilizada nesta dissertação, isto é, simulação numérica e física, é possível modelar alterações no processo de laminação e na composição química dos aços, visando aumentos de produtividade, melhorias nas propriedades mecânicas, reduções de custo e de tempo investido no desenvolvimento utilizado a linha industrial.

7 – DISCUSSÃO

Usualmente, na secção de discussão de uma dissertação de mestrado, faz-se uma comparação e uma crítica dos resultados obtidos com os da literatura. No caso de perfis estruturais, a literatura não fornece apoio suficiente para que uma discussão dessa natureza seja realizada. Assim, tomou-se aqui a decisão de realizar a etapa de discussão aplicando-se o modelo numérico e o físico para realizarem-se previsões no sentido de se melhorar a produtividade da linha industrial. Dessa forma, o que se segue abaixo é um teste da validade ou não desses modelos.

Em função dos resultados obtidos neste trabalho, realizou-se um teste industrial com a finalidade de aumento de produtividade sem alteração nas propriedades mecânicas. Assim fez-se uma redução no número de passes de 14 para 10 passes no grupo tandem para as seguintes bitolas:

- W360x64;
- W360x72;
- W360x79;

Essas três bitolas são laminadas com um mesmo par de cilindros no laminador desbastador e no grupo Tandem. Todos os dados de entrada do laminador desbastador foram os mesmos utilizados neste trabalho. Assim as modificações somente foram introduzidas na fase de laminação no grupo Tandem. O aço utilizado no experimento em escala industrial foi similar ao utilizado neste trabalho, ou seja, aço ao Nb. Basicamente, o teste transcorreu de acordo com as seguintes etapas para todas as bitolas:

- 1) Realização da escala de reduções;
- 2) Previsão dos esforços de laminação;
- 3) Previsão da evolução microestrutural;
- 4) Previsão do limite de escoamento e limite de resistência da viga acabada;
- 5) Comparação dos resultados do ensaio de tração com os valores previstos.

Esforços na laminação: valores previstos e reais para a seqüência de 14 passes

A determinação de esforços é um dos fatores mais importantes no processo de laminação. Através da força podem-se determinar todos os outros esforços que se desenvolvem nos equipamentos, tais como: torque, potência, energia consumida no passe, força exercida sobre os cilindros, etc.

A previsão desses esforços deve ser precisa, pois as luzes entre os cilindros são calculadas em função das folgas das cadeiras que variam com esses esforços. Uma previsão incorreta pode ocasionar os seguintes problemas no processo, quais sejam:

- Quebra de cilindros;
- Desgaste excessivo dos cilindros;
- Defeitos superficiais no produto acabado;
- Prejudicar a segurança operacional das pessoas envolvidas.

No cálculo dos esforços de laminação mostrados a seguir foram levados em consideração os seguintes fatores:

- Resistência à deformação;
- Deformação verdadeira;
- Taxa de deformação;
- Arco de contato;
- Coeficientes de carga;
- Fator de ajuste do laminador.

As equações não foram indicadas no texto, pois foram consideradas como dados sigilosos da empresa. Nesta etapa foi calculado o esforço de laminação, nos cilindros horizontais e cilindros verticais, e o modelo foi calibrado de acordo com o que ocorreu na prática com a escala de 14 passes.

A Figura 7.1 mostra uma comparação passe a passe entre o valores dos esforços de laminação, dos cilindros horizontais e cilindros verticais, calculados e medidos para a bitola W360x64 com 14 passes. Foram observados que os resultados calculados e reais, tanto para os cilindros horizontais quanto para os cilindros verticais, ficaram bem

próximos, indicando que a metodologia poderia ser utilizada em outros testes a serem realizados no futuro quando do desenvolvimento de novos produtos.

Um item importante do ponto de vista da produção é que os esforços de laminação para ambos os cilindros estão com certa folga com relação ao limite máximo permitido pelos cilindros horizontais e cilindros verticais.

