

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR ADILTO PEREIRA.....
ANDRADE CUNHA..... E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 04/12/2009
Paulo Roberto Mei
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na
microestrutura e propriedades mecânicas de
aço 0,5 %C laminado a quente**

Autor: Adilto Pereira Andrade Cunha
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas de aço 0,5 %C laminado a quente

Autor: Adilto Pereira Andrade Cunha
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à Comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2009
S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

C914e Cunha, Adilto Pereira Andrade
Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na
microestrutura e propriedades mecânicas de aço 0,5%C
laminado a quente / Adilto Pereira Andrade Cunha. --
Campinas, SP: [s.n.], 2009.

Orientador: Paulo Roberto Mei.
Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Ligas de aço. 2. Nióbio. 3. Molibdênio. 4. Aço-
carbono. I. Mei, Paulo Roberto. II. Universidade
Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia
Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Effects of molybdenum and niobium addition on the
microstructure and mechanical properties of hot rolled 0,5 %C
steel

Palavras-chave em Inglês: steel alloys, Niobium, Molybdenum, Carbon steel

Área de concentração: Materiais e Processo de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Maria Clara Filippini Ierardi, Neide Aparecida Mariano

Data da defesa: 04/12/2009

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

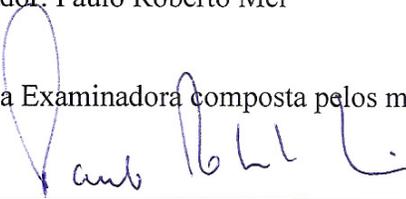
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

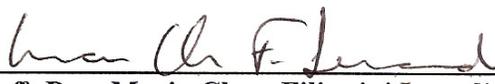
**Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na
microestrutura e propriedades mecânicas de
aço 0,5 %C laminado a quente**

Autor: Adilto Pereira Andrade Cunha
Orientador: Paulo Roberto Mei

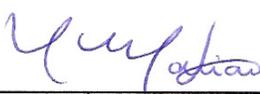
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, Presidente
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Profª. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Profª. Dra. Neide Aparecida Mariano
Instituição: Universidade Federal de Alfenas – UNIFAL

Campinas, 04 de dezembro de 2009.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais: Ademir Silva Andrade Cunha e Aridéia Pereira Andrade Cunha.

Agradecimentos

Ao Deus Todo Poderoso pelo dom da vida.

Aos meus irmãos Ademir e Adelto pelos longos anos de convivência e amizade. Ao meu irmão Aduino, sua esposa Irmitraud e seus filhos Nicolas e Antônia, pelo incentivo e apoio constante.

Ao Prof. Dr. Paulo Roberto Mei pela oportunidade e orientação durante o desenvolvimento deste trabalho.

À empresa MWL Brasil Rodas e Eixos Ltda, que além do suporte financeiro, sempre esteve de portas abertas para a realização de alguns experimentos.

Ao Eng^o. Renato Lyra Villas Boas, pelo trabalho conjunto, pelas sugestões e discussões que muito me ajudaram no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Técnico do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-UNICAMP Emílio Cardoso e ao Técnico da MWL Brasil Rodas e Eixos Ltda Tiago Alegretti, pela grande cooperação na realização dos experimentos.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, e à imensa ajuda dos seus técnicos e funcionários: Claudenete Leal, Eduardo, José Luis e João Eduardo Polis.

Aos amigos da UNICAMP: Aliandro, Audirene, Carol Akemi, Cleudiane Soares, Karlos, Kerlles, Luis Jorge, Raquel, Rosimeire, Silvia, Simone e Solange pelos bons anos de amizade.

Aos amigos de república: André, Dalmo, Fábio, Flávio, Hairton, Lourival e Lourival pelo companheirismo e amizade.

À Capes pela bolsa de mestrado concedida.

O temor do SENHOR é a instrução da
sabedoria, e a humildade precede a honra.

Provérbios de Salomão 15:33

Resumo

CUNHA, Adilto Pereira Andrade, *Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas de aço 0,5%C laminado a quente*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 88 p. Dissertação (Mestrado).

Neste trabalho foi estudada a influência da adição de molibdênio e nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas de aço com 0,5 %C, utilizado na fabricação de rodas ferroviárias. A deformação foi aplicada através da laminação, em escala de laboratório, simulando o forjamento no processo real de fabricação. As amostras foram aquecidas a 1250 °C para solubilização do nióbio, sendo então laminadas em 4 passes, a partir de 1200 °C, sofrendo uma deformação total (redução em altura) de 67%, seguida de resfriamento ao ar. Posteriormente estes aços foram submetidos a um tratamento térmico de têmpera e revenimento. Foram analisadas amostras dos aços por microscopia óptica e eletrônica de varredura e também foram realizados ensaios mecânicos em todas as condições. Após a laminação entre 1200 e 1120 °C, observou-se que a adição de Mo + Nb promoveu um aumento da resistência mecânica, mantendo a mesma ductilidade e tenacidade. Após a laminação com posterior têmpera e revenimento a 500°C, simulando o mesmo tratamento feito na roda ferroviária, o aço C5 apresentou dureza, resistência mecânica e alongamento iguais à do aço da MWL, porém com redução de área e energia absorvida maiores que o aço da MWL. O aço microligado apresentou maiores valores de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade que o aço da MWL, o que demonstra seu potencial para melhorar a qualidade das rodas ferroviárias atualmente produzidas.

Palavras Chave

Ligas de aço, Nióbio, Molibdênio, Aço-carbono

Abstract

CUNHA, Adilto Pereira Andrade, *Effects of molybdenum and niobium addition on the microstructure and mechanical properties of hot rolled 0,5 %C steel*, Campinas: College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2009. 88 p. Dissertation (Master Degree in Mechanical Engineering)

The influence of molybdenum and niobium addition on the microstructure and mechanical properties of 0.50% carbon steel, used in railway wheels, was studied. The deformation was applied by rolling, in a thermomechanical processing laboratory, simulating the forging in the real process of manufacture. The samples were heated at 1250 °C to niobium solubilization, and then rolled in 4 passes, from 1200 °C, suffering a total deformation (reduction in height) of 67%, followed by air cooling. Steels were water quenched and tempered (heat treatment). Steel samples, before and after rolling and heat treated were analyzed by optical and scanning electron microscopy. Mechanical tests were performed on the all conditions. After rolling between 1200 and 1120 ° C, it was observed that the addition of Mo + Nb promoted an increase of mechanical strength, keeping the same ductility and toughness. After rolling with subsequent quenching and tempering at 500 ° C, simulating the same treatment done in the railway wheel, steel C5 showed the same toughness, strength and elongation in comparison with MWL rail wheels steel, but with reduced area and absorbed energy greater than the MWL steel. The microalloyed steel showed higher strength, ductility and toughness than MWL steel, which demonstrates its potential to improve the quality of railway wheels currently produced.

Key Words

Steel alloys, Niobium, Molybdenum, Carbon steel

Sumário

<i>Lista de Figuras</i>	<i>xiii</i>
<i>Lista de Tabelas</i>	<i>xviii</i>
Capítulo 1	1
<i>Introdução</i>	<i>1</i>
1.1 Considerações Iniciais	1
1.2 Objetivos	3
Capítulo 2	5
<i>Revisão Bibliográfica</i>	<i>5</i>
2.1 Transporte Ferroviário	5
2.1.1 A malha ferroviária no Brasil	6
2.1.2 O sistema ferroviário brasileiro atual	7
2.1.3 Produção de rodas ferroviárias no Brasil	10
2.2 Rodas ferroviárias	11
2.2.1 Processo de fabricação das rodas	16
2.3 Principais mecanismos de aumento de resistência mecânica nos aços	16
2.3.1 Aumento de resistência por deformação	17

2.3.2	Aumento de resistência por solução sólida	17
2.3.3	Tamanho de grão	19
2.3.4	Precipitados ou partículas de segunda fase	23
2.4	Processamento termomecânico	23
2.4.4	Solubilização	24
2.5	Efeitos do Molibdênio	26
2.6	Alterações Microestruturais	29
2.7	Têmpera e Revenimento.....	31
Capítulo 3	35
	<i>Procedimento Experimental</i>	35
3.1	Preparação dos aços experimentais	35
3.2	Corpos-de-prova para os ensaios de laminação	36
3.3	Equipamentos utilizados nos ensaios de laminação	36
3.4	Laminação	37
3.5	Metalografia	38
3.5.1	Microscopia ótica	38
3.5.2	Fração volumétrica de ferrita	38
3.5.3	Tamanho de grão austenítico.....	38
3.5.4	Espaçamento interlamelar da perlita (S_0)	39
3.6	Ensaio Mecânicos	39
3.6.1	Macro dureza.....	39
3.6.2	Micro dureza Ferrítica e Perlítica.....	40
3.6.3	Ensaio de Tração	40

3.6.4	Ensaio de Impacto	41
3.6.5	Ensaio Jominy (subsize).....	42
3.7	Tratamento Térmico	44
3.8	Ensaio Mecânicos na Roda Classe A.....	44
3.9	Resumo do Procedimento Experimental	47
Capítulo 4	48
	<i>Resultados e Discussões</i>	48
4.1	Estrutura e propriedades dos aços antes e após a laminação.....	48
4.2	Tratamentos térmicos	59
4.3	Comparação entre o processo de laboratório e o processo real de fabricação da roda ..	70
Capítulo 5	77
	<i>Conclusões</i>	77
	<i>Sugestões para trabalhos futuros</i>	79
	<i>Referências Bibliográficas</i>	80
	<i>Trabalhos publicados pelo aluno relativos à dissertação</i>	86
	<i>ANEXO 1 - Tabela de conversão de dureza</i>	87

Lista de Figuras

Figura 2.1: Sistema Ferroviário Nacional (Agência Nacional de Transporte Terrestre, 2009).	8
Figura 2.2: Principais investimentos das concessionária	10
Figura 2.3: Partes da roda ferroviária.....	11
Figura 2.4: Ponto de medição de dureza conforme norma AAR.	13
Figura 2.5: Distribuição de temperatura de uma roda sob condições severas de uso, simulada através de elementos finitos.	13
Figura 2.6: (a) Solução sólida substitucional ; (b) Solução sólida intersticial	18
Figura 2.7: Efeito do endurecimento por solução sólida , causado pela adição de elementos de liga em aços-carbono.....	18
Figura 2.8: Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas	19
Figura 2.9: Efeito da adição de 0,03% Nb nas propriedades mecânicas e no tamanho do grão austenítico de aço 0,4 %C com e sem adição de nióbio.....	21
Figura 2.10: Fração de nióbio em solução austenita para aços com 0,4 %C com 0,03 % Nb aquecidos em diferentes temperaturas.....	22

Figura 2.11: (a) Espaçamento interlamelar mínimo; (b) Microdureza da perlita para aços com 0,4%C, com e sem adição de nióbio, após laminação em diferentes temperaturas	22
Figura 2.12: Ilustração esquemática das etapas do processamento termomecânico e das mudanças microestruturais	24
Figura 2.13: Solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita	25
Figura 2.14: Solubilidade de carbonetos na ferrita.	25
Figura 2.15: Efeito dos elementos de liga no aumento da temperabilidade dos aços	27
Figura 2.16: Aço sem adição de molibdênio.....	28
Figura 2.17: Aço com adição molibdênio	28
Figura 2.18: Seção Longitudinal de uma chapa de aço HY-100 resfriado lentamente. Nital 2%. Análise por microsonda	30
Figura 2.19: Diagrama CCT do aço 1045	31
Figura 2.20: Diagramas TTT de três aços com aproximadamente (a) C = 0,4% e Mn = 1%, (b) C = 0,4%, Mn = 1%, Mo = 0,2% e (c) C = 0,4%, Mn = 1%, Mo = 0,3%, Ni = 1,8%	33
Figura 2.21: Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido	34
Figura 2.22: Efeito do tempo de revenimento na dureza de aços carbono.....	34
Figura 3.1: Corpo-de-prova para o ensaio de laminação	36
Figura 3.2: Laminador FENN-051, para os ensaios de laminação no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA – Unicamp.	37
Figura 3.3 Corpo-de-prova para ensaio de tração	41
Figura 3.4: Corpo-de-prova utilizado no ensaio de impacto Charpy	41

Figura 3.5: Esquema do ensaio temperabilidade Jominy.....	42
Figura 3.6: Dispositivo para o ensaio Jominy.....	42
Figura 3.7: Ensaio Jominy.....	43
Figura 3.8: Corpo-de-prova Jominy com 4 termopares	44
Figura 3.9: Roda classe A (0,5 %C).....	45
Figura 3.10: Posição para retirada dos corpos de prova de tração e impacto conforme norma EN.	45
Figura 3.11: Corpo-de-prova para ensaio de tração	46
Figura 3.12: Fluxograma do procedimento experimental	47
Figura 4.1: Micrografias (MO) dos aços antes e após a laminação: (a) C5; (b) C5Nb.....	49
Figura 4.2: Fração volumétrica de ferrita (%) dos aços antes e após a laminação.....	50
Figura 4.3: Micrografias do aço C5Nb após a laminação: (a) por MO; (b) por MEV.....	51
Figura 4.4: Tamanho de grão austenítico antes da laminação: (a) C5 ; (b) C5Nb.....	52
Figura 4.5: Tamanho de grão austenítico depois da laminação: (a) C5; (b) C5Nb.....	52
Figura 4.6: Tamanho de grão austenítico (μm) antes e após a laminação.	53
Figura 4.6: Microestrutura perlítica antes da laminação: (a) C5; (b) C5Nb.	54
Figura 4.7: Microestrutura perlítica: (a) C5; (b) C5Nb depois da laminação	54
Figura 4.8: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita antes a após a laminação.....	55
Figura 4.9: Temperatura de início de formação perlítica dos aços C5 e C5Nb após a laminação.	56

Figura 4.10: Macro dureza e micro dureza perlítica e ferrítica dos aços C5 e C5Nb antes e depois da laminação.....	57
Figura 4.12: Energia absorvida de impacto após a laminação dos aços C5 e C5Nb.	59
Figura 4.13: Ensaio Jominy subsize dos aços C5 e C5Nb após a laminação.....	60
Figura 4.14: Curvas de resfriamento utilizando 4 termopares num corpo-de-prova Jominy dos aços C5 e C5Nb após a laminação.	61
Figura 4.15: Microestruturas (MO) dos aços: (a) C5; (b) C5Nb a 3 mm da DER.....	63
Figura 4.16: Microestruturas (MO) dos aços: (a) C5; (b) C5Nb a 8 mm da DER.....	64
Figura 4.17: Microestruturas (MO) dos aços: (a) C5 e (b) C5Nb a 13 mm da DER	65
Figura 4.18: Microestruturas (MO): (a) C5; (b) C5Nb a 18 mm da DER.....	66
Figura 4.19: Microestrutura (MO) dos aços após a têmpera em água + 45% de polímero e revenimento a 500 °C por 45 minutos: (a) C5; (b) C5Nb	68
Figura 4.20: Microestrutura (MEV) após a têmpera em água + 45% de polímero e revenimento a 500 °C por 45 minutos: (a) C5; (b) C5Nb.....	69
Figura 4.21: Microestrutura martensítica obtida a 3 mm da pista da roda classe A fabricada pela MWL.....	70
Figura 4.22: Microestrutura (MEV) obtida a 15 mm da pista da roda MWL	71
Figura 4.23: Microestrutura obtida a 25 mm da pista da roda MWL: (a) MO; (b) MEV	71
Figura 4.24: Dureza dos aços C5 e C5Nb antes e após a laminação e com tratamento térmico comparado com a dureza da roda ferroviária produzida pela MWL com mesmo teor de carbono.	72

Figura 4.25: Resultados dos ensaios de tração nos aços C5 e C5Nb após laminação e tratamento térmico e do aço de uma roda de trem classe A com 0,5 % fabricada pela MWL.73

Figura 4.26: Resultado do ensaio Charpy para os aços C5 e C5Nb após laminação e tratamento térmico e do aço da roda MWL classe A com 0,5 %C na temperatura ambiente.....74

Lista de Tabelas

Tabela 2.1: Produção de rodas ferroviárias no Brasil.	10
Tabela 2.2: Classes de rodas ferroviárias em função da aplicação	12
Tabela 2.3: Composição química dos aços conforme norma EN	14
Tabela 2.4 - Valores mínimos de dureza no aro face externa da roda para as classes de aço conforme EN	15
Tabela 2.5: Valores que devem ser obtidos no ensaio de tração para as classes de aço conforme EN.....	15
Tabela 2.6: Valores que devem ser obtidos no ensaio de impacto para as classes de aço conforme EN.....	15
Tabela 2.7: Composição química (% em massa) dos aços com e sem molibdênio	27
Tabela 2.8: Composição química do aço 30MSV6.....	29
Tabela 2.9: Composição química do aço HY-100	30
Tabela 2.10: Principais meios de resfriamento	31
Tabela 3.1: Composição química dos aços utilizados neste trabalho	35
Tabela 3.2: Parâmetros utilizados na laminação	38
Tabela 4.1: Fração volumétrica de ferrita (%) dos aços antes e após a laminação.	50
Tabela 4.2: Tamanho de grão austenítico (μm) antes e após a laminação.	53

Tabela 4.3 : Espaçamento interlamelar mínimo da perlita antes a após a laminação.	55
Tabela 4.4: Macro dureza e micro dureza da perlita e ferrita dos aços C5 e C5 Nb.....	57
Tabela 4.5: Resultados do ensaio de tração dos aços antes e depois da laminação.	58
Tabela 4.6: Energia absorvida de impacto após a laminação dos aços C5 e C5Nb.....	59
Tabela 4.7: Taxa de resfriamento em função da distância da extremidade resfriada.....	62
Tabela 4.8: Taxa de extração de calor nas amostras laminadas submetidas à têmpera.	67
Tabela 4.9: Dureza das amostras laminadas submetidas a têmpera com água + polímero na temperatura ambiente.	67
Tabela 4.10: Resumo das microestruturas e propriedades mecânicas dos aços C5 e C5Nb processados em laboratório e da roda classe A fabricada pela MWL.....	75

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras Latinas

a – constante

A – Ampliação no microscópio

b - constante

B – Bainita

c - constante

D – Diâmetro da esfera [mm]

D - constante

d_i – Diagonal de impressão [mm]

d_0 - diâmetro da impressão [mm]

D_γ – Diâmetro de grão [μm]

f - Força [kgf]

F – Ferrita

I – n° de intersecções entre a linha teste e os contornos de grão

L_T – Comprimento da linha teste [mm]

L_0 – Comprimento inicial [mm]

M - Martensita

P – Perlita

S_0 – Espaçamento interlamelar da perlita [μm]

T – Temperatura [K]

X – concentração do carbono no aço [%]

Y – concentração do metal no aço [%]
k_y - constante

Letras Gregas

ρ - Carga [kgf]
σ₀ – Tensão de atrito
γ - Austenita
α - Ferrita

Abreviaturas

AAR – Association of American Railroads
AF – Ferrita Acicular
AL – Alongamento [%]
CCT – Continuous Cooling Transformation
CNT – Confederação Nacional do Transporte
CVRD – Companhia Vale do Rio Doce
DEMA – Departamento de Engenharia de Materiais
DER – Distância da Extremidade Resfriada [mm]
EFC – Estrada de Ferro Carajás
EFVM – Estrada de Ferro Vitória – Minas
EN – European Standard
FEPASA – Ferrovia Paulista S.A.
GEIPOT – Grupo Executivo de Integração da Política de Transportes
HB - Dureza Brinell [HB]
HV – Dureza Vickers [HV]
HRC – Dureza Rockwell C [RC]
LE – Limite de Escoamento [MPa]
LR – Limite de Resistência [MPa]
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Ótica

Mo - Molibdênio

MRS – Malha Regional Sudeste

Nb - Nióbio

RA – Redução de Área [%]

RFFSA – Rede Ferroviária Federal S.A.

TTT – Time Temperature Transformation

UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas

UIC – Union Internationale des Chemins de Fer

Capítulo 1

Introdução

1.1 Considerações Iniciais

Até os anos 60 tinha-se duas opções de escolha de aços: aços com limite de escoamento entre 350 e 450 MPa na condição de laminado ou normalizado, ou maior do que 560 MPa na condição de temperado e revenido. A partir dos anos 70 houve uma necessidade de aços mais resistentes e mais baratos, mas os aços temperados e revenidos não podiam ser produzidos em grandes quantidades. Por isso, houve uma maior demanda por aços laminados à quente com maiores resistência, tenacidade e soldabilidade. Essa exigência das indústrias foi possível através do desenvolvimento de aços microligados que apresentavam limite de escoamento entre 350 e 600 MPa na condição de laminado à quente (Deardo, 1988).

Foram adicionadas pequenas quantidades de elementos microligantes (nióbio, vanádio e titânio) nos aços, resultando em excelentes propriedades devido ao sinergismo entre os microligantes e o processo de laminação à quente (Deardo, 1988).

O primeiro elemento microligante a ser utilizado foi o vanádio até o final dos anos 50, quando o nióbio se tornou facilmente disponível e barato em relação ao vanádio (Porter e Repas, 1982). A primeira aplicação do nióbio na indústria foi o seu uso em tiras laminadas a quente (Stuart, 1985).

Os aços microligados podem ser definidos como aços carbono-manganês contendo pequenos teores de elementos de liga (usualmente menores que 0,15% em peso), sozinhos ou combinados, que são adicionados com a finalidade de produzir refino de grão e endurecimento por precipitação, sendo estes precipitados pequenos carbonetos, nitretos ou carbonitretos de titânio, nióbio e vanádio (Sage, 1989).

A principal motivação para a aplicação dos aços microligados é a redução de custo que ocorre quando um aço microligado substitui um aço liga contendo quantidades significativas de elementos de liga caros como níquel, cromo e molibdênio. A redução de custo mais significativa que se obtém pelo uso desses aços é a eliminação das etapas, de alto custo, dos tratamentos térmicos (Paules, 1991).

Embora os aços microligados tenham o mesmo nível de resistência mecânica em comparação aos aços temperados e revenidos, apresentam uma menor tenacidade. Para melhorar a tenacidade, o teor de carbono desses aços tem sido reduzido ao longo dos anos e o decréscimo na resistência mecânica é compensado pelo uso de elementos microligantes (vanádio e nióbio) individualmente ou combinados, através do efeito de endurecimento por precipitação (Bhadeshia e Honeycombe, 1995; Misra et al., 2001).

Os aços microligados são utilizados hoje em dia, além de placas e tiras, em uma grande variedade de outros produtos de aços, até a composição eutetóide. Dentre os de médio e alto teores de carbono destacam-se: barras para concreto reforçado, barras para estiramento a frio, aços forjados, aço para molas, fio-máquina de médio e alto carbono, aços para trilhos etc (Korchynsky, 1986).

Os aços microligados de médio carbono têm sido amplamente usado na indústria para substituir aços convencionais temperados e revenidos, obtendo um ganho no tempo do processo produtivo e, conseqüentemente, aumentando o lucro da empresa (Naylor, 1999). Aços carbono-manganês microligados com nióbio tem sido utilizado para produzir estruturas de alta resistência com boa tenacidade e soldabilidade (Shanmugam et al., 2007; Tanniru et al., 2005).

Recentemente foi estabelecido um convênio entre a UNICAMP e a MWL Brasil Rodas e Eixos Ltda. para o desenvolvimento de pesquisas sobre a fabricação de rodas ferroviárias utilizando aços microligados. O objetivo é desenvolver um aço que garanta uma roda com menor desgaste durante o uso, reduzindo também outros defeitos que ocorrem nos aços atuais que podem causar troca prematura da roda ou até mesmo acidente por quebra, trinca, descarrilamento etc. O desenvolvimento deste aço microligado será um diferencial comercial em relação aos aços existentes atualmente.

A MWL Brasil é a única forjaria de rodas ferroviárias da América Latina, fornecendo para o Mercado Nacional, América do Norte, América do Sul, Europa e Ásia. A MWL Brasil possui aciaria, forjaria, laminação e tratamento térmico próprios, facilitando o desenvolvimento das pesquisas com a UNICAMP.

1.2 Objetivos

O objetivo deste trabalho é de estudar as relações entre processamento termomecânico e a presença de elementos microligantes (Mo e Nb) na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aço com 0,5 %C utilizado na fabricação de rodas ferroviárias, através da laminação a quente, simulando o processo real de fabricação da roda ferroviária.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Transporte Ferroviário

Estrada de ferro é o sistema de transporte sobre trilhos, que compreende a via permanente e outras instalações fixas. Pode também ser chamada de ferrovia ou via férrea.

Essa modalidade de transporte surgiu na primeira revolução industrial tendo a Inglaterra como país pioneiro. No início do século XIX a Europa exigia formas mais eficazes de carregar as matérias-primas até as novas fábricas e enviar destas os produtos prontos. A potência necessária para arrastar os trens foi alcançada colocando uma locomotiva a vapor sobre dois ou mais eixos com as rodas unidas por bielas (Brandão, 2008).

A primeira estrada de ferro pública do mundo foi a linha Stockton-Darlington, no nordeste da Inglaterra. Dirigida por George Stephenson, foi inaugurada em 1825. A partir da década de 1830, se desenvolveu com rapidez na Grã-Bretanha e na Europa continental a construção de linhas férreas ligando várias cidades. As ferrovias inglesas foram construídas por empresas privadas, com mínima intervenção do governo. Na Europa continental a construção esteve quase sempre sob o controle de governos nacionais ou estaduais, sendo por vezes totalmente realizada por eles. Os construtores da Europa e da América do Norte adotaram, em geral, a bitola (distância entre os trilhos) de 1.435 m usada por George Stephenson (Brandão, 2008).