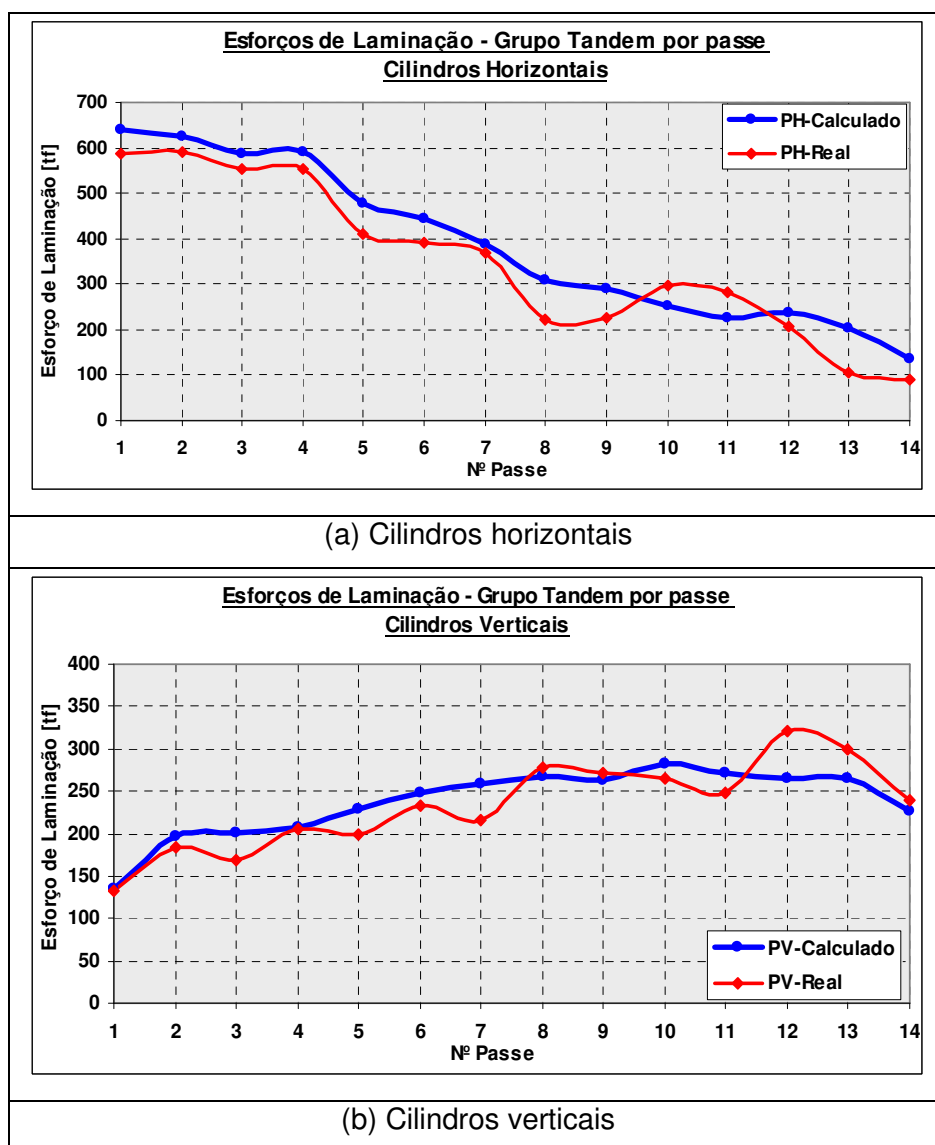


Figura 7.1 Esforços de laminação, calculado e real para a bitola W360x64. Escala com 14 passes. (a) Cilindros horizontais e (b) Cilindros verticais.

Resultados do teste para a bitola W360x64

Nesta etapa foi realizado o plano de reduções e posteriormente a previsão dos esforços de laminação utilizando o modelo citado anteriormente. Foi identificado através do modelo matemático que os esforços requeridos não ultrapassariam os limites máximos permitidos para o equipamento industrial. A Figura 7.2 mostra os resultados dos esforços dos cilindros horizontais e cilindros verticais previstos e medidos para 10 passes. Os esforços de laminação calculados encontram-se bem próximos dos valores reais.

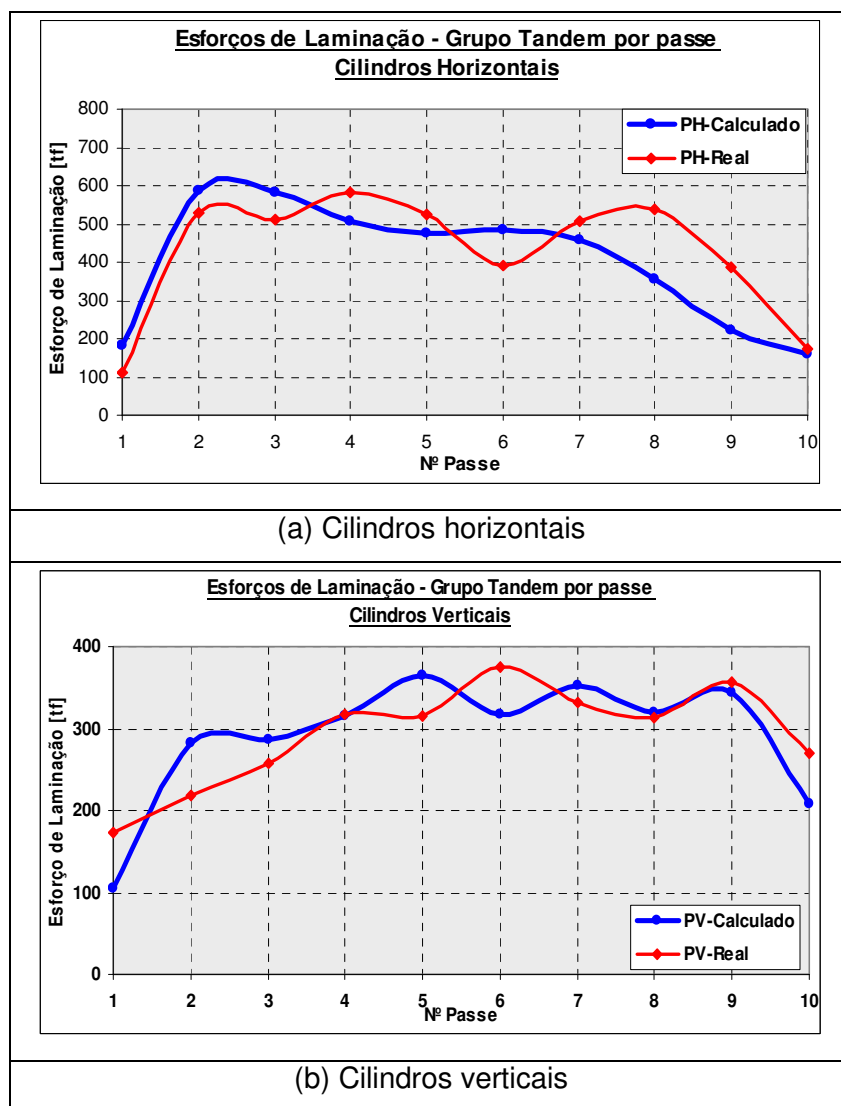


Figura 7.2. Esforços de laminação, calculado e real, para a bitola W360x64. Teste com 10 passes. (a) Cilindros horizontais e (b) Cilindros verticais

Dando seqüência, ao processo de simulação, procedeu-se o cálculo dos tamanhos de grão austenítico e ferrítico e conseqüente previsão das propriedades mecânicas. A Tabela 7.1 mostra resultados da aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange e alma do material.

Tabela 7.1. Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange e alma do material. Teste com 10 passes grupo Tandem para a bitola W360x64.