A construção de vias férreas se expandiu com tal ritmo nos anos de 1840 que ao chegar ao final da década haviam sido construídos 10.715 km de linhas na Grã-Bretanha, 6.080 km nos estados da Alemanha e 3.174 km na França. Na Espanha, a primeira estrada de ferro foi inaugurada em 1848, Barcelona-Mataró. Em 1914, já existia praticamente toda a rede ferroviária da Europa atual (Brandão, 2008).

A partir da II Guerra Mundial, a construção de novas linhas férreas nos países centrais foi basicamente de linhas metropolitanas e suburbanas. No entanto, nos países periféricos a ampliação da rede ferroviária tradicional continuou ao longo do século XX. Nessa mesma época inovações tecnológicas, como a utilização de potentes motores de combustão interna movidos a diesel, melhoravam a rapidez e eficácia do sistema férreo. Após a guerra um novo passo tecnológico foi alcançado, a eletrificação. Portanto os países europeus que restauravam as linhas ferroviárias danificadas aproveitaram a ocasião para eletrificá-las (Brandão, 2008).

Em 1960, os japoneses inovaram com a construção do trem bala que logo se tornou uma referência de eficiência no sistema ferroviário. Desde então, os franceses aperfeiçoaram seu trem de alta velocidade e disseminaram essa tecnologia para o continente europeu. A União Européia pretende conectar estas novas linhas nacionais para poder oferecer viagens internacionais em trens de alta velocidade sem interrupções (Brandão, 2008).

2.1.1 A malha ferroviária no Brasil

As atividades de transporte ferroviário de carga no Brasil podem ser divididas historicamente em três principais fases (Brandão, 2008):

A primeira fase foi a da instalação das primeiras ferrovias em território nacional, ocorrida em meados do século XIX. Esta fase foi caracterizada por um alto grau de investimento de empresas internacionais. Nesta mesma fase ocorreu a instalação da malha ferroviária paulista, esta financiada pelos cafeicultores deste estado.

A segunda fase histórica pode ser entendida como a fase da nacionalização gradual das ferrovias brasileiras, processo que iniciou-se no século passado e que teve como marcos a constituição da Rede Ferroviária Federal S.A. (RFFSA) e a criação da Ferrovia Paulista S.A. (FEPASA).

Por fim, a terceira fase é aquela em que, através de processo de arrendamento por 30 anos, a malha e a operação ferroviária passa para as mãos dos investidores privados.

2.1.2 O sistema ferroviário brasileiro atual

As principais ferrovias nacionais totalizam 29.706 quilômetros, concentrando-se nas regiões Sul, Sudeste e Nordeste brasileiras, presentes inclusive em partes do Centro-Oeste e do Norte do país, com predominância da operação ferroviária no transporte de cargas (Agência Nacional de Transporte Terrestre, 2009).

O sistema ferroviário nacional é o maior da América Latina, em termos de carga transportada, atingindo 162,2 bilhões de tku (tonelada quilômetro útil), em 2001.

As principais ferrovias que compõem o sistema ferroviário brasileiro podem ser verificadas na Figura 2.1, porém, estas ferrovias estão divididas em malhas regionais e cada malha regional possui uma empresa concessionária.

Segundo o GEIPOT - 2001 (Grupo Executivo de Integração da Política de Transportes), o modal rodoviário participou na matriz de transporte de carga do Brasil com o percentual de 60,49% contra apenas 20,86% do ferroviário, considerando o total da carga transportada no país (Setor ferroviário brasileiro, 2009).

A Rede Ferroviária Nacional foi incluída através do decreto nº 473/92 no Programa Nacional de Desestatização, propiciando desta forma, o início da transferência de suas malhas para a iniciativa privada.

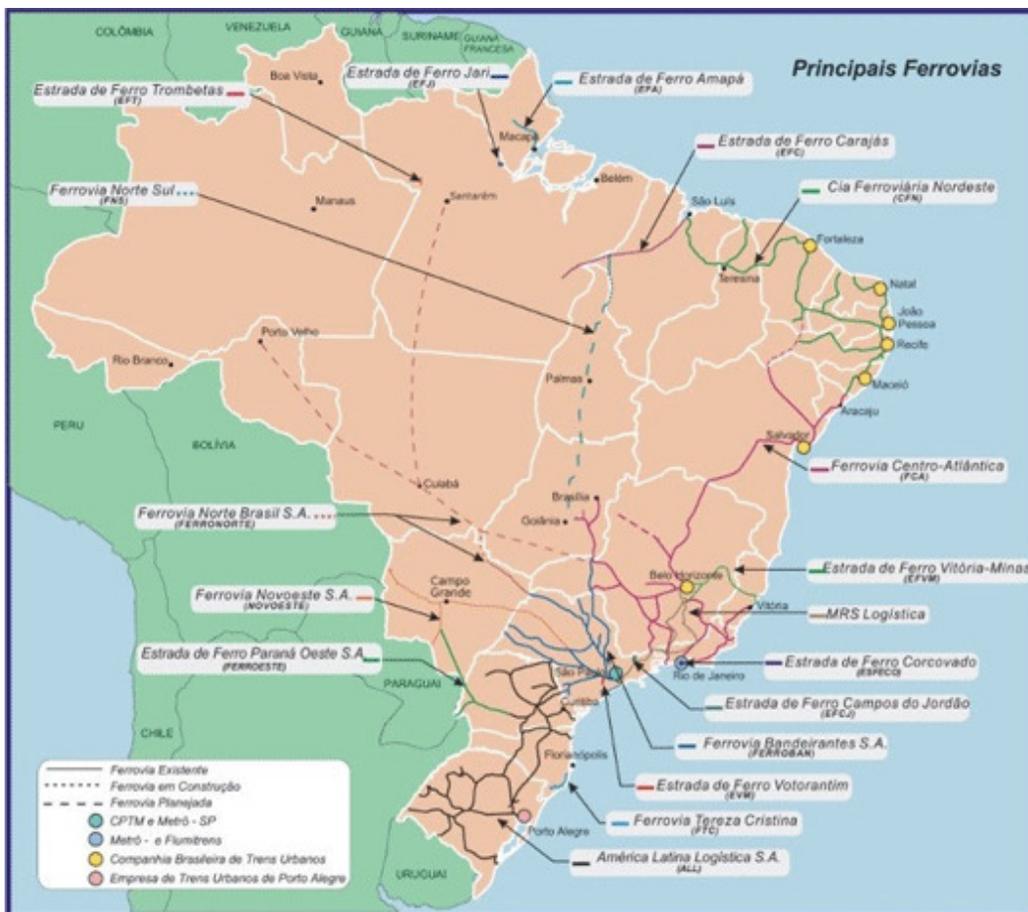


Figura 2.1: Sistema Ferroviário Nacional (Agência Nacional de Transporte Terrestre, 2009).

A capacidade operacional das ferrovias, no período de 1997 a 2006, aumentou 62% e a participação da malha no total da matriz de transporte do país cresceu de 20% para 26%, além disso, foram criados 14 mil postos de trabalho (Setor ferroviário brasileiro, 2009).

As concessionárias investiram e alavancaram a produção ferroviária. De acordo com a Confederação Nacional do Transporte – CNT, o transporte sobre trilhos no Brasil representa aproximadamente 19,46 % da matriz de cargas e 1,37% da matriz de passageiros, incluindo transporte metro e ferroviário (Setor ferroviário brasileiro, 2009).

Apesar de ter um custo fixo de implantação e manutenção elevado, o modal ferroviário apresenta grande eficiência energética e viabiliza a movimentação de grandes volumes de cargas de baixo valor agregado, a altas velocidades, e a grandes distâncias, além de maior segurança, em

relação ao modal rodoviário, com menor índice de acidentes e menor incidência de furtos e roubos. Estas características fazem com que, em geral, as ferrovias tenham uma significativa participação na matriz de transportes dos países com grandes extensões territoriais, no qual os produtos básicos, tais como minério de ferro, produtos agrícolas e carvão, têm forte participação no total das cargas movimentadas. A densidade da malha existente também contribui significativamente para aumentar a participação das ferrovias na matriz de transportes de um determinado país (Setor ferroviário brasileiro, 2009).

São cargas típicas do modal ferroviário:

- Produtos Siderúrgicos;
- Grãos;
- Minério de Ferro;
- Cimento e Cal;
- Adubos e Fertilizantes;
- Derivados de Petróleo;
- Calcário;
- Carvão Mineral e Clinquer;
- Contêineres.

Os investimentos em material rodante, trilhos e componentes de sistemas de controle de tráfego feitos pelas concessionárias têm mantido crescimento constante, conforme mostrado na Figura 2.2.

Trilhos e locomotivas são adquiridos no exterior. As encomendas de vagões levaram a indústria nacional a aumentar fortemente seu índice de ocupação. A capacidade instalada de produção é da ordem de 7.500 unidades/ano, podendo ser facilmente ampliada.

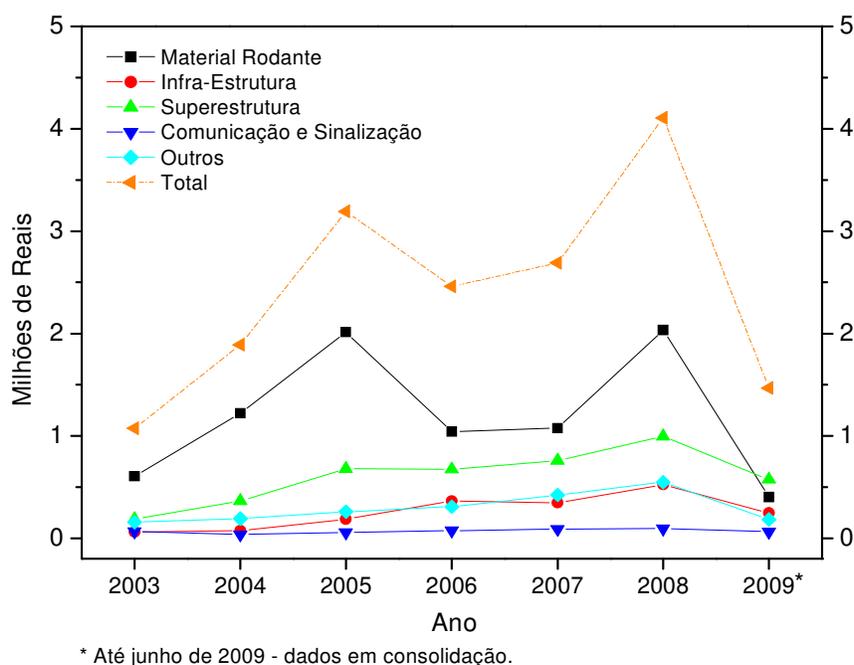


Figura 2.2: Principais investimentos das concessionárias (Agência Nacional de Transporte Terrestre, 2009). Valores em milhões de reais.

2.1.3 Produção de rodas ferroviárias no Brasil

As rodas ferroviárias são fabricadas no Brasil por duas empresas (Tabela 2.1).

Tabela 2.1: Produção de rodas ferroviárias no Brasil.

Empresa	Tipo de roda	Tipo de aço (%C)	Produção anual de rodas (unid.)
MWL Brasil	Forjada	0,47 - 0,77	60.000
Amstead Maxion	Fundida	0,47 - 0,77	96.000

As rodas ferroviárias são feitas com aços de teor de carbono entre 0,47 e 0,77 %C, silício entre 0,6 a 0,9 % e manganês entre 0,15 e 1,00 %, além de adição minoritária de alguns outros elementos como cromo, cobre e níquel.

Por outro lado, as ferrovias estão solicitando às empresas produtoras de rodas, um material com maior dureza e temperabilidade, sem alteração no teor de carbono, o que levou ao desenvolvimento deste trabalho.

2.2 Rodas ferroviárias

As rodas ferroviárias são fabricadas com aço, podendo haver variação no teor de carbono para cada aplicação. A Figura 2.3 mostra as partes de uma roda ferroviária.

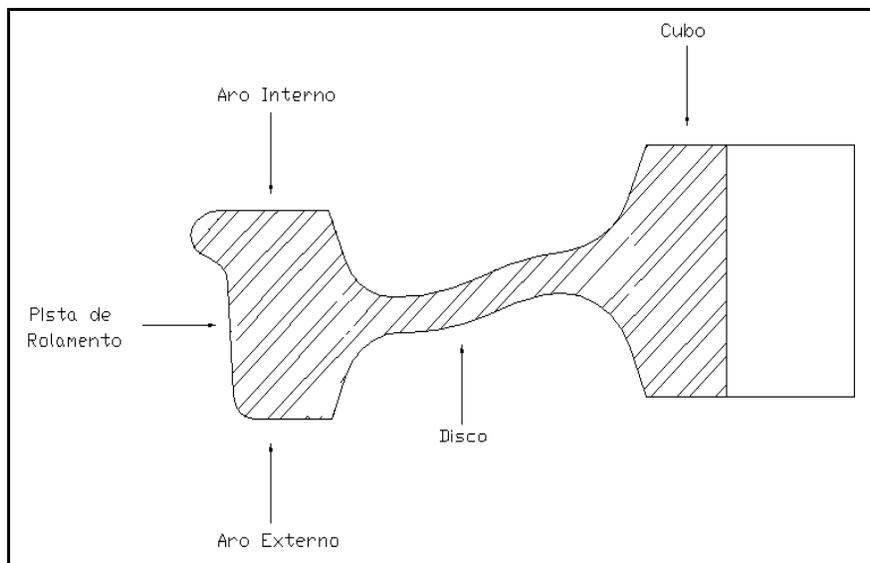


Figura 2.3: Partes da roda ferroviária.

Existem três normas que são aplicadas na fabricação das rodas:

- AAR (Association of American Railroads)
- UIC (Union Internationale des Chemins de Fer)
- EN (European Standard)

- AAR (Association of American Railroads)

As rodas são divididas em 4 classes de acordo com sua aplicação:

Classe L: Altas velocidades e condições severas de frenagem.

Classe A: Altas velocidades com condições severas de frenagem com cargas moderadas

Classe B: Altas velocidades com condições severas de frenagem e altas cargas.

Classe C: Baixas velocidades, condições leves de frenagem e altas cargas.

As classes L, A e B, são usadas para transporte de passageiros e as classes B e C são usadas normalmente para vagões de carga e locomotivas A Tabela 2.2 mostra a classificação das classes das rodas de acordo com o teor de carbono e dureza:

Tabela 2.2: Classes de rodas ferroviárias em função da aplicação(AAR, 2004).

CLASSE	CARBONO (% em massa)	DUREZA (Brinell)
L	0,47 máx.	197 – 277
A	0,47 – 0,57	255 – 321
B	0,57 – 0,67	302 – 341
C	0,67 – 0,77	321 – 363

No Brasil, somente são fabricados rodas das classes A, B e C, sendo usados nos seguintes transportes:

Classe A : Metrô de Nova York

Classe B : MRS

Classe C : CVRD e metrô de São Paulo

O metrô de Nova York utiliza a classe A porque o freio é aplicado na pista da roda. Não utiliza o material classe C porque esse sistema de freio gera fagida térmica. O metrô de São Paulo utiliza classe C, pois o freio é aplicado no aro da roda.

Esta norma prevê apenas medição de dureza a 25 mm da pista de rolamento da roda, conforme Figura 2.4.

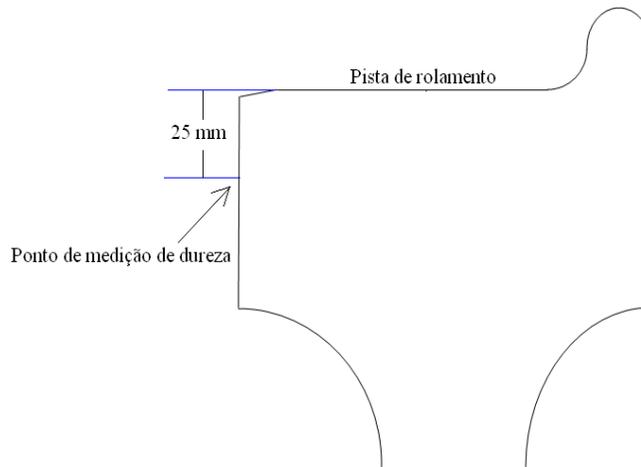


Figura 2.4: Ponto de medição de dureza conforme norma AAR.

A norma AAR S-660 prevê valores de temperatura sob uma condição de uso severo da roda, através de uma aplicação de carga térmica de 38 HP numa superfície de largura de 3 3/8" por 20 minutos em todo o perímetro da pista de rolamento de uma roda nova de \varnothing 36". A simulação foi feita através do método de elementos finitos no programa COSMOS/M, conforme a norma (Figura 2.5).

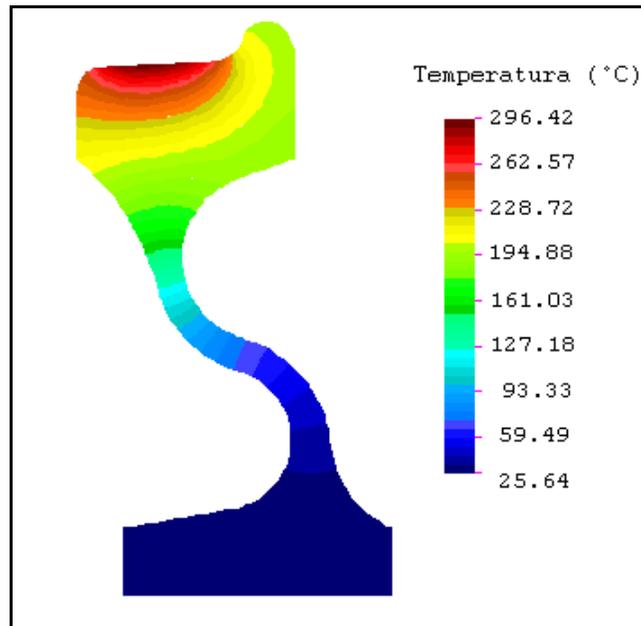


Figura 2.5: Distribuição de temperatura de uma roda sob condições severas de uso, simulada através de elementos finitos. Figura cedida pela MWL Brasil.

- UIC (Union Internationale des Chemins de Fer)

A norma UIC classifica as rodas em 7 classes (R1 a R9). Apesar de se encontrar em desuso, é ainda utilizada por algumas ferrovias na especificação de rodas. A norma EN diferencia-se pouco da norma UIC, logo a norma EN está sendo utilizado como padrão.

- EN (European Standard)

A norma EN classifica as rodas de acordo com a composição química em 4 classes (Tabela 2.3).

Tabela 2.3: Composição química dos aços conforme norma EN (Railway Applications, 2004).

Elemento	Valor Máximo (% em massa)			
	ER6	ER7	ER8	ER9
C	0,480	0,520	0,560	0,600
Si	0,400	0,400	0,400	0,400
Mn	0,750	0,800	0,800	0,800
P	0,020	0,020	0,020	0,020
S	0,015	0,015	0,015	0,015
Cr	0,300	0,300	0,300	0,300
Cu	0,300	0,300	0,300	0,300
Mo	0,080	0,080	0,080	0,080
Ni	0,300	0,300	0,300	0,300
V	0,060	0,060	0,060	0,060
Cr+Mo+Ni	0,500	0,500	0,500	0,500

Esta norma determina um valor de dureza mínimo a 35 mm da pista de rolamento da roda. Para valores de dureza da Categoria 1, são aplicadas quando o trem atinge velocidade de 200 km/h (Tabela 2.4). São também previstos ensaios de tração (Tabela 2.6) e impacto o(Tabela 2.6) no aro e disco da roda.

Tabela 2.4 - Valores mínimos de dureza no aro face externa da roda para as classes de aço conforme EN (Railway Applications, 2004).

Classe	Valor Mínimo de Dureza (Brinell)	
	Categoria 1	Categoria 2
ER6	----	225
ER7	245	235
ER8	245	245
ER9	----	255

Tabela 2.5: Valores que devem ser obtidos no ensaio de tração para as classes de aço conforme EN (Railway Applications, 2004).

Classe	Aro			Disco	
	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)	Redução LR do Aro (MPa)	AL (%)
ER6	≥ 500	780 - 900	≥ 15	≥ 100	≥ 16
ER7	≥ 520	820 - 940	≥ 14	≥ 110	≥ 16
ER8	≥ 540	860 - 980	≥ 13	≥ 120	≥ 16
ER9	≥ 580	900 - 1050	≥ 12	≥ 130	≥ 14

LE = Limite de escoamento LR = Limite de resistência AL = Alongamento

Tabela 2.6: Valores que devem ser obtidos no ensaio de impacto para as classes de aço conforme EN (Railway Applications, 2004).

Classe	+ 20 °C (J)		-20 °C (J)	
	Valor Médio	Valor Mínimo	Valor Médio	Valor Mínimo
ER6	≥ 17	≥ 12	≥ 12	≥ 8
ER7	≥ 17	≥ 12	≥ 10	≥ 7
ER8	≥ 17	≥ 12	≥ 10	≥ 5
ER9	≥ 13	≥ 9	≥ 8	≥ 5

2.2.1 Processo de fabricação das rodas

O processo de fabricação de rodas ferroviárias segue normas internacionais sendo as mais conhecidas a AAR (Association of American Railroads), UIC (Union Internationale des Chemins de Fer) e, mais recentemente, a norma europeia EN (European Standard).

Os blocos obtidos através do corte a quente são aquecidos em forno rotativo. Ao atingirem uma temperatura de 1100 °C, os blocos recebem um jateamento de alta pressão para retirada da carepa. O forjamento é realizado através de duas prensagens: a primeira somente provoca a deformação em altura dos blocos em 67 %, a segunda é realizada em outra matriz para dá a forma de uma roda. A etapa seguinte consiste na laminação através de 8 rolos da pista de rolamento da roda e, posteriormente, é feita uma prensagem para conformação do disco da roda e obtenção do furo central. Para evitar trincas térmicas, as rodas são direcionadas para fossas refratárias e mantidas por 12 horas.

Para realização do tratamento térmico, as rodas são aquecidas em torno de 840 °C, e em seguida, as mesmas são colocadas num dispositivo, que faz a roda rotacionar, e possui bicos que injetam água em toda a superfície de rolamento da roda para garantir uma têmpera homogênea e obter-se a dureza necessária. O alívio de tensões é obtido através de um revenimento numa temperatura entre 450 e 500 °C por um período de 3 horas. Posteriormente são feitas medições de dureza a 25 mm da pista de rolamento da roda, para depois de aprovada, ser feita a usinagem.

2.3 Principais mecanismos de aumento de resistência mecânica nos aços

Os mecanismos mais importantes de aumento de resistência mecânica dos aços são:

- (a) deformação
- (b) solução sólida
- (c) tamanho de grão
- (d) precipitados ou partículas de segunda fase

O conhecimento desses mecanismos e os fatores que os controlam são fundamentais para o aumento da resistência dos aços em combinação com outras propriedades, como a tenacidade e a ductilidade (Pickering, 1978).

2.3.1 Aumento de resistência por deformação

O aumento de resistência por deformação se dá pelo aumento de densidade de discordâncias. O limite de escoamento é diretamente relacionado à densidade de discordâncias e esta aumenta à medida que a temperatura de deformação diminui. Se a temperatura de decomposição da austenita diminui através de adições de elementos de liga ou do aumento da taxa de resfriamento, aumenta-se a densidade de discordâncias, resultando no aumento do limite de escoamento. A temperatura de transformação de início de formação perlítica não pode ser muito baixa devido à formação de bainita acicular, prejudicando a tenacidade do aço (Pickering, 1978).

2.3.2 Aumento de resistência por solução sólida

A introdução de átomos solutos num metal produz uma liga de maior resistência mecânica que o metal puro. Há dois tipos de solução sólida: se os átomos soluto e solvente são similares em tamanho, os átomos vão ocupar parte da rede cristalina do solvente (Figura 2.6a), sendo chamada de solução sólida substitucional (Dieter, 1988). O endurecimento resultante por átomos solutos substitucionais, é em geral, tanto maior quanto maior for a diferença de tamanho atômico em relação ao ferro. Esse mecanismo é conseguido através de adições de manganês, silício, níquel e molibdênio (Chiaverini, 1986).

Se os átomos soluto são menores que os átomos solvente, passam a ocupar os interstícios da rede cristalina do solvente, sendo denominada solução sólida intersticial (Figura 2.6b). Os solutos intersticiais apresentam um efeito endurecedor de 10 a 100 vezes maior que os substitucionais (Coutinho, 1992), como mostrado na Figura 2.7. Os principais elementos que formam as soluções sólidas intersticiais são: carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro.

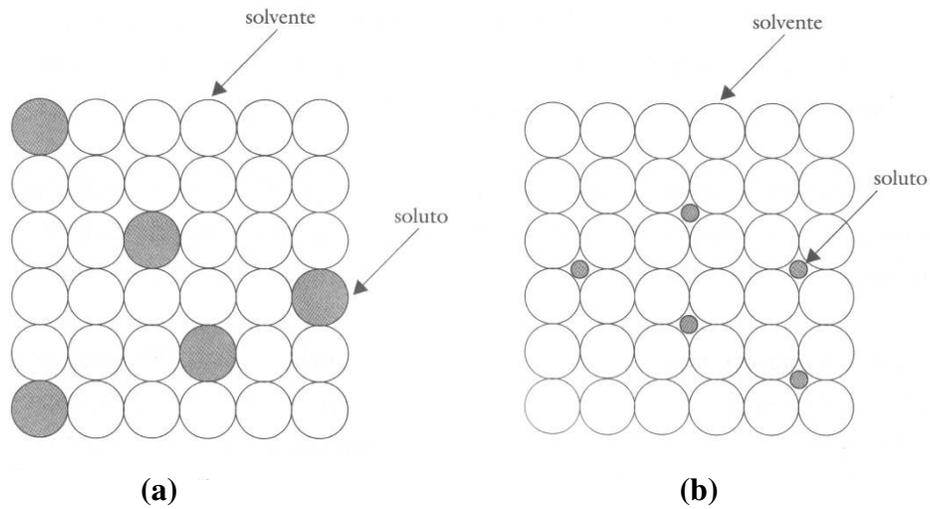


Figura 2.6: (a) Solução sólida substitucional ; (b) Solução sólida intersticial (Santos, 2006).