ALMA																					
Eq.	Pass e	d ₀ (µm)	T (°C)	dg/dt ε ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (µm)	Tx. Resf. (°C/s)	d _α ⁰ (µm)	d _α (µm)	
													RMD	RE	RMD	RE					
GRUPO TANDEM	1	137,0	1.038	2,8	5,4	0,02	0,02	1,28	0,68	N	768,8	0,00	137,0	137,0	137,0	137,0	137,0				
	2	137,0	1.023	11,9	15,6	0,21	0,23	1,75	0,93	N	39,4	0,24	15,2	79,8	81,5	91,1	91,1				
	3	91,1	1.008	11,9	5,2	0,24	0,42	1,53	0,81	N	10,8	0,28	14,5	40,5	49,5	54,3	54,3				
	4	54,3	993	17,4	17,8	0,18	0,48	1,36	0,72	N	4,5	0,93	13,1	26,0	12,2	24,0	24,0				
	5	24,0	985	19,8	5,7	0,21	0,25	0,96	0,51	N	2,7	0,00	12,6	23,6	24,0	24,0	24,0				
	6	24,0	955	29,0	19,0	0,23	0,48	1,18	0,63	N	2,4	0,00	10,8	15,2	24,0	24,0	24,0				
	7	24,0	925	27,7	5,2	0,22	0,70	1,37	0,73	N	3,2	0,00	9,7	11,7	24,0	24,0	24,0				
	8	24,0	895	33,0	21,9	0,15	0,85	1,67	0,88	N	5,7	0,00	8,4	10,3	24,0	24,0	24,0				
	9	24,0	870	23,5	6,5	0,08	0,93	1,82	0,96	N	10,5	0,00	8,0	9,7	24,0	24,0	24,0				
	10	24,0	850	28,6	14,1	0,09	1,02	2,12	1,12	N	17,1	0,00	7,1	9,1	24,0	24,0	24,0	1,0	11,5	6,3	

FLANGE																					
Eq.	Pass e	d ₀ (µm)	T (°C)	dg/dt ε ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (µm)	Tx. Resf. (°C/s)	d _α ⁰ (µm)	d _α (µm)	
													RMD	RE	RMD	RE					
GRUPO TANDEM	1	137,0	1.038	2,9	5,4	0,06	0,06	1,29	0,68	N	170,8	0,02	137,0	137,0	137,0	137,0	137,0				
	2	137,0	1.040	8,0	15,6	0,26	0,32	1,52	0,80	N	17,0	0,47	16,9	64,4	44,7	62,0	62,0				
	3	62,0	1.042	7,9	5,2	0,28	0,44	1,01	0,53	N	2,1	0,82	17,1	30,1	15,1	25,2	25,2				
	4	25,2	1.044	13,7	17,8	0,28	0,35	0,70	0,37	N	0,4	1,00	16,0	19,1	48,9	49,0	49,0				
	5	49,0	1.088	13,5	5,7	0,23	0,23	0,81	0,43	N	1,2	0,97	18,3	40,1	50,5	53,9	53,9				
	6	53,9	1.080	18,2	19,0	0,21	0,22	0,92	0,49	N	1,8	1,00	17,2	44,2	62,8	65,4	65,4				
	7	65,4	1.072	17,6	5,2	0,21	0,21	1,04	0,55	N	3,3	0,66	16,8	51,5	17,1	37,2	37,2				
	8	37,2	1.064	22,5	21,9	0,16	0,23	0,85	0,45	N	1,1	1,00	15,9	33,3	58,5	59,4	59,4				
	9	59,4	1.053	21,8	6,5	0,16	0,16	1,12	0,59	N	6,2	0,52	15,5	58,4	20,2	38,1	38,1				
	10	38,1	1.000	18,0	14,1	0,08	0,15	1,10	0,58	N	9,2	0,66	13,4	38,1	12,1	26,2	26,2	2,0	13,3	11,0	

Na alma a temperatura no passe acabador é de aproximadamente 850°C, e considerando-se uma taxa de resfriamento de 1°C/s, obteve-se um tamanho de grão ferrítico após a transformação de 6,3 µm, para um valor aproximado de 5,7 µm com 14 passes. Portanto houve um refino de grão de 135 µm para 6,3 µm. No flange a temperatura no passe acabador é de aproximadamente 1000°C, e tomando uma taxa

de resfriamento de 2°C/s, obteve-se um tamanho de grão ferrítico após a transformação de 11,0 µm, para um valor aproximado de 8,5 µm com 14 passes. Portanto houve um refino de grão de 135 µm para 11,0 µm. Tanto para a alma quanto para o flange não houve ocorrência de recristalização dinâmica e o amaciamento ocorreu através de mecanismos estáticos.

Como foi observado, os tamanhos de grão ferríticos aumentaram ligeiramente em relação à seqüência de 14 passes. Porém o limite de escoamento e o de resistência ficaram ainda de acordo com a norma requerida, ou seja, LE > 345 MPa e LR > 450 MPa. Os resultados encontram-se na Tabela 7.2, e mostram que os valores calculados encontram-se bem próximos dos reais, com % de erros menores que 10%.