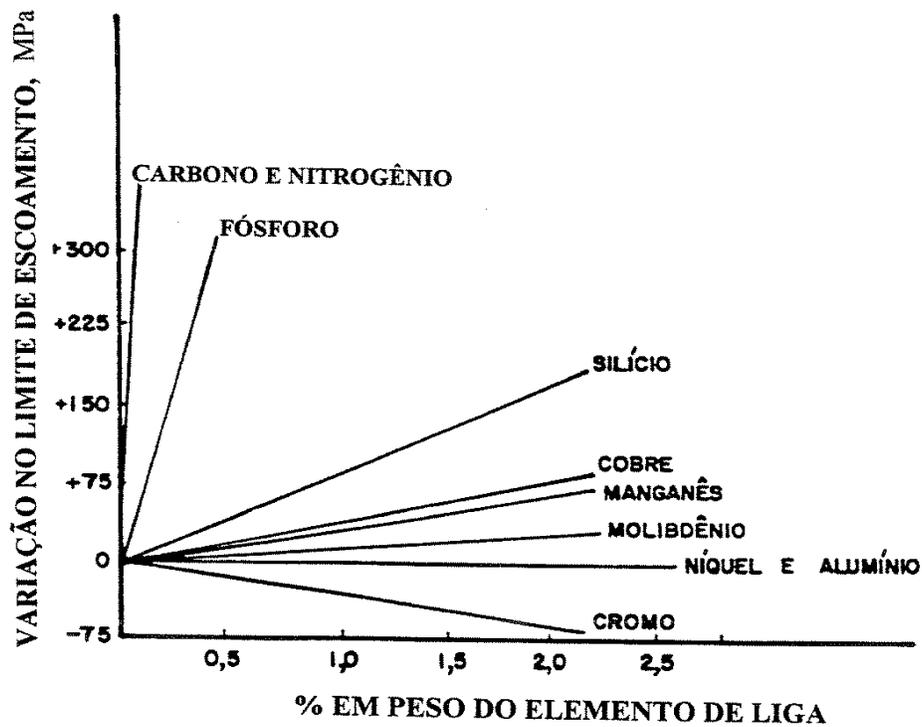


Figura 2.7: Efeito do endurecimento por solução sólida , causado pela adição de elementos de liga em aços-carbono (Coutinho, 1992).

2.3.3 Tamanho de grão

O refino microestrutural representa uma oportunidade pela qual o material pode aumentar sua resistência mecânica e tenacidade. O aço com grãos pequenos possui maiores valores de tenacidade e resistência mecânica do que o aço com os grãos grosseiros, sem prejuízo para a soldabilidade, como ilustra a Figura 2.8 (Hertzberg,1989).

A equação de Hall-Petch relaciona o tamanho de grão com o limite de escoamento para uma variedade de aços e ferros fundidos:

$$LE = \sigma_0 + k_y D_\gamma^{-1/2} \quad (2.1)$$

Onde:

- σ_0 é a tensão de atrito opondo-se ao movimento de discordâncias nos grãos;
- D_γ é o diâmetro de grão
- k_y é uma constante

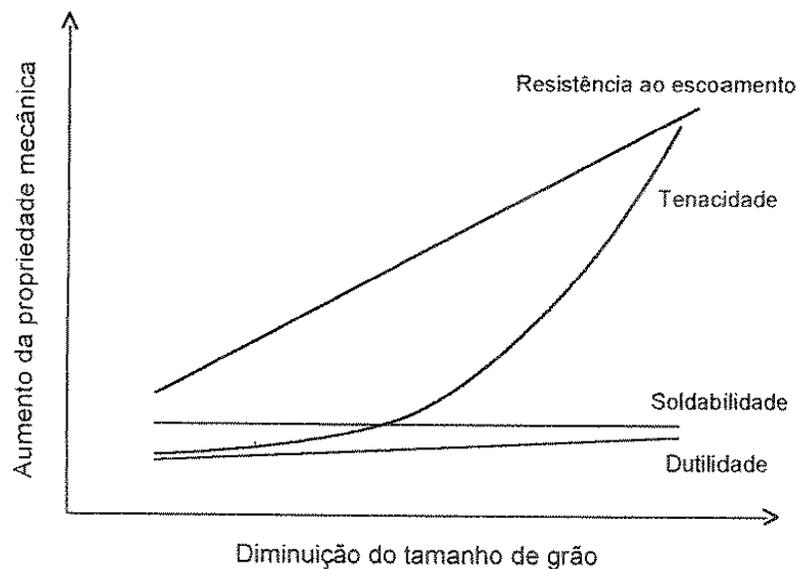
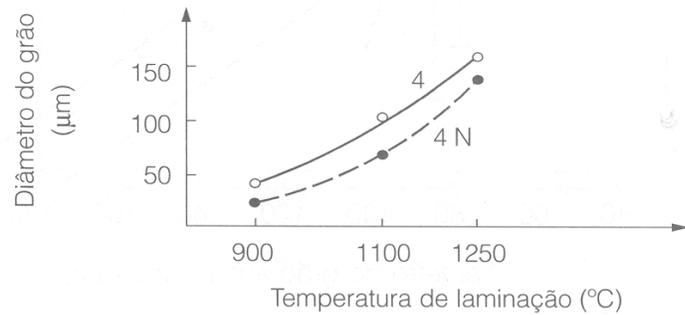
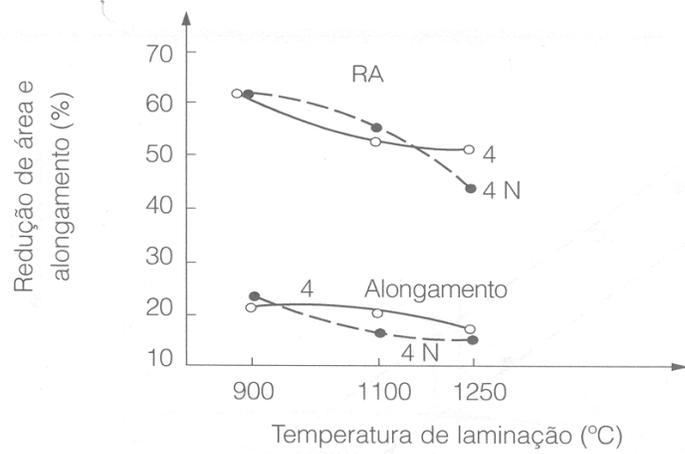
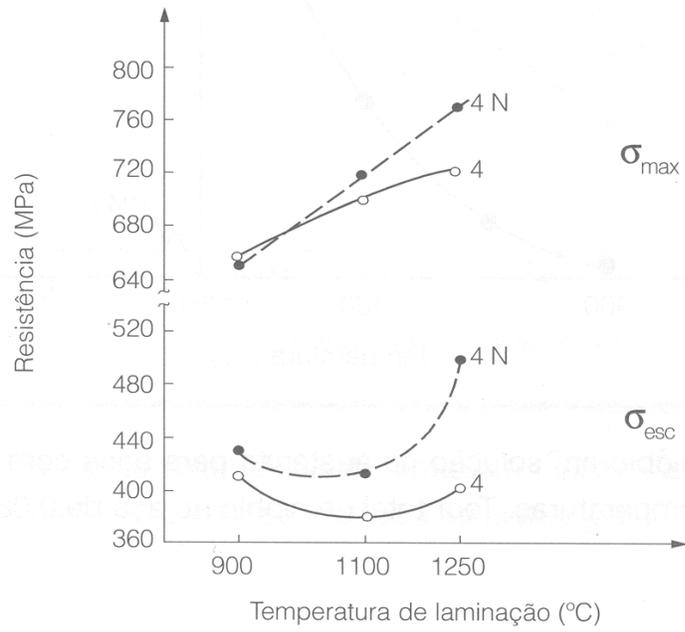


Figura 2.8: Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas (Hertzberg,1989).

O aumento da resistência à deformação plástica pelo refino de grão pode ser explicado pelo conceito de que o contorno de grão atua como uma barreira para o movimento das discordâncias, ou de que o tamanho de grão influencia a densidade de discordâncias do material, que por sua vez altera a resistência ao escoamento. Como o tamanho de grão pode ser considerado uma função inversa da densidade de discordâncias e a densidade de discordâncias uma função direta do limite de escoamento, menores tamanhos de grão resultam em uma maior densidade de discordâncias, passando a ter um maior limite ao escoamento (Dieter, 1981).

Mei (1989) mostrou que para um processo de laminação em dois passes, com redução de 34%, em aços de médio carbono (0,4%C), a adição de 0,03% Nb reduziu o tamanho de grão austenítico e elevou os limites de resistência e de escoamento, sem alteração significativa da ductilidade (Figura 2.9). Esses efeitos foram mais pronunciados à medida que foi elevada a temperatura de laminação, pois produziu uma maior fração de nióbio dissolvido na austenita (Figura 2.10). A adição de nióbio também foi responsável pela redução do espaçamento interlamelar da perlita (Figura 2.11a), com um maior efeito usando a temperatura de laminação de 1250 °C. Isso ocorreu devido ao nióbio atrasar a temperatura de início de formação da perlita, resultando na formação de perlita mais fina, elevando a sua dureza (Figura 2.11b).

O nióbio é adicionado até 0,05% no aço para promover o refino do grão, através do controle de crescimento do grão austenítico e também contribui para o endurecimento por precipitação (Kestenbach, Campos e Morales 2006; Vegan et al., 2006).



4 – aço sem nióbio 4 N – aço com nióbio

Figura 2.9: Efeito da adição de 0,03% Nb nas propriedades mecânicas e no tamanho do grão austenítico de aço 0,4 %C com e sem adição de nióbio (Mei, 1989).

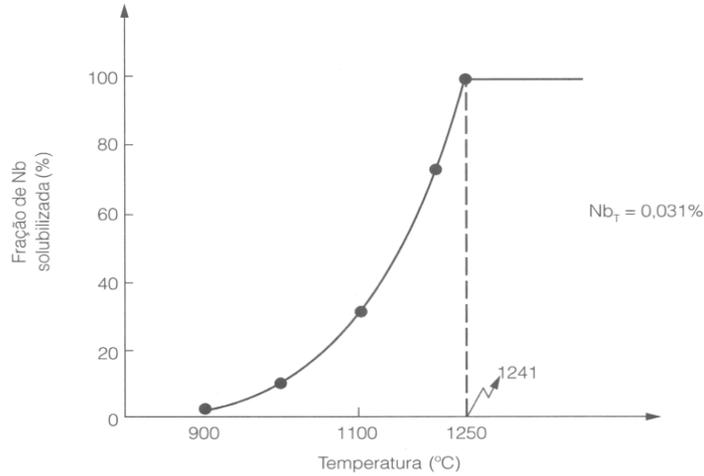


Figura 2.10: Fração de nióbio em solução austenita para aços com 0,4 %C com 0,03 % Nb aquecidos em diferentes temperaturas (Mei, 1989).

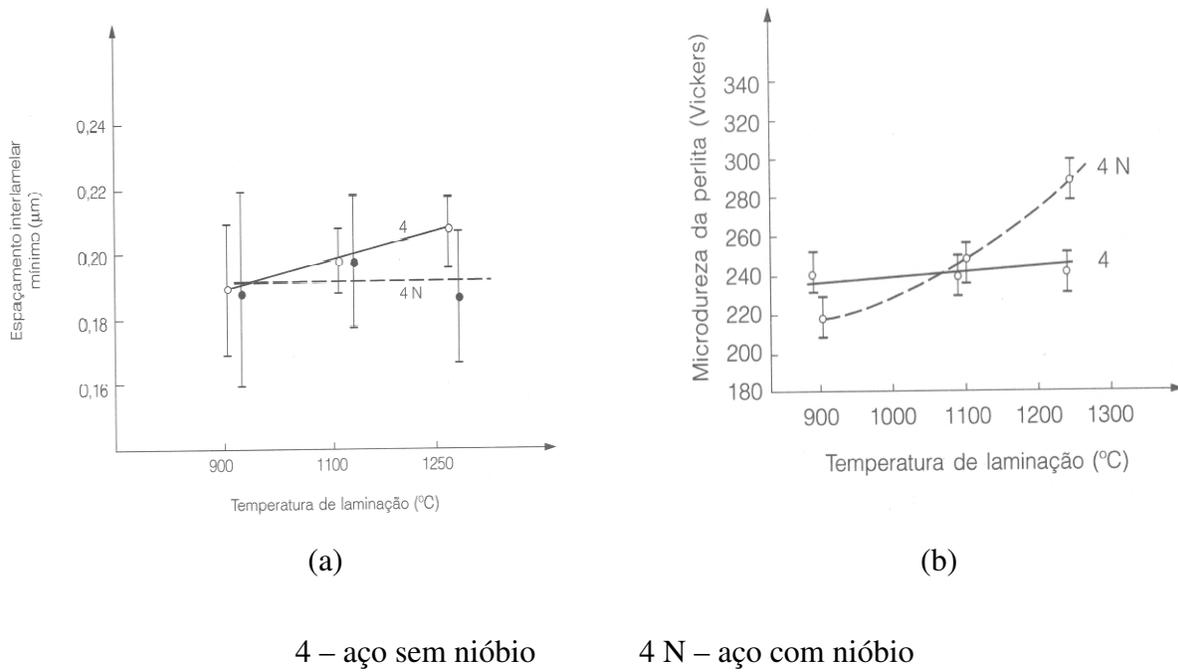


Figura 2.11: (a) Espaço interlamelar mínimo; (b) Microdureza da perlita para aços com 0,4% C, com e sem adição de nióbio, após laminação em diferentes temperaturas (Mei, 1989).

2.3.4 Precipitados ou partículas de segunda fase

Segundo Pickering (1978), no desenvolvimento dos aços microligados foram combinados os mecanismos de refino de grão com o endurecimento por precipitação utilizando-se nióbio, titânio e vanádio. A efetividade desses elementos depende de suas solubilidades na austenita.

Os precipitados de diversos tamanhos contribuem de forma diferenciada nos mecanismos de aumento de resistência mecânica. Para se conseguir um tamanho de grão austenítico pequeno antes da transformação austenita-perlita, partículas que precipitam durante a laminação a quente são requeridas. Estas partículas retardam a recristalização possibilitando uma maior deformação do grão. Com uma maior quantidade de pontos de nucleação devido a deformação, há a formação de grão mais refinados (Pickering, 1978; Bhadeshia e Honeycombe, 1995).

2.4 Processamento termomecânico

No processamento termomecânico, os aços são reaquecidos até as temperaturas de austenitização, deformados em sequência de passes e resfriados até a temperatura ambiente. No reaquecimento, a austenita se forma na interface cementita / ferrita e cresce consumindo toda a estrutura ferrítica-perlítica existente à temperatura ambiente (Garcia, 1981). À medida que a temperatura é aumentada, compostos presentes como precipitados são dissolvidos até que o material se torne totalmente austenítico.

Com a dissolução completa dos precipitados durante o reaquecimento, tem-se o crescimento dos grãos durante o encharque. A deformação inicia-se com o material totalmente austenítico e com grãos grosseiros. As deformações aplicadas mudam a forma do material e alteram continuamente a microestrutura do material. Há duas maneiras para a deformação da austenita: tratamento termomecânico convencional e o controlado (Tanaka, 1995). O tratamento convencional consiste em impor sequências de passes de deformação visando apenas o controle das mudanças de forma, já o tratamento controlado visa o controle da evolução microestrutural (Figura 2.12).

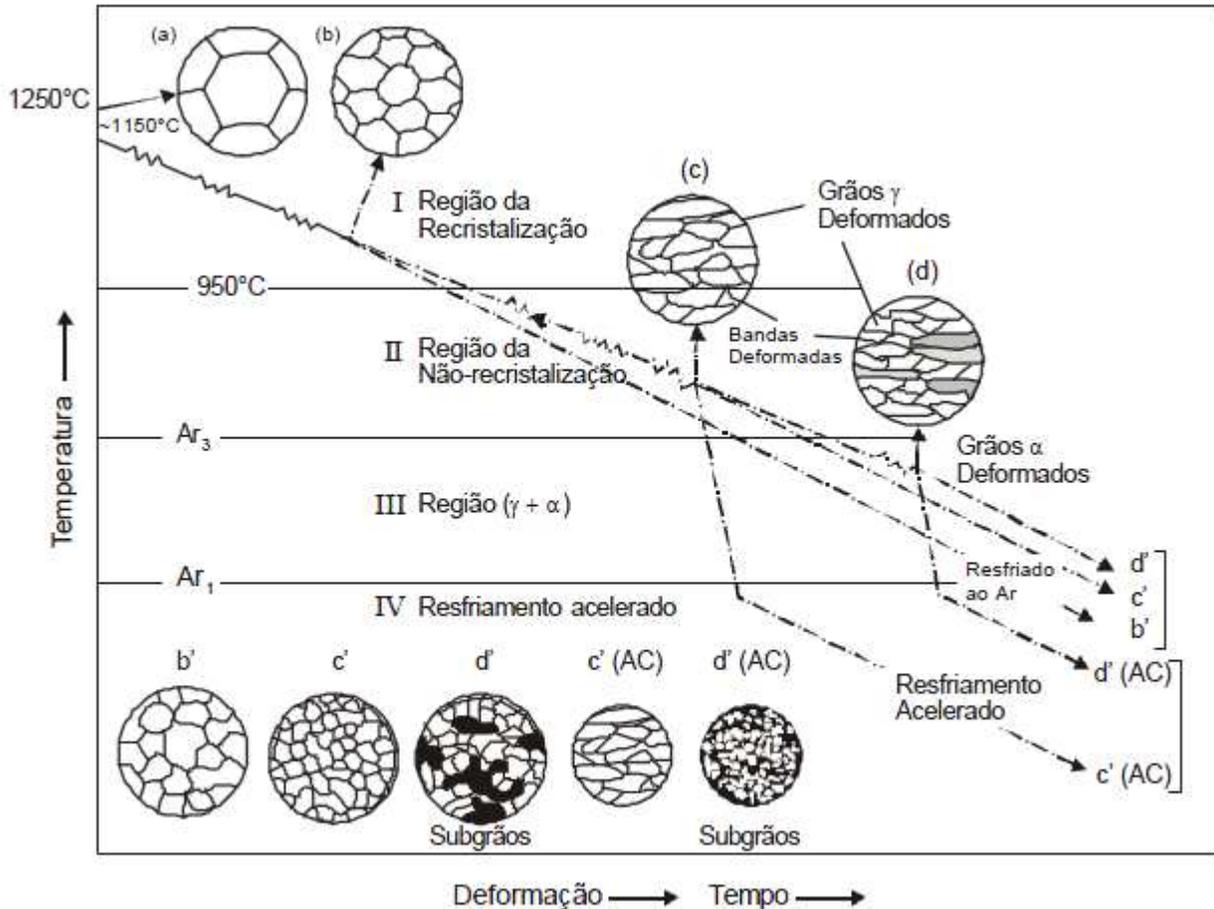


Figura 2.12: Ilustração esquemática das etapas do processamento termomecânico e das mudanças microestruturais (Tanaka, 1995).

2.4.4 Solubilização

Durante o processo de reaquecimento de um aço microligado, os elementos microligantes estão presentes inicialmente na forma de carbonetos, nitretos ou carbonitretos. À medida que a temperatura é aumentada, esses precipitados dissolvem-se gradualmente, podendo esta dissolução ser parcial ou completa. Enquanto presentes, esse compostos inibem o crescimento dos grãos austeníticos (Martin e Doherty, 1976).

Nas Figuras 2.13 e 2.14 pode-se observar que o produto de solubilidade aumenta com o aumento da temperatura, isto significa que quanto maior a temperatura maior a quantidade de elemento microligante dissolvido.

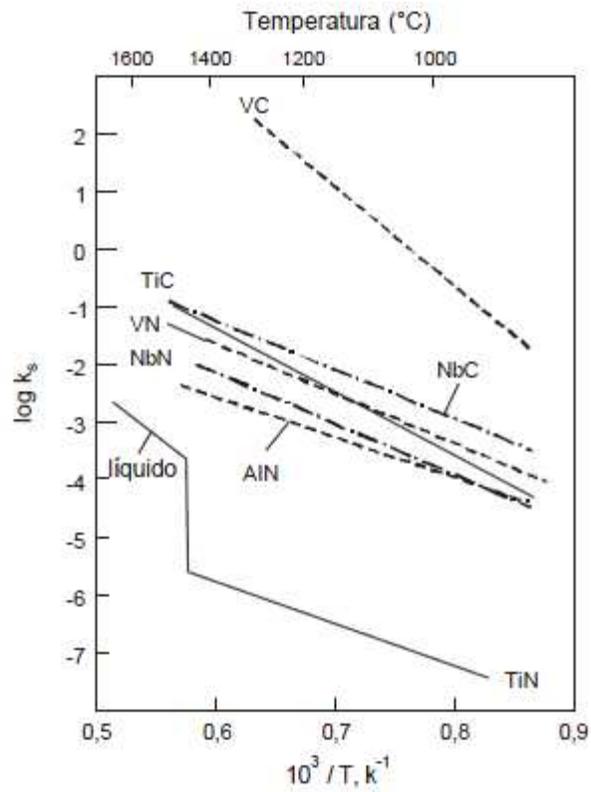


Figura 2.13: Solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita (Musschenborn et al., 1995).

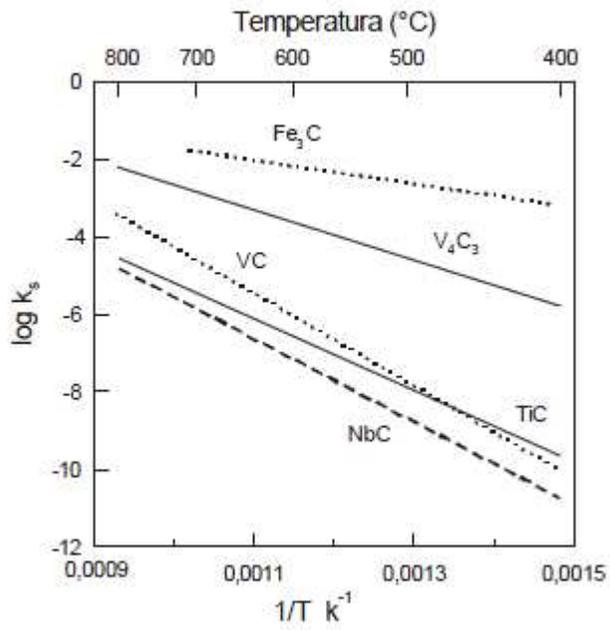


Figura 2.14: Solubilidade de carbonetos na ferrita (Musschenborn et al., 1995).

Essa temperatura, limite de solubilidade, pode ser determinada termodinamicamente, e varia em função do teor de carbono e do metal presentes no aço, segundo a equação 2.1:

$$\log[Y]^a \cdot [X]^b = \frac{-c}{T} + d \quad (2.2)$$

Onde:

[Y] – concentração do metal no aço (% em peso)

[X] – concentração do carbono no aço (% em peso)

a,b,c,d – constantes para cada tipo de composto

T – Temperatura em graus Kelvin

A solubilidade dos carbonetos de nióbio na austenita (Equação 2.3) e ferrita (Equação 2.4) é dada por:

$$\gamma \rightarrow \log[Nb].[C]^{0,87} = \frac{-7520}{T} + 3,11 \quad (2.3)$$

$$\alpha \rightarrow \log[Nb].[C] = \frac{-10150}{T} + 3,79 \quad (2.4)$$

2.5 Efeitos do Molibdênio

O teor de molibdênio em pequena proporção exerce um efeito pronunciado na temperabilidade quando este é dissolvido na austenita (Figura 2.15).

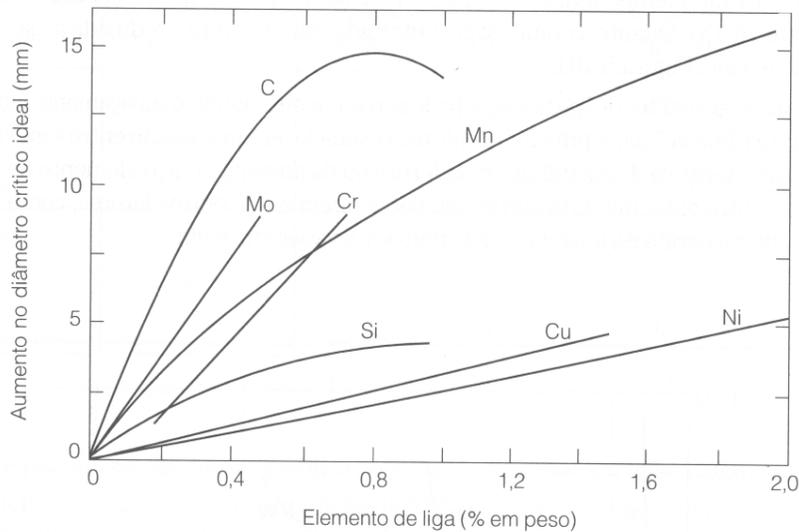


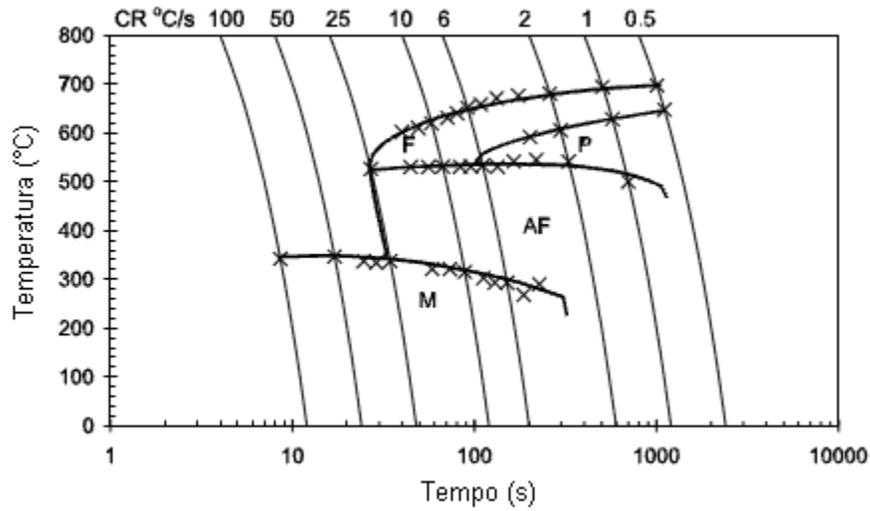
Figura 2.15: Efeito dos elementos de liga no aumento da temperabilidade dos aços (Silva e Mei, 2006).

García de Andrés et al. (2001) estudou a influência do molibdênio na microestrutura de aço forjado de médio carbono (Tabela 2.7), sob várias condições de resfriamento contínuo.

Tabela 2.7: Composição química (% em massa) dos aços com e sem molibdênio (García de Andrés et al., 2001)

	C	Mn	P	S	Si	V	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	N
Aço A	0,37	1,45	0,01	0,043	0,56	0,11	0,04	0,025	0,14	0,024	0,015	0,0162
Aço B	0,38	1,44	0,01	0,041	0,52	0,10	0,07	0,16	0,07	0,026	0,016	0,0122

Amostras cilíndricas de diâmetro 2 mm e comprimento de 12 mm dos aços A e B foram austenitizadas por 60 segundos a 1200 °C e por 180 segundos a 1125 °C, respectivamente. Em seguida foram obtidas curvas CCT por dilatométrica, usando taxas de resfriamento de 100 a 0,05 °C.s⁻¹. A Figura 2.16 mostra que a transformação austenita - ferrita acicular no aço sem molibdênio ocorre de 25 a 1 °C/s. Para o aço com molibdênio a transformação ocorre de 30 a 0,5 °C/s, ou seja, a região de transformação foi expandida para taxas de resfriamento menores e temperaturas de início de formação de ferrita acicular foram ligeiramente maiores (Figura 2.17). Percebeu-se que a adição do molibdênio no aço favoreceu a formação de ferrita acicular.



M = Martensita F = Ferrita AF = Ferrita acicular P = Perlita

Figura 2.16: Aço sem adição de molibdênio (García de Andrés et al., 2001).

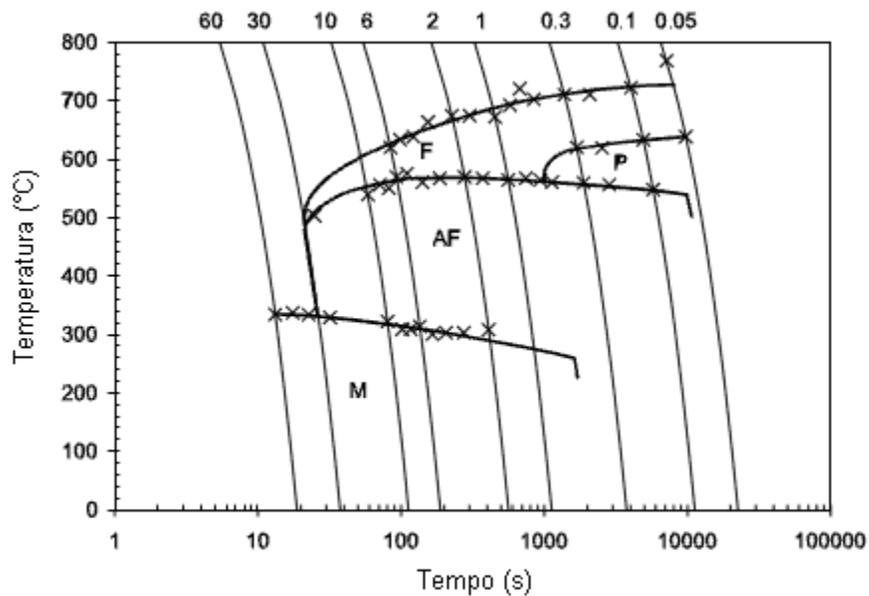


Figura 2.17: Aço com adição molibdênio (García de Andrés et al., 2001).

Rasouli et al. (2007) verificou que a deformação a quente por forjamento na região austenítica entre 1150 e 925 °C de um aço comercial microligado de médio carbono 30MSV6 (Tabela 2.8), seguido de resfriamento ao ar com taxa de 3 °C/s e resfriamentos com taxa de 7 e 15 °C/s produziu ferrita acicular na microestrutura final.

Tabela 2.8: Composição química do aço 30MSV6 (% em peso)(Rasouli et al., 2007).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Ti	Al	N
0,3	0,54	1,54	0,011	0,079	0,22	0,01	0,08	0,09	0,23	0,017	0,016	0,013

2.6 Alterações Microestruturais

O bandeamento se manifesta, normalmente, pela formação de “bandas” alternadas de perlita e ferrita ou de outros constituintes com variação significativa do teor de carbono após trabalho a quente. O fenômeno é particularmente curioso por ser o carbono um elemento intersticial, de rápida difusão, que se homogeniza facilmente nos tratamentos de austenitização. Tratamentos de normalização ou recozimento são incapazes de eliminar o bandeamento, já os tratamentos que envolvem resfriamento rápido do campo austenítico eliminam ou reduzem o bandeamento.

O mecanismo de formação do bandeamento está ligado à segregação dos elementos substitucionais. Quando o aço é austenitizado, a segregação dos substitucionais não é eliminada, devido à baixa difusividade destes elementos. Assim, diferentes regiões do aço (“bandas”) têm diferentes composições químicas e, conseqüentemente, diferente comportamento na transformação de decomposição da austenita, a qual se inicia nas regiões mais pobres em elementos de liga que estabilizem esta fase, ou mais ricas em elementos que estabilizem a ferrita.

Se o aço é resfriado com velocidade suficientemente lenta para permitir a difusão do carbono, este elemento é rejeitado pelas regiões que se transformam para ferrita inicialmente e se concentra nas regiões que permanecem austeníticas. É comum que essas regiões se transformem em perlita em aços estruturais de baixo carbono e médio carbono normalizados ou resfriados ao ar após a laminação a quente. Praticamente, todos os elementos substitucionais podem produzir bandeamento. Os elementos que mais segregam na solidificação têm maior potencial de produzir este efeito (Colpaert, 2008).

Chae et al. (2000) verificou uma estrutura bandeada no aço HY-100 (Tabela 2.9), laminado a quente e resfriado lentamente, formando ferrita livre, ferrita acicular, bainita e martensita. As

marcas do ensaio de dureza e a linha indicam o local onde foi realizada a análise por microsonda (Figura 2.18).

Tabela 2.9: Composição química do aço HY-100 (Chae et al., 2000) (% em massa).

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
0,16	0,26	0,008	0,009	0,22	2,62	1,32	0,25

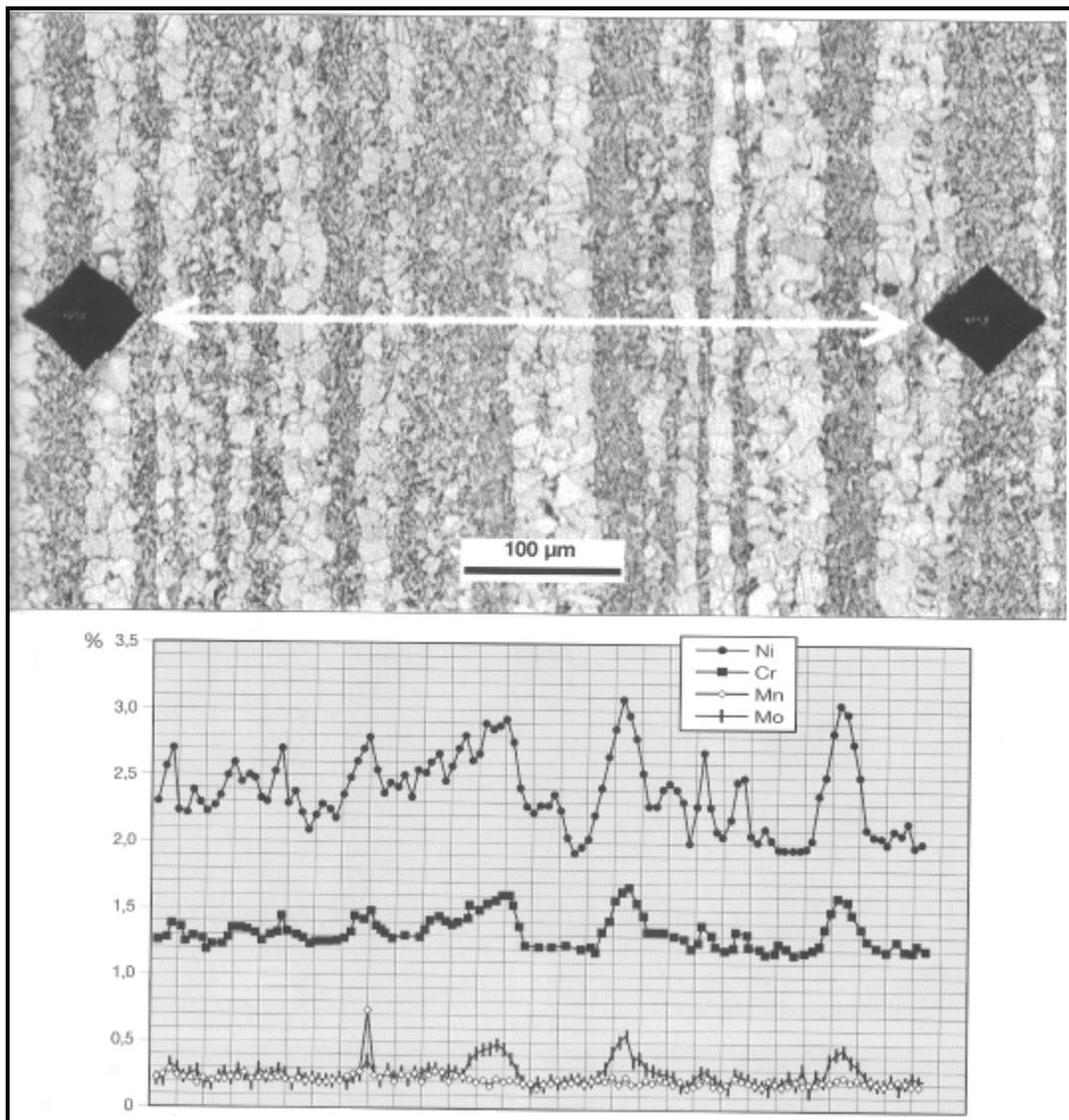


Figura 2.18: Seção Longitudinal de uma chapa de aço HY-100 resfriado lentamente. Nital 2%.

Análise por microsonda (Chae et al., 2000).

2.7 Têmpera e Revenimento

A têmpera consiste no aquecimento até a temperatura adequada para obter uma microestrutura austenítica, mantendo a amostra neste patamar de temperatura por um tempo adequado, seguido de um resfriamento em um meio que resulte em velocidade apropriada para obter a formação de martensita. Para começar se obter uma microestrutura martensítica num aço 0,45 %C é necessário alcançar taxas de resfriamento maiores que 35 °C/s (Figura 2.19). Os meios mais comuns de resfriamento estão descritos na Tabela 2.10.

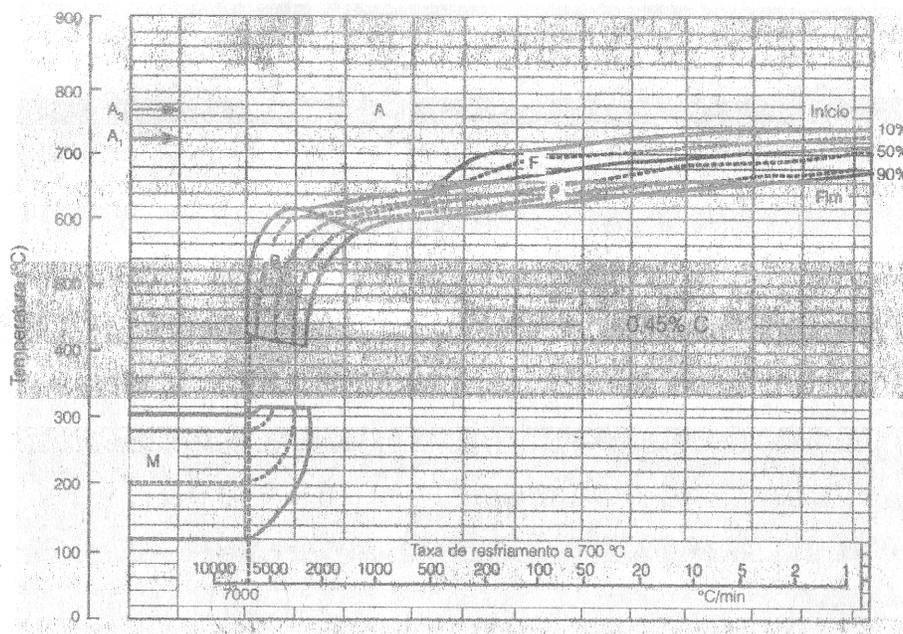


Figura 2.19: Diagrama CCT do aço 1045 (Atkins, 1980).

Tabela 2.10: Principais meios de resfriamento (Chiaverini, 2005)

Meios de Resfriamento	
Líquido	Gasoso
Água	Ar
Água contendo sal ou aditivos cáusticos	Nitrogênio
Óleo, que pode conter aditivos	Hélio
Soluções aquosas de polímeros	Argônio

A profundidade de endurecimento e a distribuição da dureza ao longo da seção de uma amostra, após a têmpera, dependem da “temperabilidade” do aço, do tamanho e da forma da peça, da temperatura de austenitização e do meio de têmpera. (ABNT, 1996).

Quando uma peça é submetida a uma têmpera, dois fatores influenciam a velocidade com a qual as diferentes posições na peça resfriam:

- A velocidade com a qual o calor é extraído, na superfície da peça, que é função do meio de têmpera selecionado.

- A transmissão de calor, por condução, dentro da peça.

Esta combinação de fatores faz com que diferentes posições em uma peça resfriem em diferentes velocidades (ABNT, 1996).

Enquanto o carbono tem um forte efeito sobre a dureza da martensita, a maior parte dos elementos de liga, como o molibdênio, adicionados ao aço retarda as transformações de decomposição da austenita (Figura 2.20), aumentando sua temperabilidade (ASM, 1977). Assim a velocidade crítica para a formação de martensita é menor em aços que contêm maior teor de elementos de liga (Colpaert, 2008).

As microestruturas martensíticas, diretamente obtidas da têmpera têm, em geral, um nível de tensões residuais excessivos e ductilidade e tenacidade muito baixas para permitir seu emprego na maior parte das aplicações. Para se atingirem valores adequados de resistência mecânica e tenacidade, é necessário após a têmpera, fazer o revenimento. Este tratamento térmico consiste no aquecimento a temperaturas inferiores à austenitização, mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para equalização da temperatura e obtenção das propriedades desejadas (Figura 2.21). A Figura 2.22 mostra o efeito do tempo de revenimento na dureza de aços de médio carbono. Nos primeiros minutos de revenimento a queda da dureza é acentuada, porém, a partir de duas horas a perda de dureza não é expressiva.

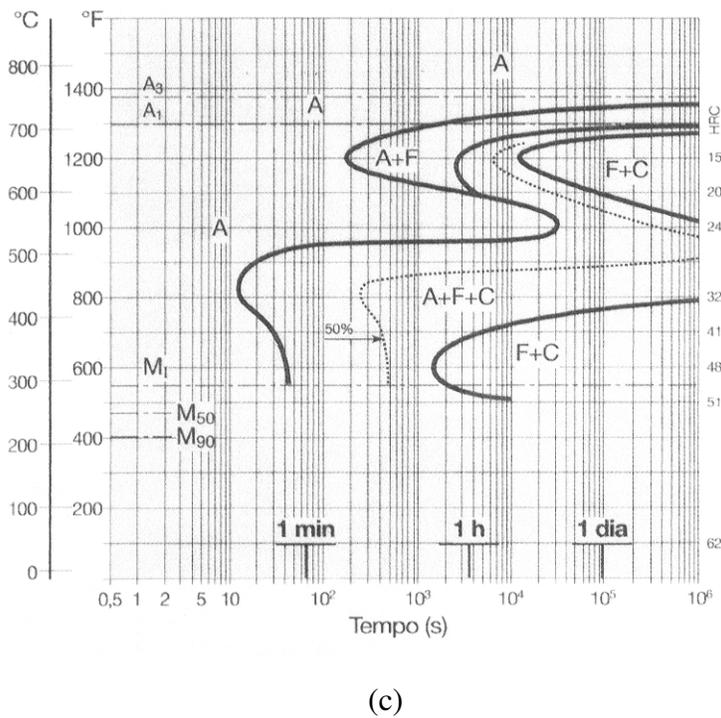
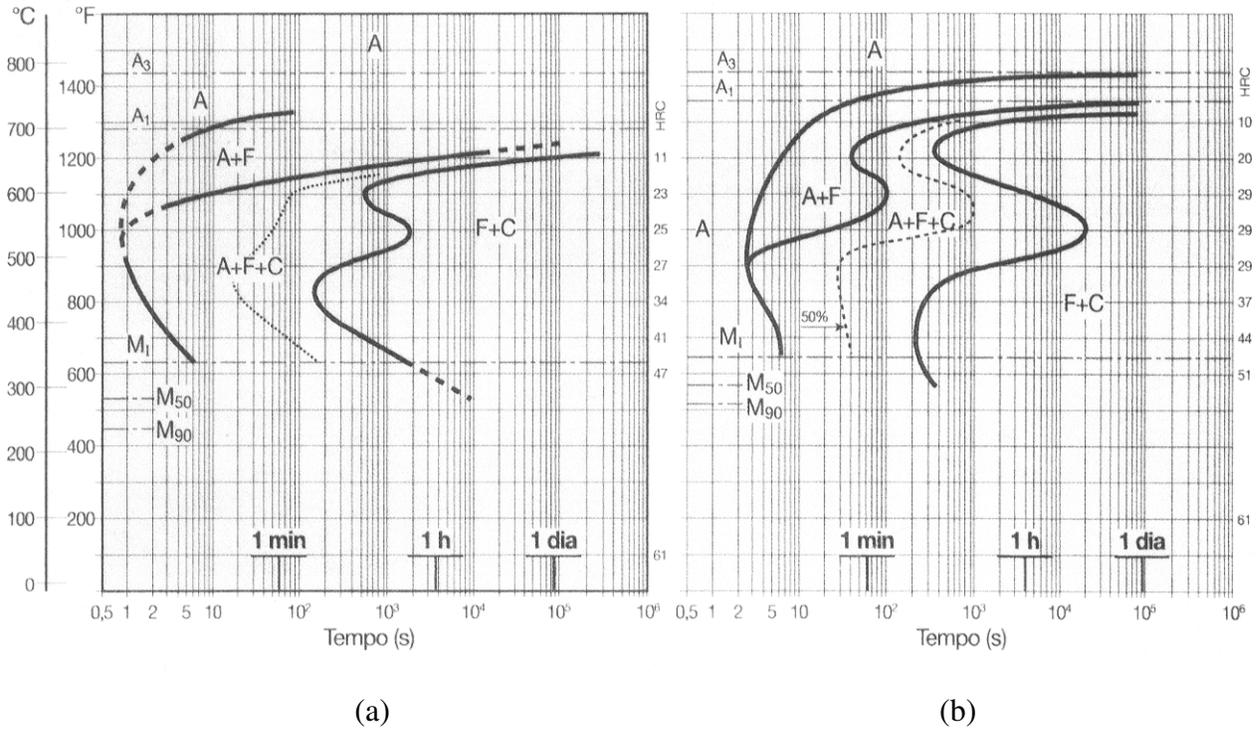


Figura 2.20: Diagramas TTT de três aços com aproximadamente (a) $C = 0,4\%$ e $Mn = 1\%$, (b) $C = 0,4\%$, $Mn = 1\%$, $Mo = 0,2\%$ e (c) $C = 0,4\%$, $Mn = 1\%$, $Mo = 0,3\%$, $Ni = 1,8\%$ (ASM, 1977).

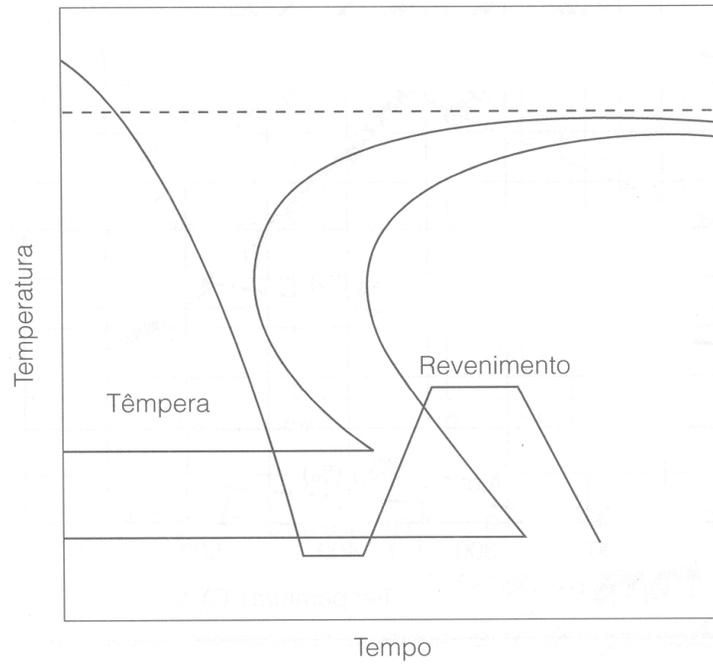


Figura 2.21: Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido (Silva e Mei, 2006)

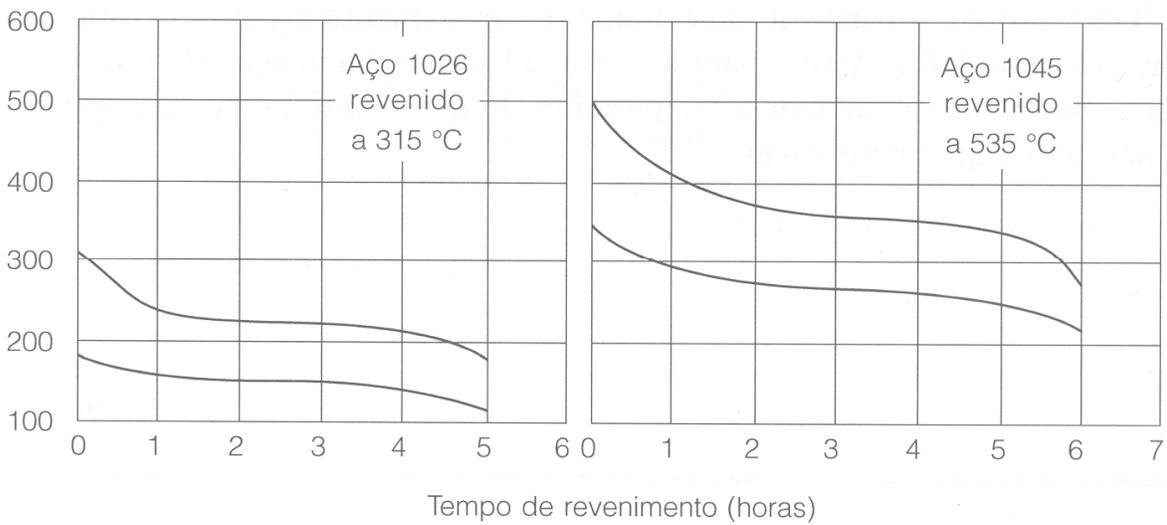


Figura 2.22: Efeito do tempo de revenimento na dureza de aços carbono (Silva e Mei, 2006).

Capítulo 3

Procedimento Experimental

3.1 Preparação dos aços experimentais

As ligas utilizadas foram produzidas pela Villares Metals num forno de indução sob vácuo. Os lingotes de secção média de 140 mm² foram conformados por forjamento para 90 mm² em temperaturas na faixa de 1180 a 1200 °C. A composição química das ligas produzidas é apresentada na Tabela 3.1. Na mesma tabela encontra-se a composição química de uma roda ferroviária Classe A, fabricada pela MWL, e que foi usada para comparação de propriedades mecânicas.