Tabela 7.2. Resultados dos ensaios de tração para o flange e alma do material em experiência industrial. Teste com 10 passes grupo Tandem para a bitola W360x64.

Bitola [mm]	Aço	Local	Limite de Escoamento [Mpa]		Limite de Resistência [Mpa]		%Erro [%]	
			Média dos Valores Medidos	Calculado	Média dos Valores Medidos	Calculado	LE	LR
W360x64	ASTM A 572 Gr50	Flange	401	395	508	555	- 1,5	+ 9,3
			396		507		- 0,3	+ 9,5
		Alma	448	455	543	588	+ 1,6	+ 8,3
			437		542		+ 4,1	+ 8,5

Resultados do teste para a bitola W360x72 e W360x79

Todas as etapas praticadas para a bitola W360x64 foram utilizadas para as bitolas W360x72 e W360x79. A Tabela 7.3 mostra os valores calculados e os valores medidos, do limite de escoamento e limite de resistência, dos ensaios de tração para as bitolas W360x72 e W360x79. Para as duas bitolas os valores calculados encontram-se bem próximos dos reais, conforme esperado dos resultados da primeira bitola.

Os resultados microestruturais, dos esforços de laminação e propriedades mecânicas foram satisfatórios para as três bitolas. Portanto, todas as ações tomadas durante os

testes foram padronizadas para as próximas campanhas de laminação e se encontram atualmente em produção rotineira em escala industrial.

Tabela 7.3. Resultados dos ensaios de tração para o flange e alma do material em experiência industrial para as bitolas W360x72 e W360x79.

Bitola [mm]	Aço	Local	Limite de Escoamento [Mpa]		Limite de Resistência [Mpa]		%Erro [%]	
			Média dos Valores Medidos	Calculado	Média dos Valores Medidos	Calculado	LE	LR
W360x72	ASTM A 572 Gr50	Flange	387	364	501	511	- 5,9	+ 2,0
			390		498		- 6,7	+ 2,6
		Alma	421	400	522	531	- 5,0	+ 1,7
			427		524		- 6,3	+ 1,3
W360x79	ASTM A 572 Gr50	Flange	388	395	506	559	- 1,8	+ 10,5
			391		506		- 1,0	+ 10,5
		Alma	412	421	515	574	- 2,0	+ 11,5
			420		524		- 0,2	+ 9,5

8 – RECOMENDAÇÕES

Ao final deste trabalho algumas recomendações podem ser feitas com a esperança de que possa se continuar investigando o assunto em pontos que não apropriadamente abordados neste estudo. São eles:

1. Aplicar o modelo microestrutural para outras bitolas na laminação de perfis, utilizando composições químicas diferentes. Principalmente nas bitolas que ocorram dificuldades de se obter as propriedades mecânicas;
2. Desenvolver modelos matemáticos para previsão microestrutural para outros produtos não planos, tais como, cantoneira, vigas U, dormente metálico, trilhos, dentre outros;
3. Desenvolver modelos para cálculo de cargas de laminação a partir das tensões médias medidas na simulação física;
4. Identificar novas bitolas com potenciais de redução de número de passes na laminação de perfis, aumentando significativamente a produtividade da usina sem danos aos equipamentos;
5. Estudar mais detalhadamente a influência dos principais parâmetros metalúrgicos (deformação, temperatura e velocidade de resfriamento) na etapa de acabamento sobre a evolução da microestrutura e sub-estrutura (precipitação e transformação de fases) pois é de grande importância se conhecer essas influências sobre as demais características do processo, para otimização e desenvolvimento do mesmo.

9 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. PADILHA, Â. F., SICILIANO JR, F. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. Capítulo 10, pp. 132-160.
2. MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. *ISIJ International*, vol. 36, nº 6, pp. 720-728, jan. 1996.
3. HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*, vol. 32, nº 12, pp. 1329-1338, set. 1992.
4. BEYNON, J. H., SELLARS, M. Modelling Microstructure and Effects during Multipass Hot Rolling. *ISIJ International*, vol. 32, nº 3, pp. 359-367, nov. 1991.
5. SELLARS, C. M. Modeling Microstructural Development During Hot Rolling. *Material Science and Technology*, v. 6, p. 1072-1081, 1990.
6. SELLARS, C. M., BEYNON, J. H. Microstructural Development During Hot Rolling of Titanium Microalloyed Steels. In: HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEEL, 1984, Wollongong, Australia. Port Kembala, Australia: South Coast Printers, 1984. pp. 142-150.
7. SELLARS, C. M.: In Hot Working and Forming Process, C. M. Sellars and G. Davies, eds., TMS, London, 1980, pp. 3-15. Apud SICILIANO JR., F., JONAS, J. J. Mathematical Model of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels. *Metturgical and Material Transactions A*, v. 31, p. 511-530, 2000.
8. SICILIANO JR, F., MINAMI, K., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size During the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels. *ISIJ International*, vol. 36, nº 12, pp. 1500-1506, set. 1996.

9. MINAMI, K., SICILIANO JR, F., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Nb Steels. *ISIJ International*, vol. 36, nº 12, pp. 1507-1515, set. 1996.
10. SICILIANO JR, F., KIRIHATA, A., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Multiply-alloyed Carbon Steels. *ISIJ International*, vol. 38, nº 2, pp. 187-195, out. 1998.
11. SICILINO. Jr. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1999. 165pp. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).
12. ROUCOULES. Christine. *Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels*. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1992. 269pp. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).
13. PIETRZYK, M., ROUCOULES, C., HODGSON, P.D. Modelling the Thermomechanical and Microstructural Evolution During Rolling of a Nb HSLA Steel. *ISIJ International*, vol. 35, nº 05, pp. 531-541, fev. 1995.
14. KWON, O. A Technology for the Prediction and Control of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Steel. *ISIJ International*, vol. 32, nº 03, pp. 350-358, dez. 1991.
15. SILVA, J. M. S. *Estudo Sobre Cinética de Precipitação e de Recristalização em Aços Extra e Ultra Baixo Carbono Microligados com Titânio, Nióbio e Boro*. Belo Horizonte, Brasil: Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 1995. pp. 32-65.
16. DUTTA, B. SELARS, C. M. Effect of Composition and Process Variables on Nb(C,N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite. *Materials Science and Technology*, vol. 3, pp. 197-206, 1987.
17. SICILIANO JR, F., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Hot Strp Rolling

of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels. *Metalurgical and Materials Transactions*, vol. 31, pp. 511-530, feb. 2000.

18. SCHEIL, E. Anlaufzeit der Austenitumwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Heft 12, Juni, 1935, pp.565-567.
19. GIBBS, R.K., HODGSON, P.D., PARKER, B.A.: Morris E. Fine Symp., ed. By P. K. Liaw, J. R. Wertman, H. L. Marcus and J.S. Santner, TMS, Chicago, (1991), 73. Apud HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*, vol. 32, nº 12, pp. 1329-1338, set. 1992.
20. BARBOSA, R. A. N. M., BORATTO, F.J. M., SANTOS, D. B., *Fundamentos da Laminação Controlada*. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 1989. 325p.
21. BAI, D. Q., YUE, S., MACCAGNO, T., JONAS, J.J., Static Recrystallization of Nb and Nb-B Steels under Continuous Cooling Conditions. *ISIJ International*, vol. 36, nº 08, pp. 1084-1093, mar. 1996.
22. OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of γ - α transformation after hot rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 22, nº 03, pp. 214-222, 1982.
23. TAMURA, I.; SEKINE, H.; TANAKA, T. et al. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. London: Butterworths & Co (publishers) Ltd, 1988. pp. 248.
24. Borato, F., Barbosa, R., Yue, S., & Jonas, J. J. (1988). Effect of chemical composition on the critical temperature of microalloyed steels. In (pp. 383-390). ISIJ, Tokyo, Japan.
25. BARBOSA, R. Simulação de processos industriais a partir de ensaio de torção

a quente. In: DIVERSOS AUTORES. *Textura e Relações de Orientação*. 2ª ed. IPEN, São Paulo, 2003. cap 9, p151-162

26. Yamoto, S., Ouchi, C., & Osuka, T. (1982). Effect of Microalloying Elements on the Recovery and Recrystallization in Deformed Austenite. In *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite: Proceedings of the International Conference* (pp. 613-639). Pittsburgh, PA, USA: Metallurgical Soc of AIME, Warrendale, Pa, USA