Tabela 3.1: Composição química dos aços utilizados neste trabalho (% em massa)

	C5	C5Nb	Roda MWL
C	0,521	0,487	0,500
Si	0,319	0,313	0,290
Mn	0,639	0,670	0,760
P	0,015	0,017	0,008
S	0,015	0,008	0,014
Cr	0,134	0,218	0,140
Mo	0,039	0,131	0,021
Nb	0,000	0,034	0,006
Al	0,019	0,018	0,014
Ni	0,077	0,047	0,050
Cu	0,022	0,023	0,080
V	0,002	0,003	0,002

3.2 Corpos-de-prova para os ensaios de laminação

Foram laminados corpos de prova aos pares e simultaneamente: um do aço não microligado e outro do aço microligado (C5 e C5Nb). Os dois corpos de prova foram acoplados por um pino de diâmetro 3/8" (Figura 3.1). Isso foi feito para garantir nos dois corpos de prova uma idêntica sequência de laminação, ou seja, a única variável seria a composição química dos aços. Foram feitos chanfros para facilitar a entrada entre os rolos de laminação e dois furos de 3 mm em cada corpo-de-prova para colocar os termopares.

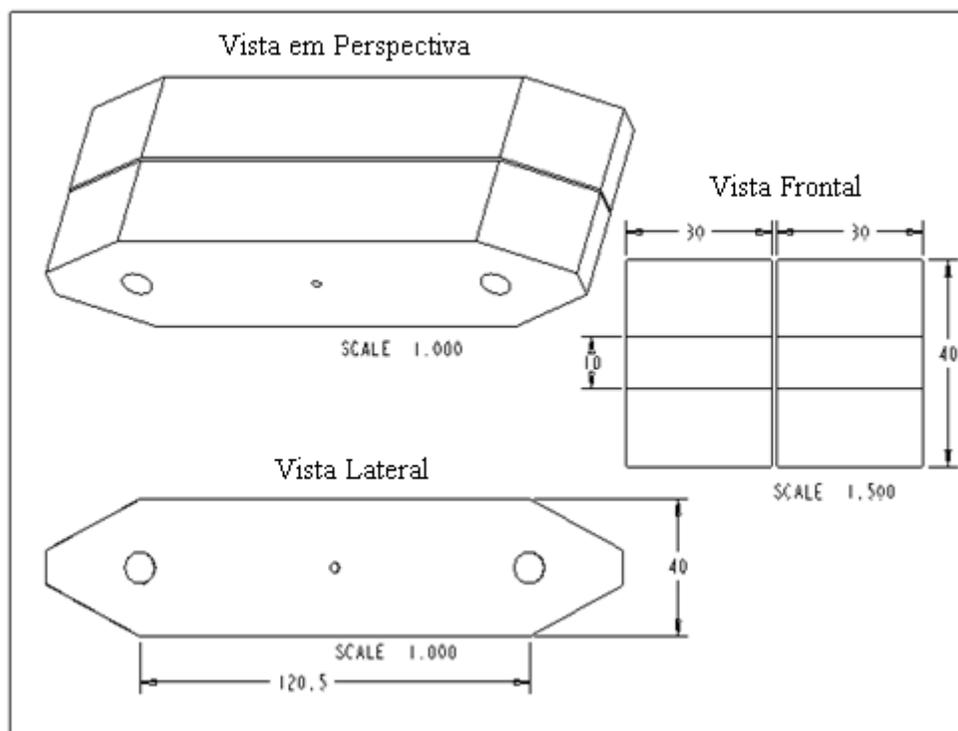


Figura 3.1: Corpo-de-prova para o ensaio de laminação (dimensões em mm).

3.3 Equipamentos utilizados nos ensaios de laminação

Utilizou-se um forno tipo mufla, com aquecimento resistivo e temperatura máxima da câmara de 1300 °C. A deformação foi aplicada através da laminação, em escala de laboratório, num laminador duo-reversível marca FENN-051 de 50 toneladas de carga máxima, 25 HP, diâmetro dos cilindros de 133 mm e velocidade máxima de 100 RPM (Figura 3.2). Utilizou-se também um registrador para monitoramento da temperatura do material durante o tratamento

termomecânico e 2 termopares do tipo K (Cromel-Alumel), sendo um para cada tipo de aço (C5 e C5Nb).



Figura 3.2: Laminador FENN-051, para os ensaios de laminação no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA – Unicamp.

3.4 Laminação

Para simular o forjamento no processo real de fabricação, os corpos de prova de laminação foram aquecidos a 1250 °C por 30 minutos, havendo uma solubilização de 98 % do nióbio (Equação 2.2), sendo então laminados em 4 passes, a partir de 1200 °C, sofrendo uma deformação total (redução em altura) de 67%, seguida de resfriamento ao ar. Na Tabela 3.2 observa-se a escala de passes da laminação.

Tabela 3.2: Parâmetros utilizados na laminação

N° do passe	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Redução no passe		Temperatura no passe (°C)
			(%)	(mm)	
1	40,0	31,5	21	8,5	1200
2	31,5	23,1	21	8,5	1179
3	23,1	16,7	16	6,4	1152
4	16,7	13,0	9	3,7	1126

3.5 Metalografia

3.5.1 Microscopia ótica

A análise metalográfica foi realizada no Laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Unicamp, nas amostras antes e após a laminação, no sentido transversal. As amostras foram lixadas de acordo com os procedimentos usuais, com a granulometria variando de 100 a 1200, em seguida, polidas com pasta de diamante de 1 μm . As microestruturas da ligas C5 e C5Nb foram reveladas e atacadas com solução de Nital 2%. Após o ataque, as amostras foram fotografadas com o microscópio ótico Neophot 32.

3.5.2 Fração volumétrica de ferrita

A fração volumétrica de ferrita foi medida através de um analisador de imagens Leica. Foram realizadas 5 medidas em cada amostra.

3.5.3 Tamanho de grão austenítico

Foram preparadas amostras cilíndricas antes e após a laminação para a realização da têmpera parcial. As amostras foram reaquecidas até uma temperatura de austenitização (900 °C) por 20 minutos, sendo parcialmente imersas em água. Em seguida foram cortadas ao meio no sentido axial, devidamente preparadas (lixadas e polidas) e imersas por 5 minutos em uma solução a 60 °C de 6g de ácido pícrico + 300ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio para revelar o

antigo contorno de grão austenítico. As micrografias foram obtidas através do microscópio ótico. As medidas do tamanho de grão foram obtidas através do método de interceptos lineares em 10 diferentes regiões, utilizando a Equação 3.1.

$$D_{\gamma} = \frac{L_T}{I.A} \quad (3.1)$$

D_{γ} = diâmetro do grão austenítico

L_T = comprimento da linha teste (60 mm)

I = n° de intersecções entra a linha teste e os contornos de grão

A = ampliação no microscópio

3.5.4 Espaçamento interlamelar da perlita (S_0)

Foram feitos os mesmos procedimentos da microscopia ótica para se revelar a microestrutura dos aços antes e após a laminação, sendo que as amostras foram observadas em um microscópio eletrônico de varredura Jeol modelo JXA-840 do DEMA – UNICAMP.

Procurava-se para cada amostra 10 regiões que apresentavam as lamelas mais finas de perlita e, através de uma medida-padrão sobre a tela do monitor do computador, contavam-se quantas lamelas de cementita eram inteceptadas em uma linha padrão de 30 mm. Calculou-se então o valor médio do que se denomina “espaçamento interlamelar mínimo”, $S_{0 \min}$.

3.6 Ensaios Mecânicos

3.6.1 Macro dureza

Os ensaios de dureza foram realizados na MWL Brasil - Rodas e Eixos Ltda, segundo a norma ASTM A370. Os ensaios foram feitos através de uma máquina de dureza Wilson – 3000 Kg, esfera de \varnothing 10 mm, escala em Brinell. Foram realizadas 5 medidas para os aços antes e após a laminação, à temperatura ambiente, sendo calculada a dureza através da Equação 3.2.

$$HB = \frac{2\rho}{D\pi.(D - \sqrt{D^2 - d_0^2})} \quad (3.2)$$

Onde:

HB = Dureza Brinell

ρ = carga em kgf

D = diâmetro da esfera (mm)

d_0 = diâmetro da impressão (mm)

3.6.2 Microdureza Ferrítica e Perlítica

Foi utilizado um microdurômetro LEITZ-WETZLAR, com tempo de aplicação de 30 segundos, carga de penetração de 100 gf para a ferrita e perlita. Foram realizadas 3 medidas na microestrutura ferrítica antes da laminação, 3 medidas na perlita para os aços antes e depois da laminação, temperados e revenidos. Todas as medidas foram realizadas à temperatura ambiente. A dureza Vickers (HV) foi calculada de acordo com a Equação 3.3.

$$HV = 1,854 \frac{f}{d^2} \quad (3.3)$$

Onde:

d = diagonal da impressão (mm)

f = força de ensaio (kgf)

3.6.3 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMA/Unicamp em uma máquina MTS à temperatura ambiente, segundo a norma ASTM-370 (ASTM, 1995), nos aços como recebidos e laminados. Os corpos de prova foram retirados no sentido de laminação. Houve somente dois ensaios de tração para cada tipo de aço antes e depois da laminação e após tratamento térmico, devido à restrição na quantidade disponível de aços. A Figura 3.3 mostra as dimensões dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios.

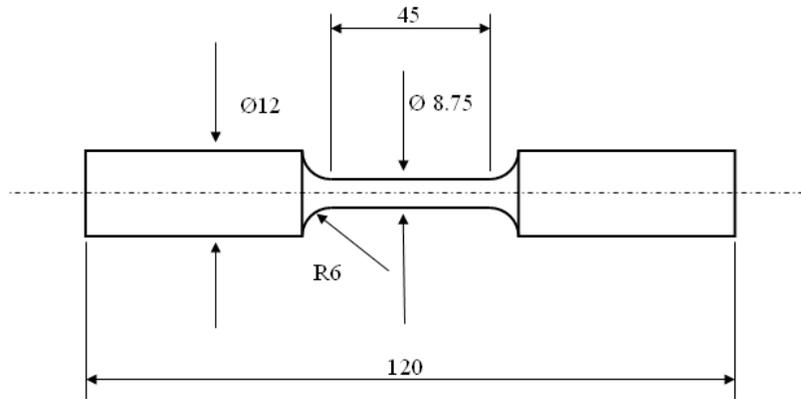


Figura 3.3 Corpo-de-prova para ensaio de tração (Medidas em mm).

3.6.4 Ensaio de Impacto

Os ensaios de impacto foram realizados na MWL Brasil - Rodas e Eixos Ltda, segundo a norma ASTM E 23-02a, utilizando um pêndulo de impacto LOS, modelo PSW, capacidade máxima para carga de 294 J. A forma e dimensões dos corpos-de-prova utilizados estão representadas na Figura 3.4. Os corpos de prova foram usinados e retirados no sentido de laminação com as características exigidas pelo ensaio de impacto Charpy U, segundo a norma utilizada. As temperaturas dos ensaios foram de -40, 25 e 300 °C para os aços depois da laminação e somente à temperatura ambiente para os aços depois da laminação e temperados e revenidos. Foram utilizadas as temperatura de -40, 25 e 300 °C para, respectivamente, simular a utilização da roda ferroviária em lugares frios, na temperatura ambiente e em condições severas de frenagem, onde a temperatura da superfície da roda pode chegar a 300 °C (AAR, 2004)

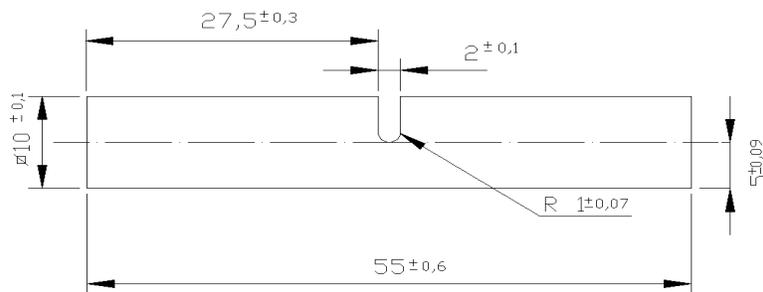


Figura 3.4: Corpo-de-prova utilizado no ensaio de impacto Charpy (medidas em mm).

3.6.5 Ensaio Jominy (subsize)

O ensaio Jominy é usado para avaliar a temperabilidade de um aço, ou seja, a capacidade de se obter martensita por tratamento térmico de têmpera. Consiste num dispositivo onde se coloca um corpo de prova cilíndrico (Figura 3.5 a 3.7), austenitizado, sobre um jato de água (Figura 3.7), até seu total resfriamento (Ashby e Jones, 2007).



Figura 3.5: Esquema do ensaio temperabilidade Jominy (Colpaert, 2008).



Figura 3.6: Dispositivo para o ensaio Jominy.



Figura 3.7: Ensaio Jominy.

Para este ensaio foram retirados no sentido de laminação 2 corpos de prova de cada aço como recebido e também 2 de cada aço laminado. Como os materiais laminados têm espessura próxima a 13 mm, os corpos de prova foram confeccionados com dimensões especiais (subsize) conforme norma ASTM A 255.

Os corpos-de-prova subsize foram aquecidos a 900 °C por 30 minutos através de um forno tipo mufla para completa austenitização.

Após o aquecimento, os corpos-de-prova foram retirados do forno e colocados num dispositivo onde receberam por 10 minutos um jato de água através um tubo de diâmetro de 6,4 mm, orifício para a saída da água: Ø 6,4 mm; distanciado do corpo-de-prova em 9,5 mm, altura livre da coluna de água: 102 mm. Após os 10 minutos de resfriamento, os corpos de prova foram mergulhados totalmente em água para um resfriamento completo. A temperatura foi monitorada através de um termômetro digital.

Como normalmente é especificado que as rodas apresentem estrutura somente com ferrita e perlita foi necessário determinar as taxas de resfriamento necessárias para se obter estas estruturas após o tratamento térmico. Para isto foi realizada uma experiência para se obter as curvas de resfriamento em 4 pontos do corpo de prova Jominy, em amostras de aços após a

laminação, através de termopares tipo K (\varnothing 1,5 mm), afim de se determinar a taxa de resfriamento em função da DER (Distância da Extremidade Resfriada). Estes pontos estavam a 3, 8, 13 e 18 mm da DER (Figura 3.8).

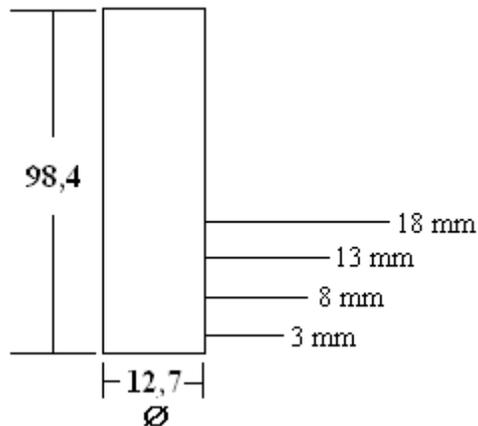


Figura 3.8: Corpo-de-prova Jominy com 4 termopares (medidas em mm).

Depois de resfriadas, fez-se longitudinalmente, uma trilha retificada nas amostras e mediram-se as durezas em Rockwell C (HRC) a partir da extremidade resfriada, ao longo de todo o seu eixo axial. As trilhas foram analisadas por microscopia ótica para se determinar a DER onde se iniciava a formação da perlita.

3.7 Tratamento Térmico

Os aços laminados foram reaquecidos a 900 °C por 20 minutos para completa austenitização, sendo em seguida imersos numa solução de água + solução aquosa de um polímero orgânico (Yushiro Quenchant HSC), mantidos agitados até que os aços atingissem a temperatura ambiente. Logo após, os aços foram revenidos a 500 °C por 45 minutos e, em seguida, resfriados ao ar.

3.8 Ensaios Mecânicos na Roda Classe A

Para uma melhor compreensão do projeto, foi necessário fazer ensaios mecânicos com o material da roda acabada e assim comparar o processo experimental com o processo real de

fabricação. Foram realizados ensaios de dureza, tração e impacto na roda Classe A (Figura 3.9) com tratamento térmico (têmpera e revenimento). Foi segundo o processo de fabricação das rodas descrito no item 2.1.2. Os corpos-de-prova para o ensaio de tração e impacto foram retirados a 15 mm da pista da roda (Figura 3.10) e a dureza foi medida a 25 mm da pista da roda. A composição química das rodas utilizadas para os ensaios é apresentada na Tabela 3.1.

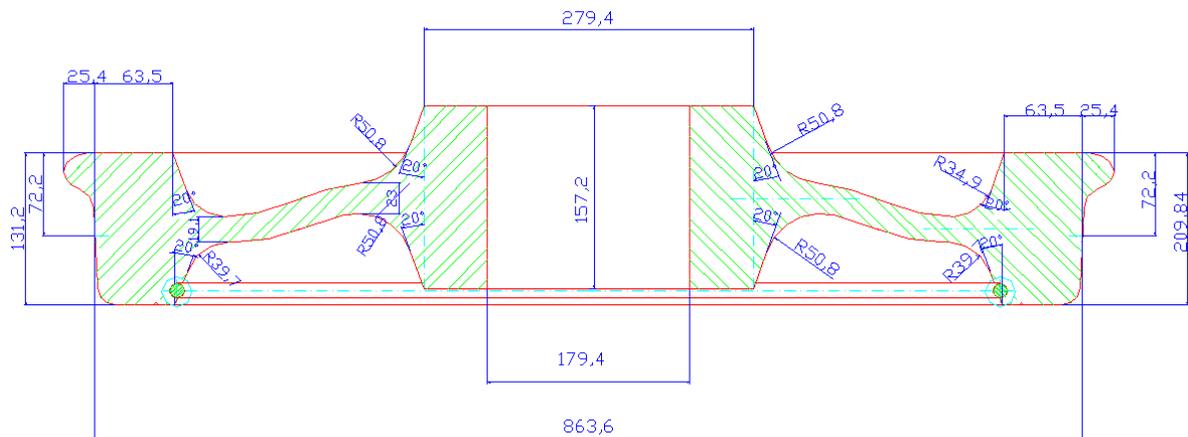


Figura 3.9: Roda classe A (0,5 %C). Medidas em mm. Figura cedida pela MWL.

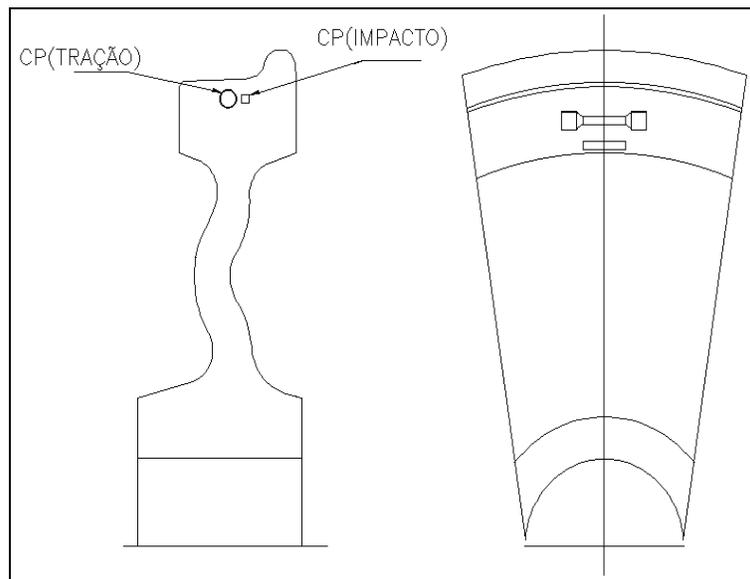


Figura 3.10: Posição para retirada dos corpos de prova de tração e impacto conforme norma EN.

Figura cedida pela MWL.

Os ensaios de tração foram feitos no Laboratório de Ensaio Mecânico da MWL Brasil Rodas e Eixos Ltda em uma máquina MTS à temperatura ambiente, segundo a norma ASTM-370 (ASTM, 1995). Foram retirados 16 corpos de prova em 16 rodas na região do disco, como especifica a norma EN. A Figura 3.11 mostra as dimensões dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios.

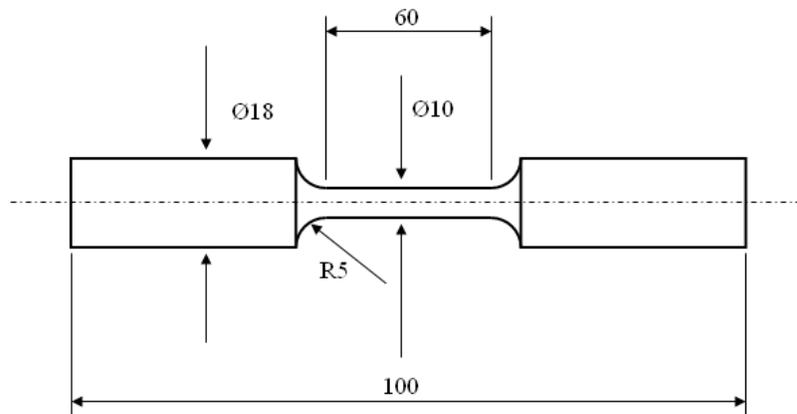


Figura 3.11: Corpo-de-prova para ensaio de tração (medidas em mm).

Os ensaios de impacto foram realizados na MWL Brasil - Rodas e Eixos Ltda, segundo a norma ASTM E 23-02a, utilizando um pêndulo de impacto LOS, modelo PSW, capacidade máxima para carga de 294 J. A forma e dimensões dos corpos-de-prova utilizados estão representadas na Figura 3.4. Os corpos de prova foram usinados com as características exigidas pelo ensaio de impacto Charpy U, segundo a norma utilizada. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente.

Os ensaios de dureza foram realizados na MWL Brasil - Rodas e Eixos Ltda, segundo a norma ASTM A370. Os ensaios foram feitos através de uma máquina de dureza Wilson – 3000 kg, esfera de Ø 10 mm, escala Brinell. Foram realizadas 150 medidas na região a 25 mm da pista da roda, conforme norma AAR.

3.9 Resumo do Procedimento Experimental

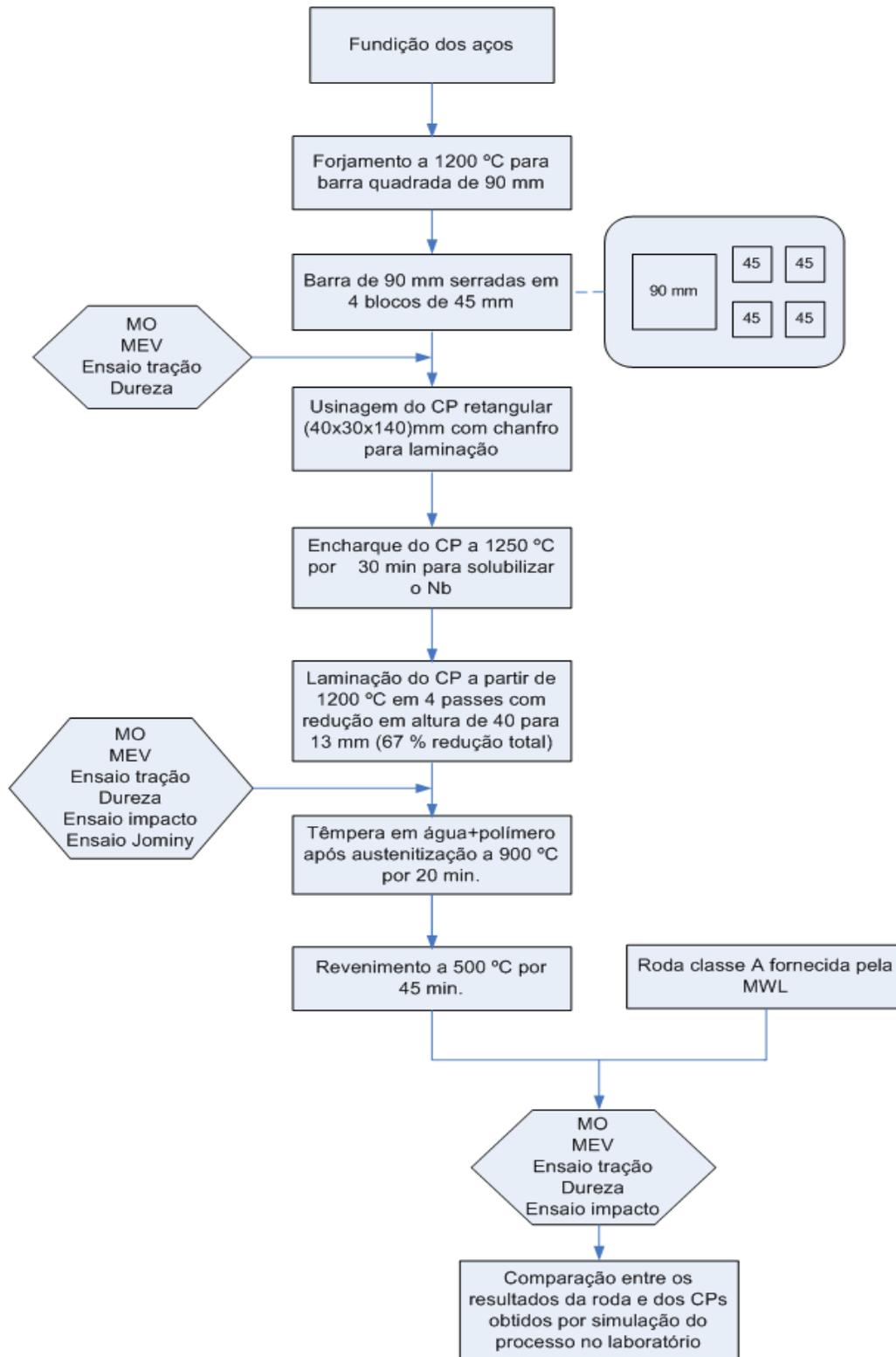


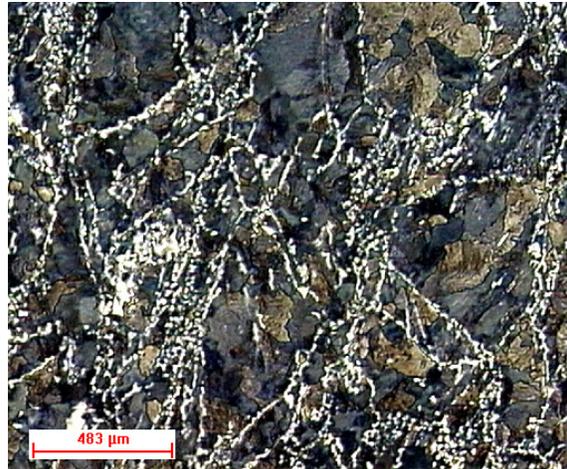
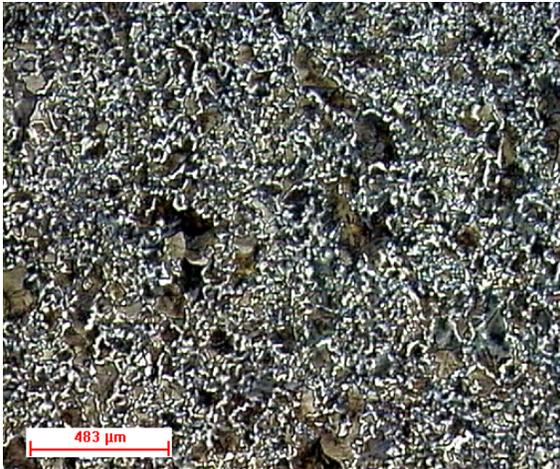
Figura 3.12: Fluxograma do procedimento experimental

Capítulo 4

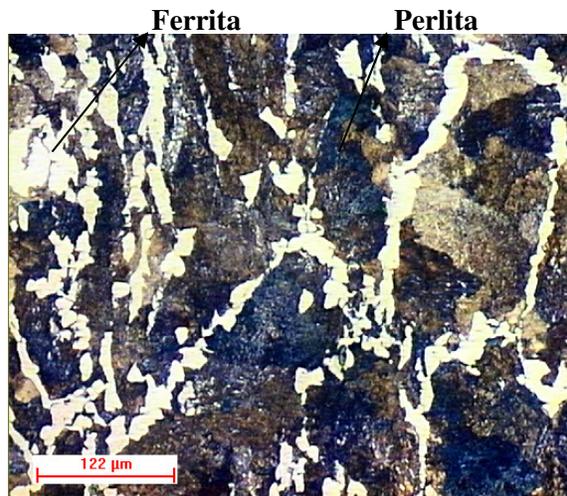
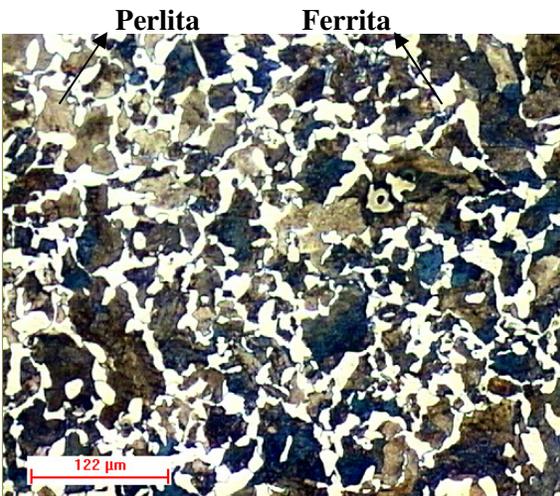
Resultados e Discussões

4.1 Estrutura e propriedades dos aços antes e após a laminação

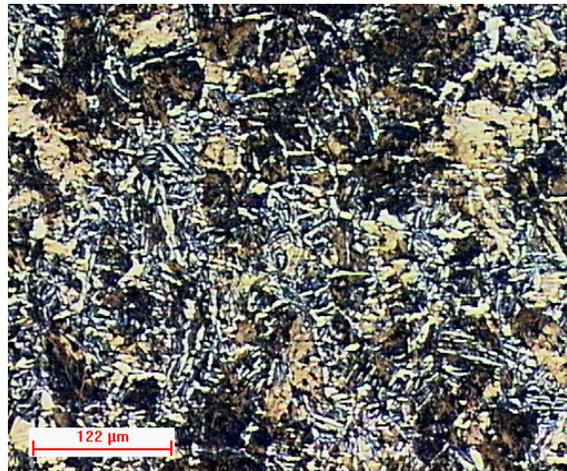
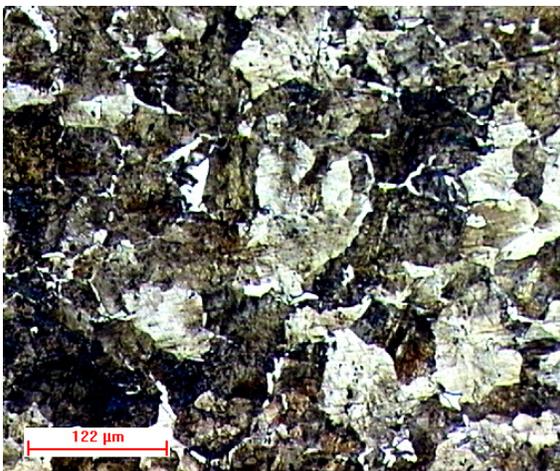
O aço não microligado antes da laminação apresentou uma microestrutura mais homogênea (Figura 4.1) e com uma fração volumétrica de ferrita maior que o aço microligado (Tabela 4.1 e Figura 4.2), o qual apresentou a ferrita localizada nos contornos do antigo grão austenítico. Após a laminação, o aço não microligado apresentou uma sensível redução na fração de ferrita, que deve ter sido provocado por uma maior taxa de resfriamento, o que favorece a redução da fração volumétrica de ferrita (Silva e Mei, 2006). No aço microligado após a laminação ocorreu o inverso, ou seja, um ligeiro aumento da fração volumétrica de ferrita, porém com uma diferença significativa: antes da laminação a ferrita apresentava uma estrutura equiaxial formada no antigo contorno de grão austenítico e após a laminação a mesma apresentava-se acicular distribuída por toda amostra, provavelmente resultado da adição do molibdênio, que facilita a acicularização da mesma (Junhua et al., 2004).



Antes da laminação



Antes da laminação



Depois da laminação

(a)

(b)

Figura 4.1: Micrografias (MO) dos aços antes e após a laminação: (a) C5; (b) C5Nb. Nital 2%

Tabela 4.1: Fração volumétrica de ferrita (%) dos aços antes e após a laminação.

Aço	Fração volumétrica de ferrita (%)	
	Antes da laminação	Depois da laminação
C5	23 ± 6	7 ± 1
C5Nb	15 ± 4	18 ± 5

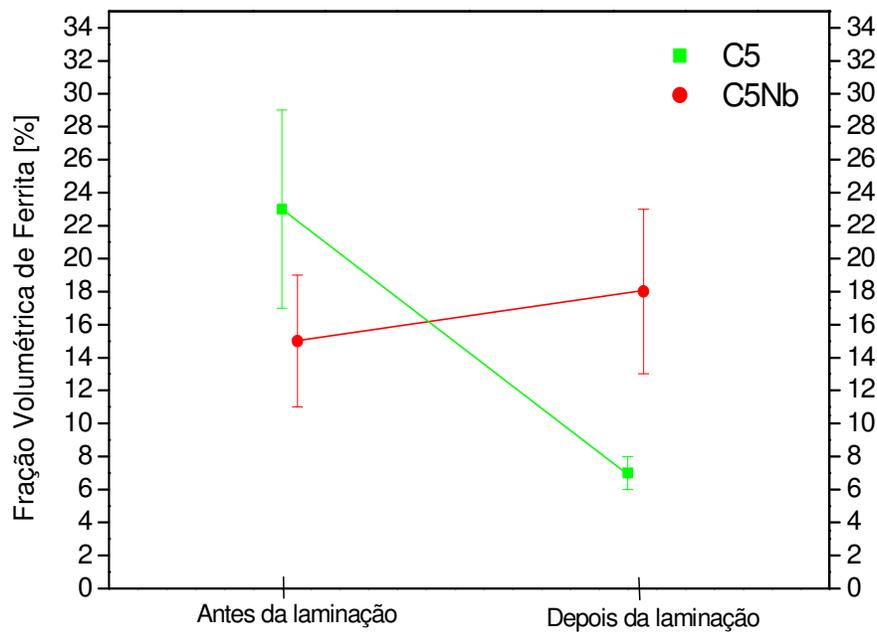


Figura 4.2: Fração volumétrica de ferrita (%) dos aços antes e após a laminação.

Em algumas amostras no sentido de laminação (longitudinal), o aço microligado apresentou estrutura bandeadada, com faixas alternadas de ferrita acicular e perlita (Figura 4.3). Esse bandejamento está ligado à segregação dos elementos substitucionais, para esse aço seria pela adição do molibdênio (Chae et al., 2000), e poderia ter sido evitada com uma solubilização a 1300 °C por 24 horas após a solidificação do lingote, antes de forjá-lo.

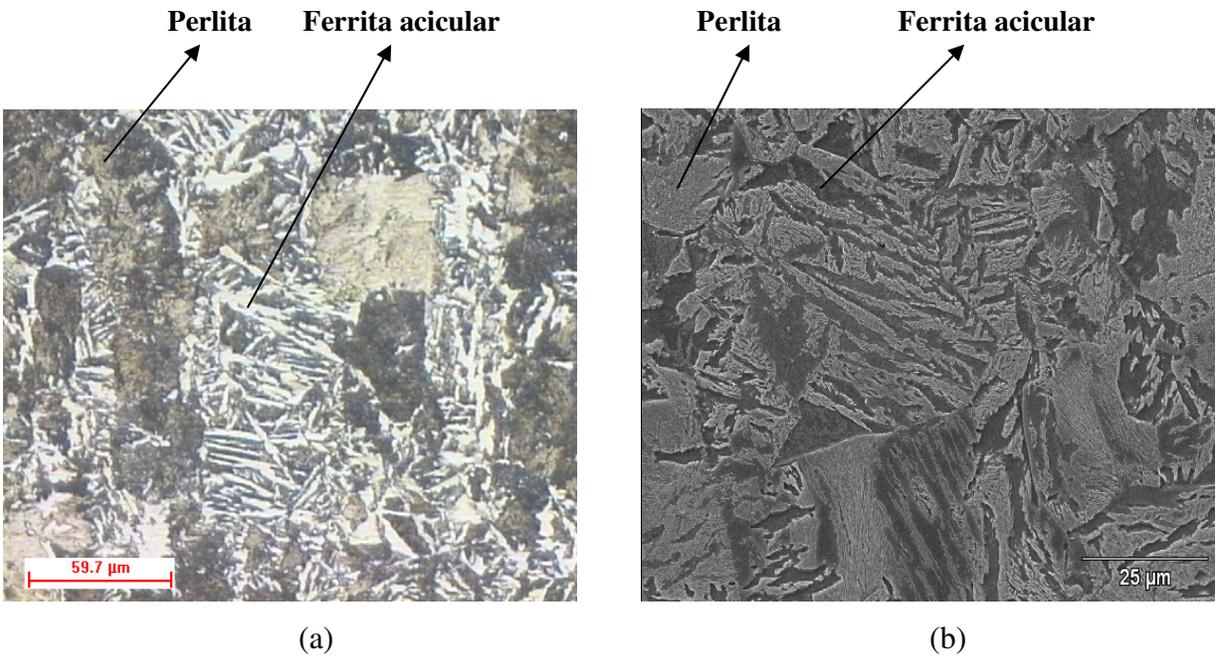


Figura 4.3: Micrografias do aço C5Nb após a laminação: (a) por MO; (b) por MEV. Nital 2%.

A Figura 4.4 e 4.5 mostra o antigo contorno de grão austenítico dos aços antes e depois da laminação. Os aços laminados não apresentaram estrutura de grãos austeníticos alongados, pois a temperatura final de laminação (em torno de 1100 °C) estava acima da temperatura de não recristalização da austenita (950 °C) (Tanaka, 1995). A adição de microligantes promoveu um refino do grão austenítico, com um maior efeito no aço microligado (Tabela 4.2 e Figura 4.6). Sabe-se que o nióbio tem uma forte tendência à formação de carbonetos que restringem o crescimento do grão austenítico (Mei, 1989).

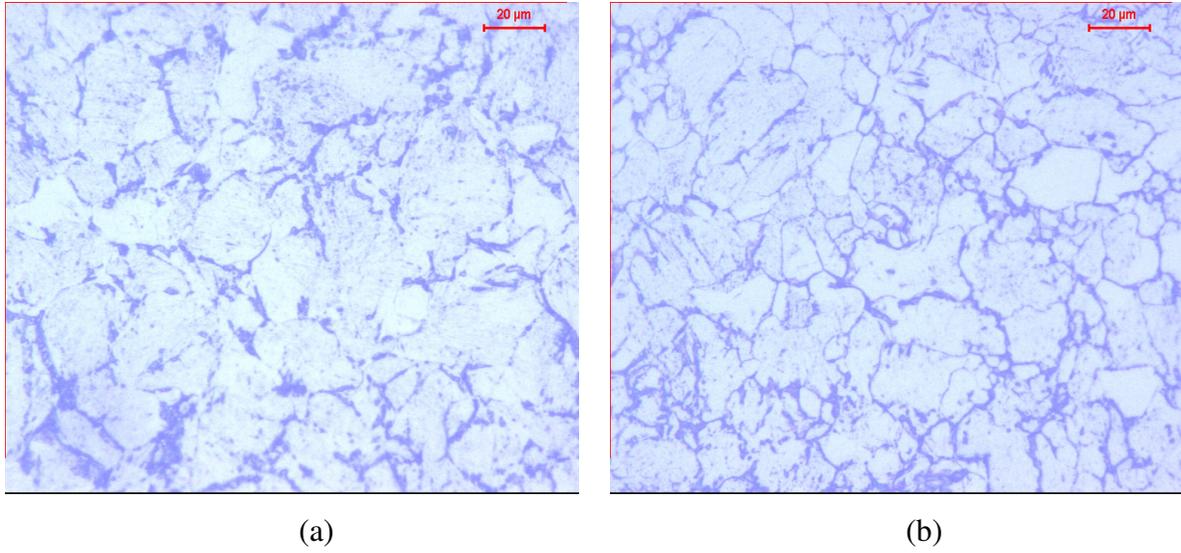


Figura 4.4: Tamanho de grão austenítico antes da laminação: (a) C5 ; (b) C5Nb. Ataque: 6g e ácido pícrico + 300ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C.

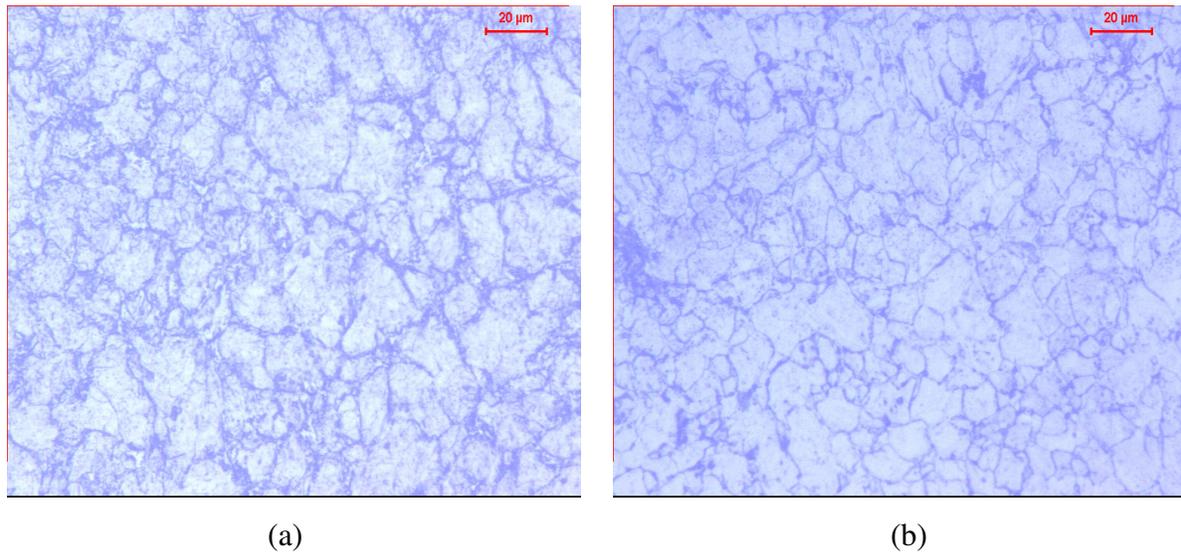


Figura 4.5: Tamanho de grão austenítico depois da laminação: (a) C5; (b) C5Nb. Ataque: 6g e ácido pícrico + 300ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C.

Tabela 4.2: Tamanho de grão austenítico (μm) antes e após a laminação.

Aço	Diâmetro do grão austenítico (μm)	
	Antes da laminação	Após a laminação
C5	21 ± 2	12 ± 1
C5Nb	15 ± 1	7 ± 2

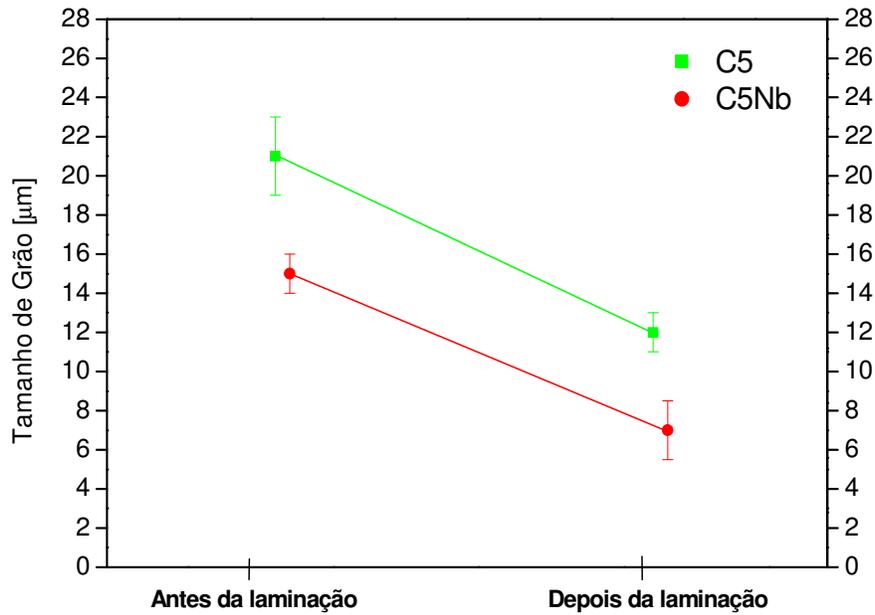


Figura 4.6: Tamanho de grão austenítico (μm) antes e após a laminação.

Na Figura 4.6 e 4.7 pode-se observar estrutura perlítica dos aços C5 e C5Nb antes e depois da laminação, onde nota-se uma maior tendência à degeneração da perlita no aço microaligado.

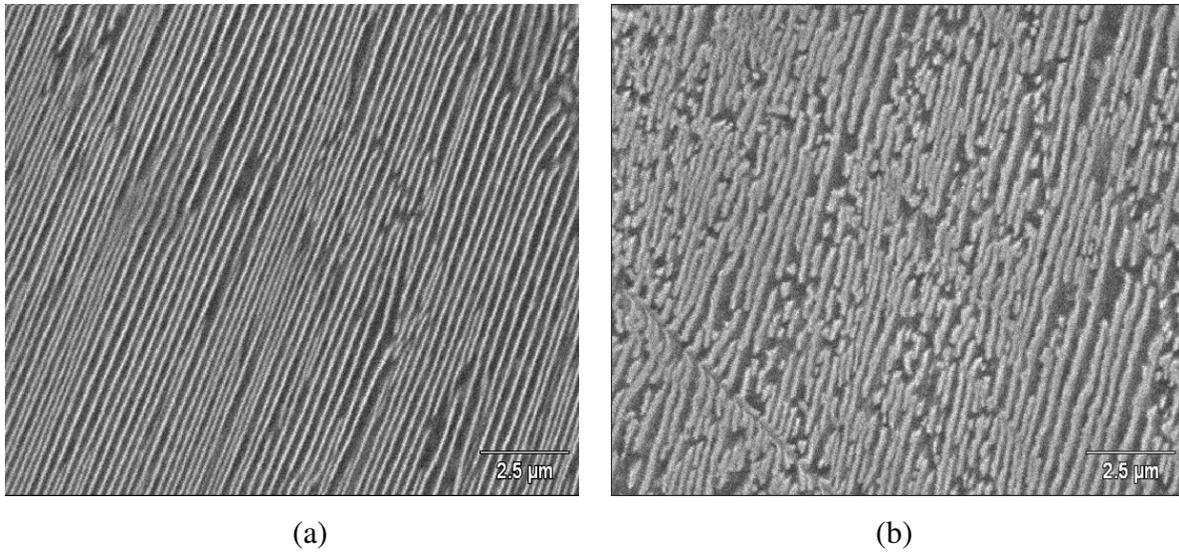


Figura 4.6: Microestrutura perlítica antes da laminação: (a) C5; (b) C5Nb. Nital 2%.

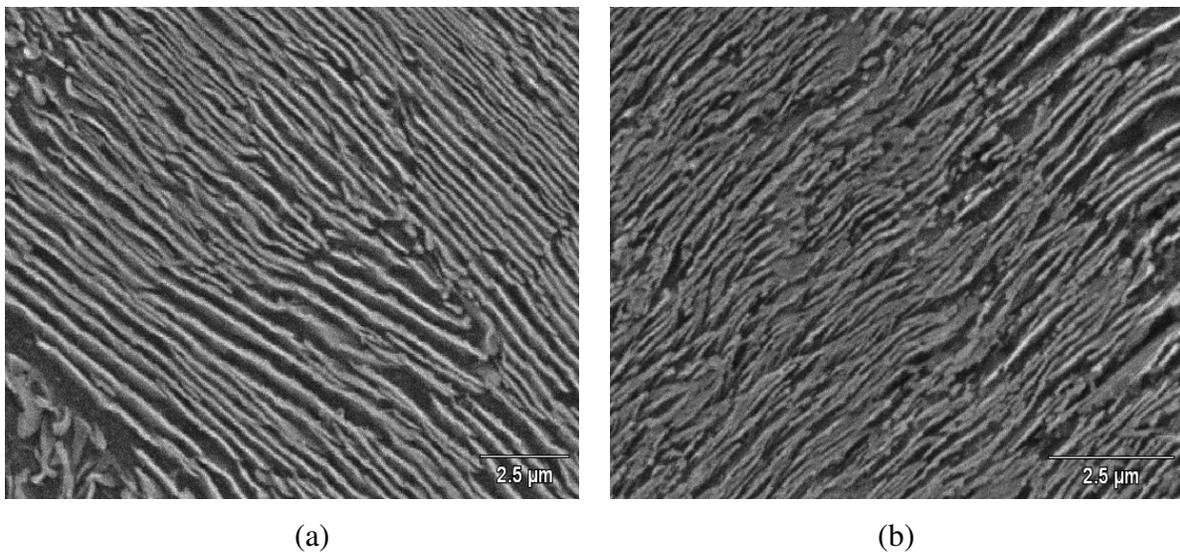


Figura 4.7: Microestrutura perlítica: (a) C5; (b) C5Nb depois da laminação. Nital 2%.

Após a laminação, o valor do espaçamento interlamelar variou de maneira oposta nos aços com e sem microligantes, e por diferentes razões (Tabela 4.3 e Figura 4.8). No aço não microligado, com a laminação houve uma redução da fração volumétrica de ferrita, devido à maior taxa de resfriamento a que o aço foi submetido em relação à condição anterior (forjado e resfriado ao ar). Essa redução da ferrita provocou a “diluição” da perlita (Silva e Mei, 2006), o

que provavelmente explica o aumento do espaçamento interlamelar da mesma. No aço microaligado, o aquecimento prévio à laminação a 1250 °C solubilizou a maior parte do nióbio, o que levou à redução de 60 °C na temperatura de início de formação da perlita, detectado por termopares inseridos nas amostras submetidas à laminação (Figura 4.9). A redução na temperatura de início de formação da perlita reduziu o espaçamento interlamelar da mesma (Figura 4.7). Neste caso, como praticamente não houve variação da fração volumétrica da ferrita, logo não houve diluição da perlita. Também o molibdênio contribuiu para o atraso na formação de ferrita e perlita, como pode ser visto na Figura 2.19.

Tabela 4.3 : Espaçamento interlamelar mínimo da perlita antes e após a laminação.

Aço	Espaçamento interlamelar da perlita (μm)	
	Antes da laminação	Após a laminação
C5	$0,22 \pm 0,01$	$0,29 \pm 0,02$
C5Nb	$0,27 \pm 0,01$	$0,22 \pm 0,02$

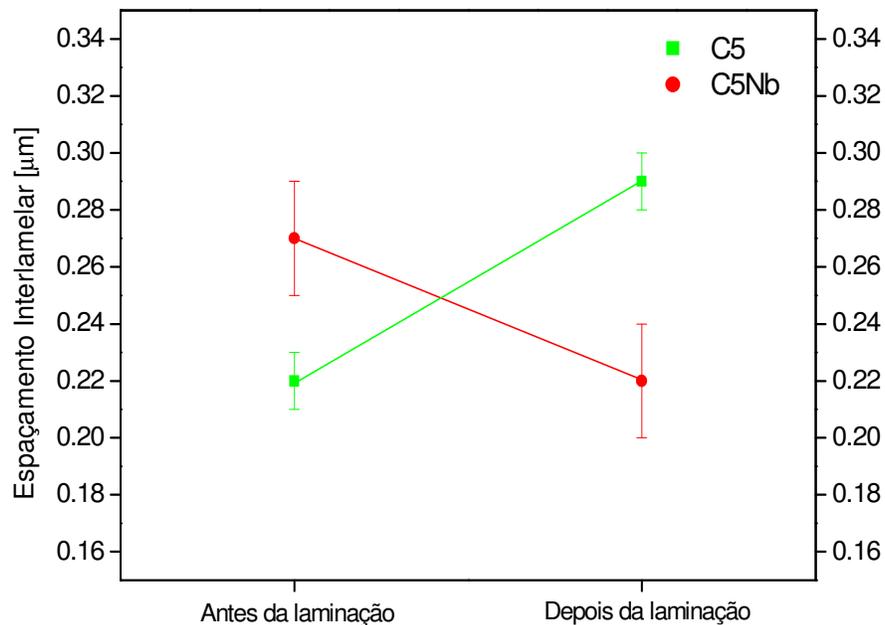


Figura 4.8: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita antes e após a laminação.

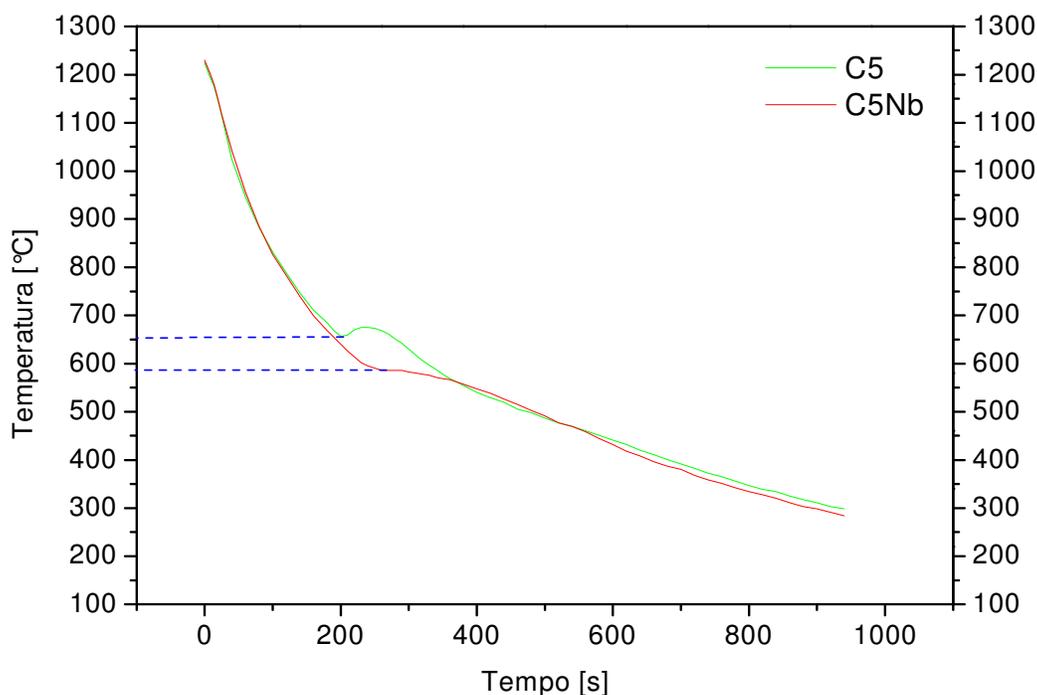


Figura 4.9: Temperatura de início de formação perlítica dos aços C5 e C5Nb após a laminação.

Na Tabela 4.4 e Figura 4.10 observa-se que a laminação aumentou um pouco (11 HB) a macrodureza do aço C5. Isto pode ser explicado pela redução da fração volumétrica da ferrita de 23 para 7%, haja vista que a perlita é a fase mais dura e, praticamente, não houve mudança na dureza da mesma, considerando a grande dispersão observada nas medidas. No aço microligado a laminação aumentou bastante a macrodureza do mesmo (43 HB), devido ao aumento da dureza da perlita (14 HV ou 6 %), haja vista que a fração volumétrica da ferrita pouco se alterou (passou de 15 para 18%). O aumento da dureza da perlita do aço C5Nb foi decorrente da redução do espaçamento interlamelar da mesma (de 0,27 para 0,22 μm), mas também outros fatores também poderiam estar atuando como a precipitação de carboneto de nióbio na ferrita da perlita, o que precisaria ser confirmado por MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão) e a degeneração da perlita (Mei, 1983). A dureza da ferrita no aço C5Nb na condição de como recebido foi ligeiramente maior (10 HV) que a do aço C5, o que deve ser devido aos carbonetos de nióbio precipitados na mesma. Observa-se ainda na Tabela 4.1 que antes da laminação o aço C5 apresentava uma dureza ligeiramente maior (16 HB) que o C5Nb, compatível com seu menor

espaçamento interlamelar da perlita (Figura 4.7) em relação ao aço C5Nb (0,22 e 0,27 μ m, respectivamente). A Tabela de conversão de dureza encontra-se no Anexo.

Tabela 4.4: Macro dureza e micro dureza da perlita e ferrita dos aços C5 e C5 Nb.

Aço	Macro dureza HB e (HV convertida)		Micro dureza da Perlita (HV)		Micro dureza da Ferrita (HV)	
	Antes da laminação	Depois da laminação	Antes da laminação	Depois da laminação	Antes da laminação	Depois da laminação
C5	222 \pm 13 (235)	233 \pm 9 (245)	245 \pm 18	256 \pm 30	195 \pm 13	ND*
C5Nb	206 \pm 2 (217)	249 \pm 10 (262)	259 \pm 7	275 \pm 10	204 \pm 10	ND*

ND* = não foi possível medir a micro dureza, pois a área de ferrita era muito pequena.

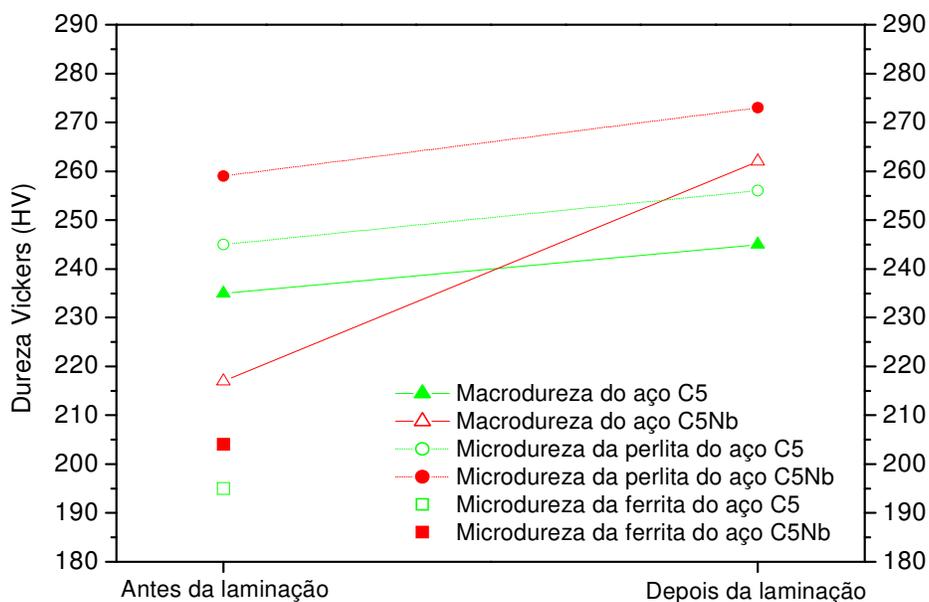


Figura 4.10: Macro dureza e micro dureza perlítica e ferrítica dos aços C5 e C5Nb antes e depois da laminação.

A Tabela 4.5 e Figura 4.11 apresentam os resultados obtidos para os aços C5 e C5Nb no ensaio de tração antes e depois da laminação. Nos aços não laminados, a adição conjunta de nióbio e molibdênio alterou pouco a resistência mecânica, mas melhorou a ductilidade elevando o alongamento de 19 para 23% e a redução de área de 37 para 46%. Após a laminação, o aço

microligado apresentou um aumento de 170 MPa no limite de escoamento, sem alteração significativa da ductilidade.

Tabela 4.5: Resultados do ensaio de tração dos aços antes e depois da laminação.

		LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)	RA (%)
Antes da laminação	C5	367 ± 2	734 ± 1	19 ± 5	37 ± 1
	C5Nb	396 ± 14	719 ± 24	23 ± 3	46 ± 2
Depois da laminação	C5	445 ± 6	812 ± 24	23 ± 2	36 ± 1
	C5Nb	616 ± 5	873 ± 3	20 ± 2	37 ± 0

LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; AL – alongamento; RA – redução de área

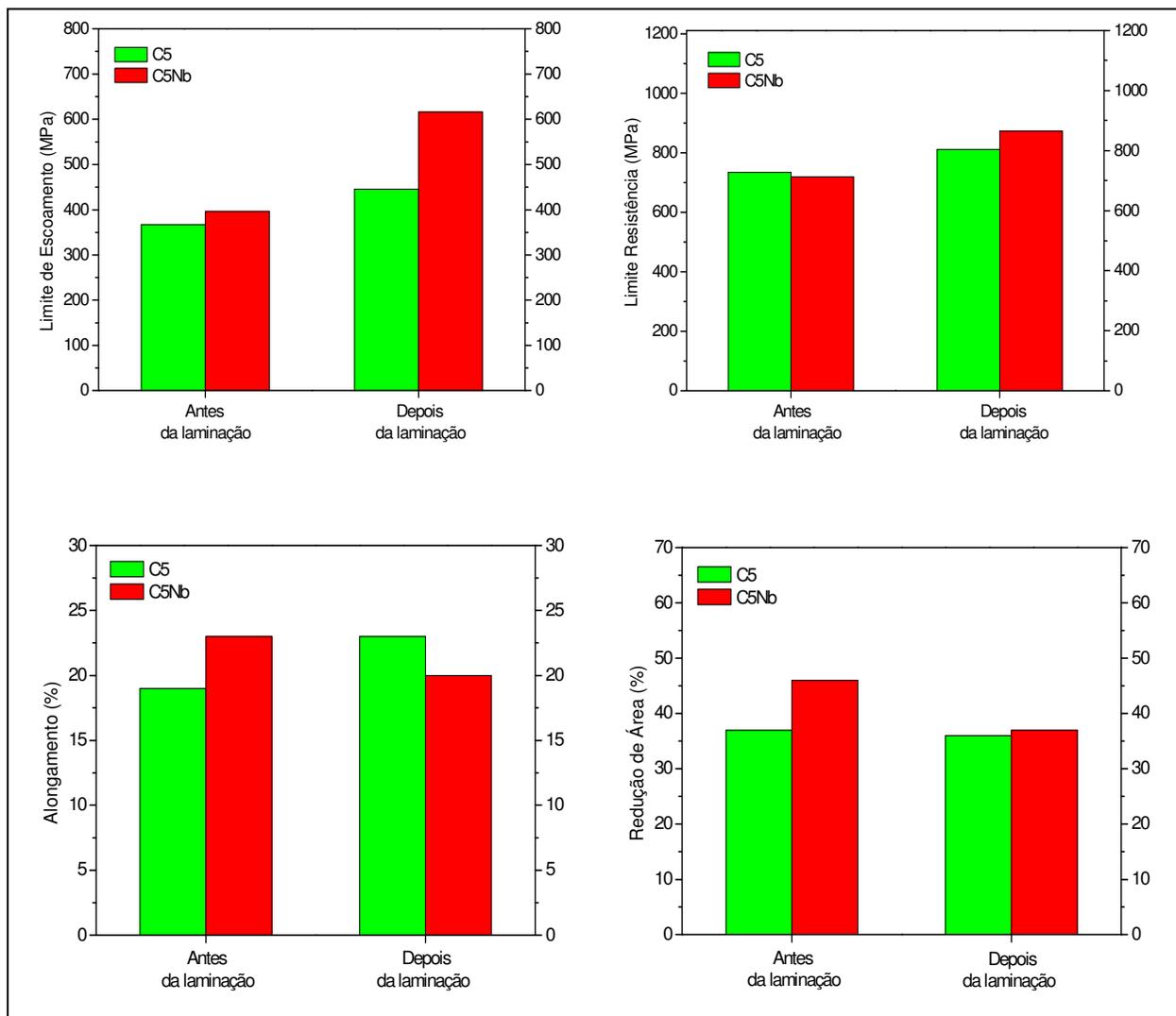


Figura 4.11: Resultados dos ensaios de tração nos aços C5 e C5Nb antes e depois da laminação.

Percebe-se que a laminação elevou a resistência mecânica de todos os aços (com e sem adição de Nb + Mo), porém para o aço não microligado, ela não afetou significativamente a ductilidade (alongamento e redução de área); enquanto que para o aço microligado, ela reduziu um pouco a mesma. Entretanto o ensaio Charpy não acusou uma redução da tenacidade no aço microligado na faixa de temperatura entre -40 e 300 °C (Tabela 4.6 e Figura 4.12).

Tabela 4.6: Energia absorvida de impacto após a laminação dos aços C5 e C5Nb.

Energia absorvida (J)			
Aço	Temperatura de ensaio (° C)		
	-40	25	300
C5	4 ± 0	6 ± 0	60 ± 5
C5Nb	5 ± 1	11 ± 1	62 ± 2

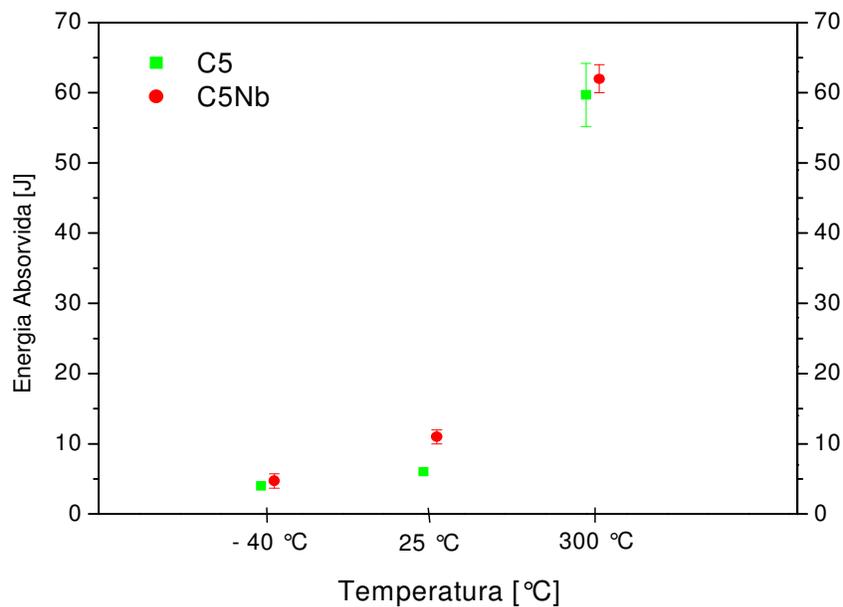


Figura 4.12: Energia absorvida de impacto após a laminação dos aços C5 e C5Nb.

4.2 Tratamentos térmicos

As rodas ferroviárias fabricadas pela MWL, após o forjamento, são temperadas superficialmente com água e revenidas. Depois são usinadas para a retirada da camada superficial

onde se formou a martensita, pois normalmente o cliente exige que a roda só apresente perlita. Neste caso a têmpera superficial serve apenas para acelerar o resfriamento da roda e produzir uma perlita mais fina, aumentando a dureza da roda.

Assim, para se poder comparar os dados dos corpos de prova laminados no laboratório com os dados das rodas forjadas na MWL, tentou-se verificar através do ensaio Jominy qual a região de formação de martensita nos corpos de prova usados no laboratório e, a partir dos mesmos, determinar qual seria a maior taxa de resfriamento que se poderia utilizar sem a formação de martensita. Isto porque os corpos de prova após a laminação já eram bastante reduzidos, apresentavam 13 mm de altura, o que impediria a têmpera superficial com posterior retirada da camada de martensita.

Observa-se na Figura 4.13, que após a laminação, as curvas de ambos os aços apresentaram um comportamento semelhante, mas a temperabilidade do aço microligado foi ligeiramente superior até a uma distância de 18 mm da extremidade resfriada. A partir de 27 mm até 51 mm, o aço microligado apresentou maiores valores de dureza: 26 a 24 RC, contra 26 a 14 RC do aço não microligado.

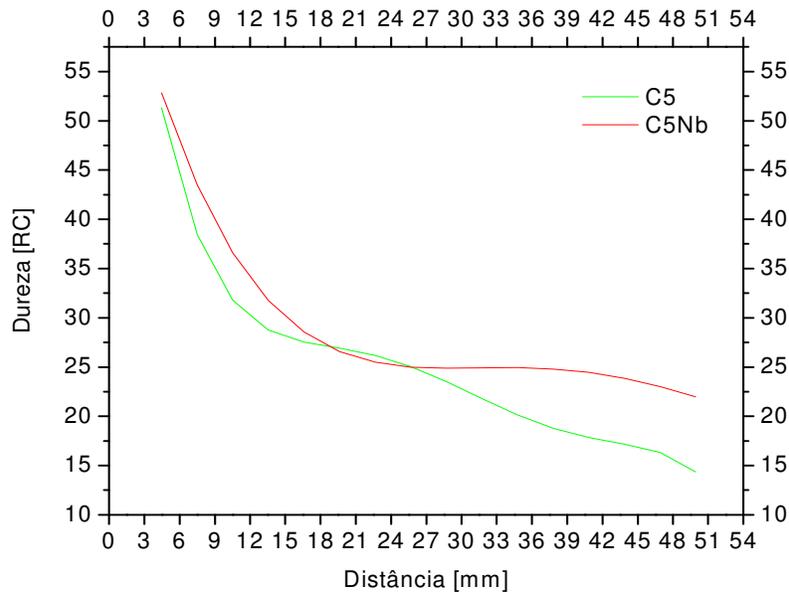


Figura 4.13: Ensaio Jominy subsize dos aços C5 e C5Nb após a laminação.

Mediu-se também a variação da temperatura em 4 pontos diferentes do corpo de prova Jominy durante o ensaio e o resultado é apresentado na Figura 4.14.

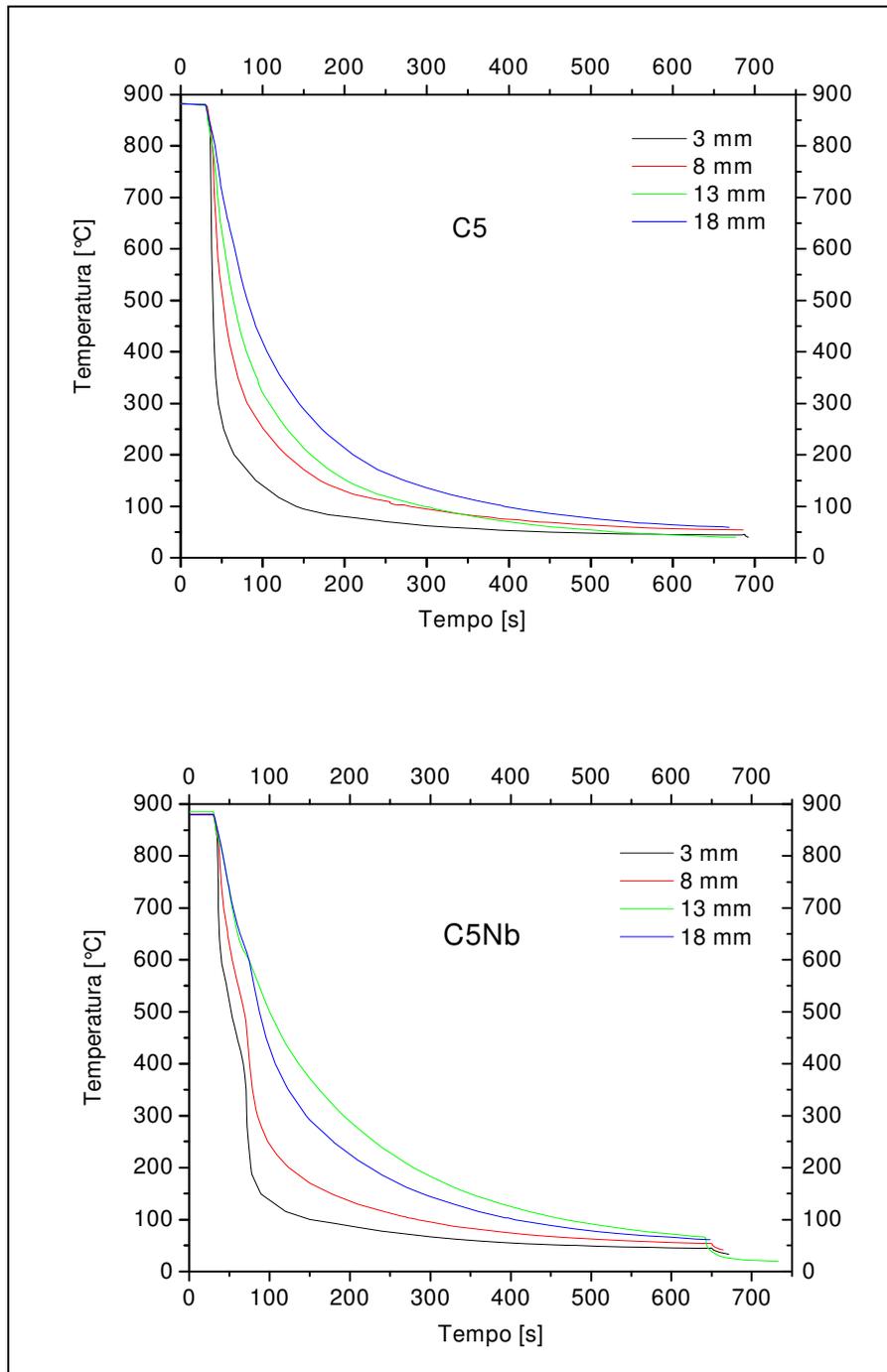


Figura 4.14: Curvas de resfriamento utilizando 4 termopares num corpo-de-prova Jominy dos aços C5 e C5Nb após a laminação.

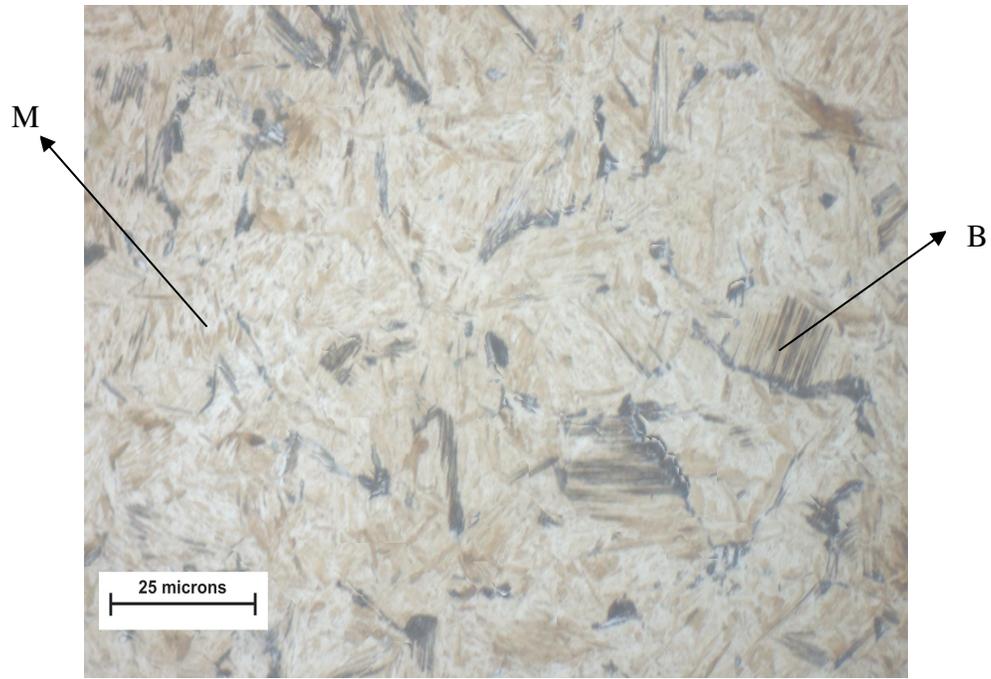
Através da Figura 4.14 construiu-se a Tabela 4.7, com a taxa de resfriamento ao longo do corpo de prova Jominy subsize.

Tabela 4.7: Taxa de resfriamento em função da distância da extremidade resfriada.

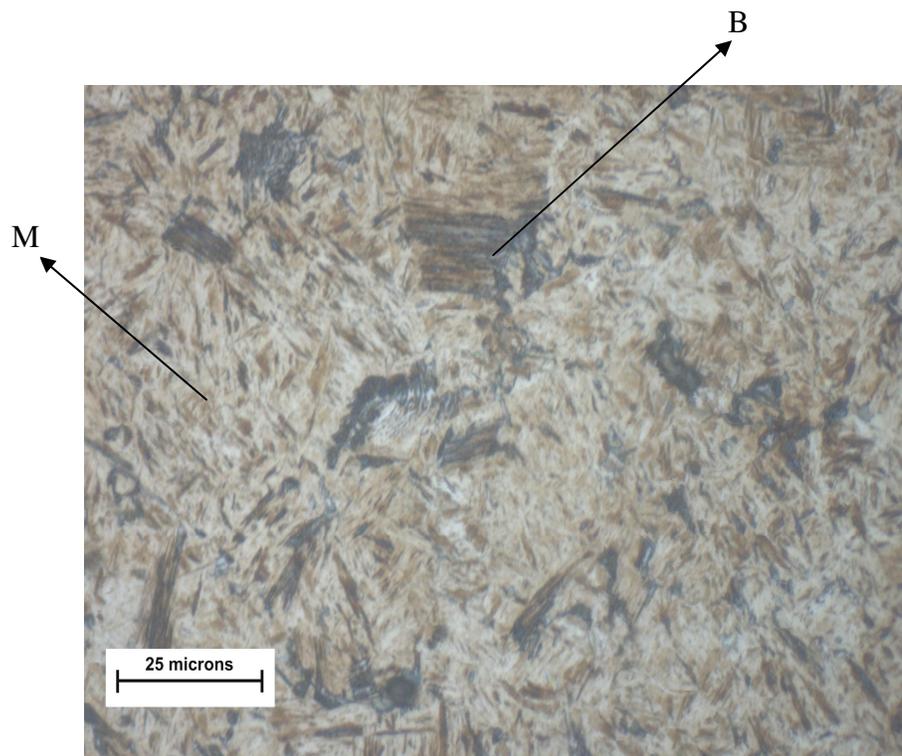
Taxa de resfriamento ($^{\circ}$ C/s)				
Aço	Distância da Extremidade Resfriada (DER)			
	3 mm	8 mm	13 mm	18 mm
C5	83	23	16	10
C5Nb	83	19	9	8

Nas Figuras 4.15 a 4.18 estão as micrografias das regiões onde foram inseridos os termopares e observa-se que o aço C5Nb apresentou uma maior profundidade de formação de martensita (temperabilidade), o que já era esperado, devido à tendência do nióbio de retardar à formação de compostos difusionais, como a ferrita, perlita e bainita (Mei e Bresciani, 1984). Observa-se que, para uma DER de 18 mm, não há mais formação de martensita, o que, pela Tabela 4.3, indica uma taxa de resfriamento em torno de 10° C/s. Isto também pode ser visto pela Figura 4.12, onde se observa que após DER de 18 mm, a dureza já começa a estabilizar no aço microligado.

Na Figura 2.32, observa-se que para o aço 1045 não apresentar martensita deveria ser resfriado com taxa menor que 2.000° C/min, ou aproximadamente, 30° C/s. Para não apresentar bainita deveria ser resfriado com taxa menor que 20° C/s. Para o aço microligado, por apresentar maior temperabilidade é de se esperar que estas taxas sejam menores.

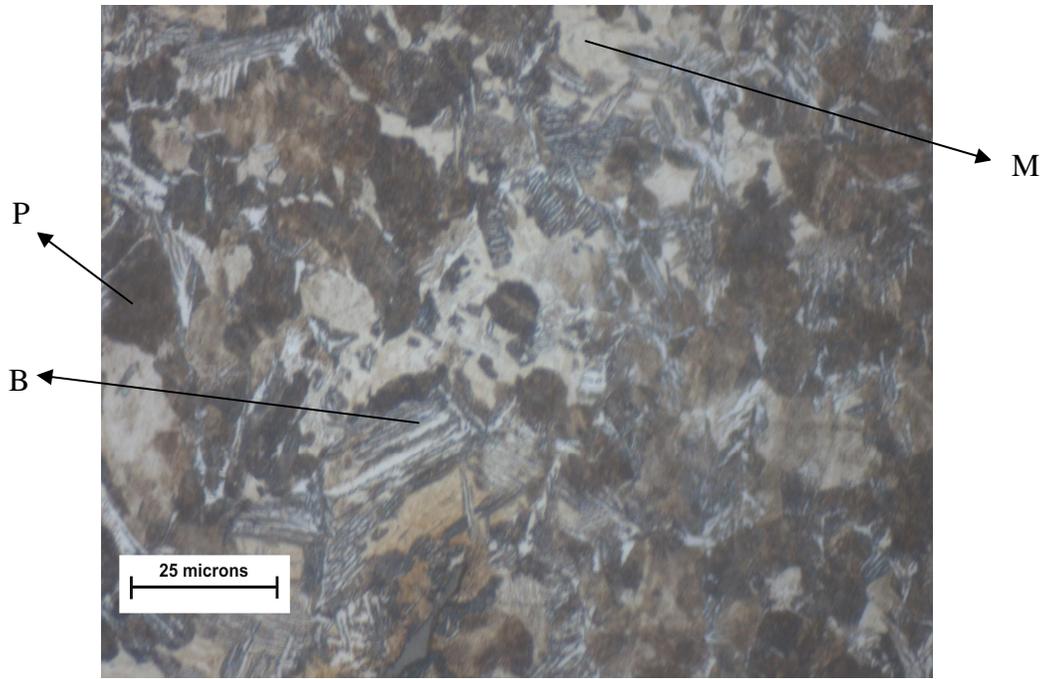


(a)

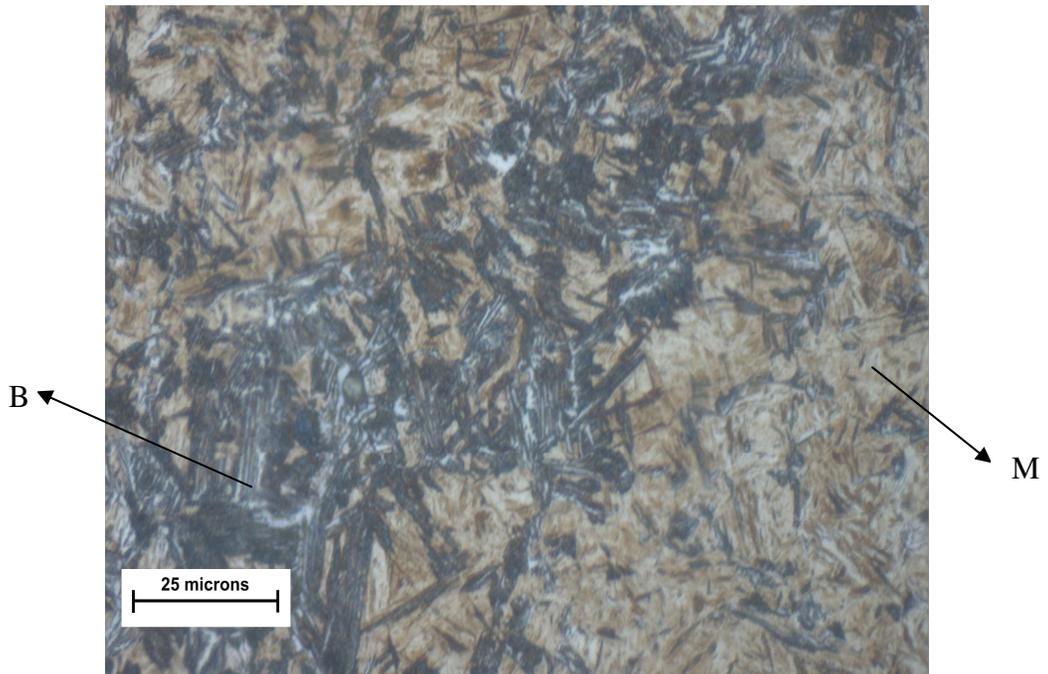


(b)

Figura 4.15: Microestruturas (MO) dos aços: (a) C5; (b) C5Nb a 3 mm da DER. Nital 2%.

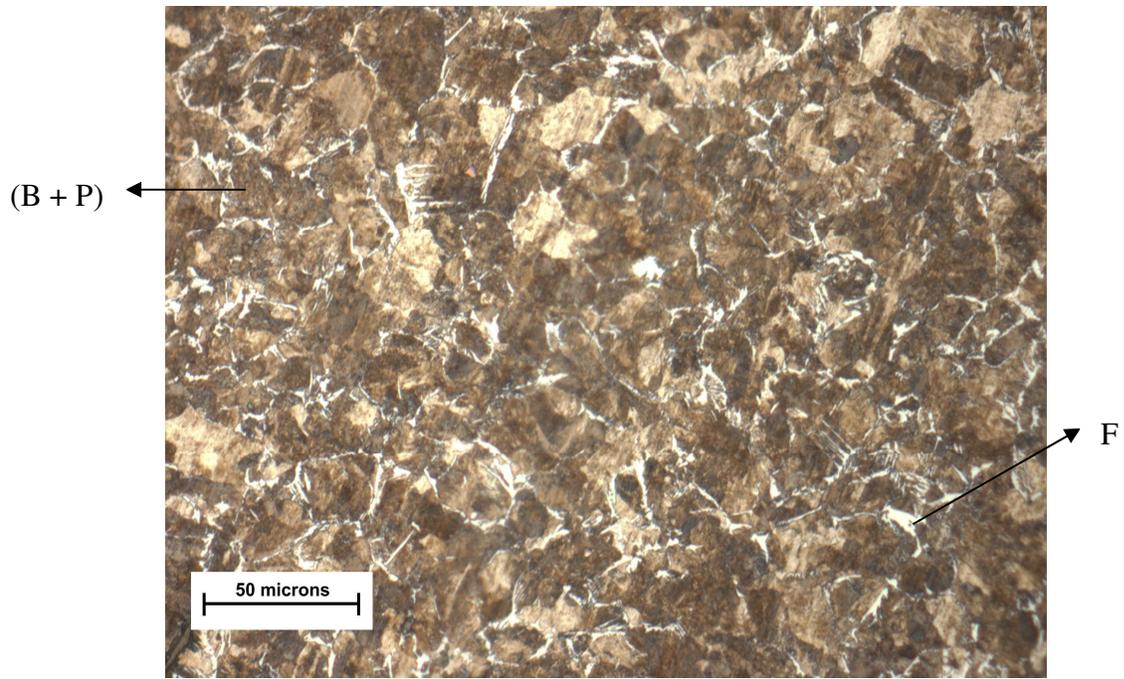


(a)



(b)

Figura 4.16: Microestruturas (MO) dos aços: (a) C5; (b) C5Nb a 8 mm da DER. Nital 2%.

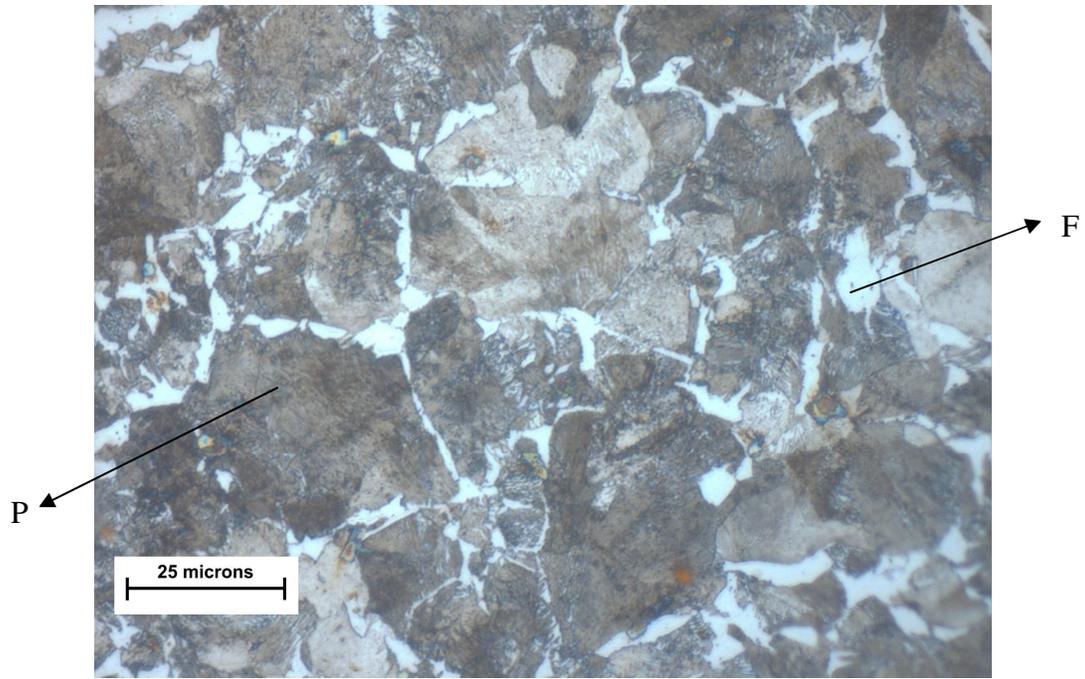


(a)

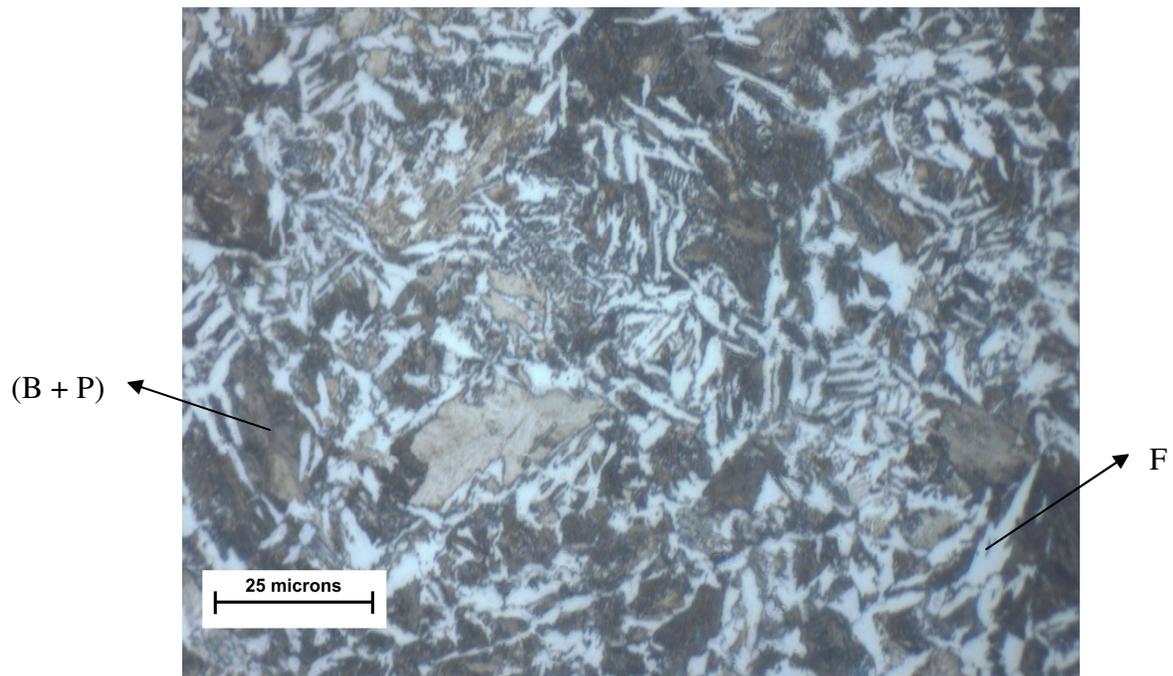


(b)

Figura 4.17: Microestruturas (MO) dos aços: (a) C5 e (b) C5Nb a 13 mm da DER. Nital 2%.
(B+P) – significa bainita ou perlita, ou ainda, mistura de ambas.



(a)



(b)

Figura 4.18: Microestruturas (MO): (a) C5; (b) C5Nb a 18 mm da DER. Nital 2%.

(B+P) – significa bainita ou perlita, ou ainda, mistura de ambas.

Para se obter esta taxa de resfriamento foram experimentados vários meios refrigerantes como ar, água, óleo e água com polímero. O meio que apresentou taxas de resfriamento mais próximas da procurada foi o de água com polímero (Tabela 4.8).

Tabela 4.8: Taxa de extração de calor nas amostras laminadas submetidas à têmpera.

Meio de resfriamento	Taxa (°C/s)
ar calmo	3
água + polímero	11 a 20
óleo a 25 °C	21
água a 25 °C	85

Na Tabela 4.9 observam-se as durezas obtidas nas amostras do aço laminado usando o polímero como meio de têmpera, pois apresentou os melhores resultados em concordância com a norma AAR (Tabela 2.3)

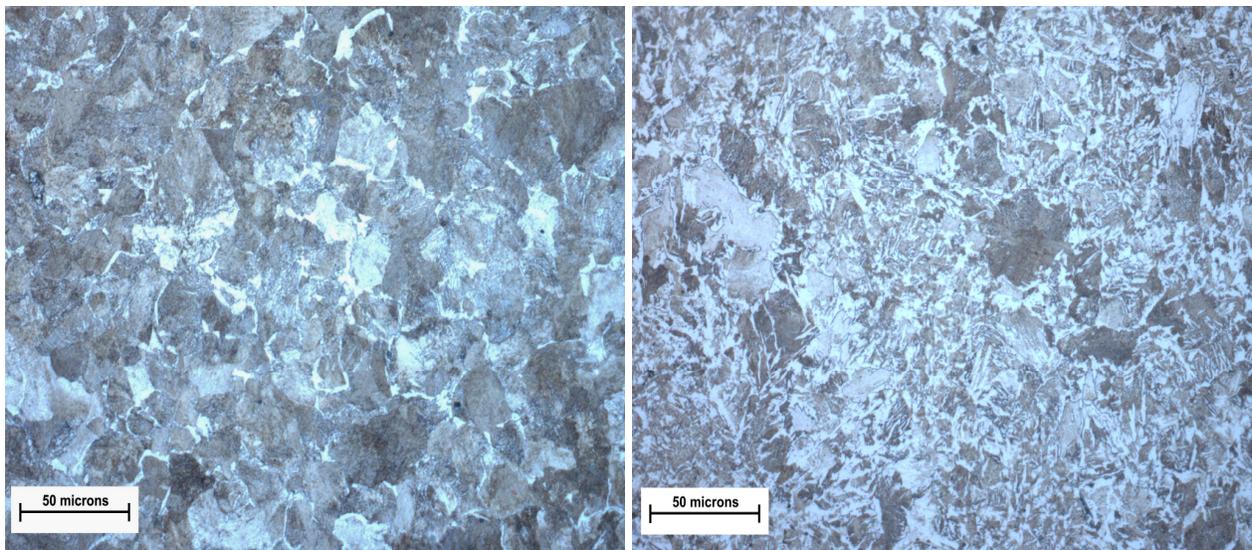
Tabela 4.9: Dureza das amostras laminadas submetidas a têmpera com água + polímero na temperatura ambiente.

Concentração do polímero (%)	Dureza (HB)	
	C5	C5Nb
66	247	279
50	237	311
45	264	294
40	286	371
33	319	443

Em função da Tabela 4.9 escolheu-se uma mistura de água + 45 % de polímero, que daria uma dureza dentro da faixa prevista pela norma AAR, de 255 a 321 HB (Tabela 2.3), e realizou-se a têmpera nas amostras. Em seguida, foi realizado um revenimento a 500 °C por 45 minutos. Na realidade observa-se na Figura 4.10 que a dureza da perlita nestes aços após a laminação encontrava-se entre 240 e 280 HV. Por outro lado pelo ensaio Jominy observou-se que a dureza da martensita estava entre 52 e 53 RC (Figura 4.12), que convertida em Brinell daria de 510

530. Assim um tratamento para produzir dureza entre 250 e 320 HB não forneceria martensita, e sim perlita. Logo quando se fala em “têmpera” neste caso, na realidade seria um “resfriamento acelerado” para produzir perlita fina, pois não haveria a produção de martensita, característica de aço temperado. Como não há martensita, o tratamento seguinte não seria “revenimento”, e sim alívio de tensões. Porém, para manter coerência com o tratamento térmico que é feito na MWL, utilizou-se no texto “têmpera e revenimento”.

Após o tratamento térmico, observou-se que o aço C5 era basicamente perlítico com pouca ferrita nucleada no antigo contorno de grão austenítico. Já o aço C5Nb apresentou ferrita e uma estrutura bem refinada (Figura 4.19 e 4.20). A perlita do aço C5 (Figura 4.19) apresentou uma dureza em torno de 270 HV, ligeiramente maior que antes do tratamento térmico, indicando refinamento da mesma. Não foi possível identificar a estrutura do aço C5Nb por MO e MEV, mas por apresentar uma dureza de 290 HV, pode-se dizer que seria uma perlita muito fina, bainita, ou mistura de ambas.



(a)

(b)

Figura 4.19: Microestrutura (MO) dos aços após a têmpera em água + 45% de polímero e revenimento a 500 °C por 45 minutos: (a) C5; (b) C5Nb. Nital 2%.

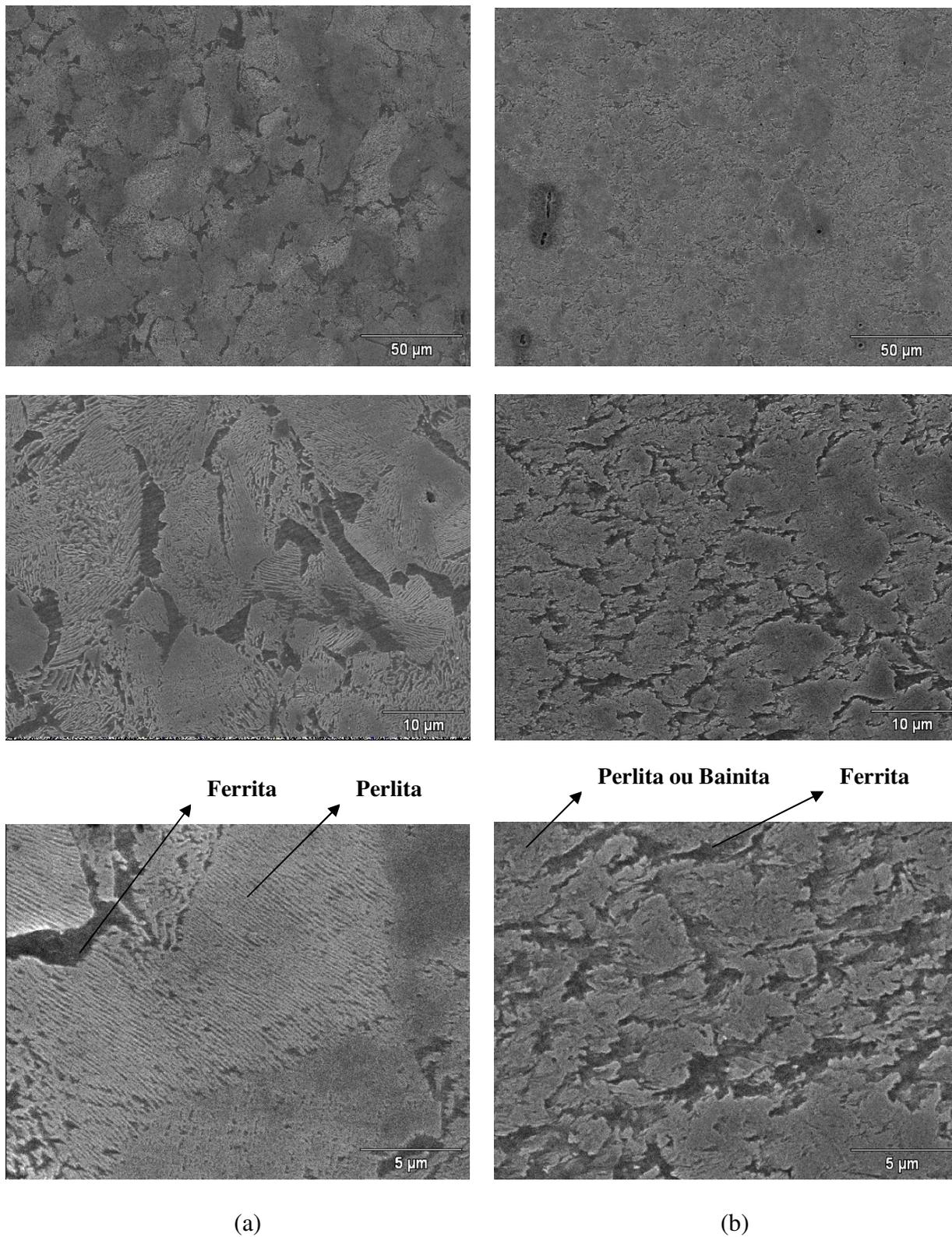


Figura 4.20: Microestrutura (MEV) após a têmpera em água + 45% de polímero e revenimento a 500 °C por 45 minutos: (a) C5; (b) C5Nb. Nital 2%.

4.3 Comparação entre o processo de laboratório e o processo real de fabricação da roda

As propriedades mecânicas dos aços C5 e C5Nb foram medidas e comparadas com as obtidas em uma roda ferroviária com 0,5 %C fabricada pela MWL (Tabela 3.1)

Após o tratamento térmico, observa-se a presença de martensita a 3 mm da pista da roda classe A produzida pela MWL (Figura 4.21), sendo que essa microestrutura será removida no processo de usinagem. As regiões de onde foram retirados os corpos de prova de tração e impacto estavam a 15 mm da pista da roda e apresentavam uma estrutura perlítica com ferrita nos contornos de grão (Figura 4.22). Na região onde foi medida a dureza (a 25 mm da pista da roda) a estrutura também era de perlita e ferrita (Figura 4.23),

A Figura 4.24 mostra a dureza dos aços experimentais (C5 e C5Nb) antes e após a laminação e com tratamento térmico (têmpera e revenimento). Na mesma figura é feita uma comparação com a dureza especificada pela norma AAR e com a dureza medida na roda classe A (0,5 %C) com tratamento térmico, fabricada na MWL Brasil Rodas e Eixos Ltda. Observa-se que os aços C5 e C5Nb obtiveram uma dureza dentro da faixa especificada pela norma AAR. O aço C5Nb apresentou um aumento de dureza em torno de 20 HB em relação ao aço C5.

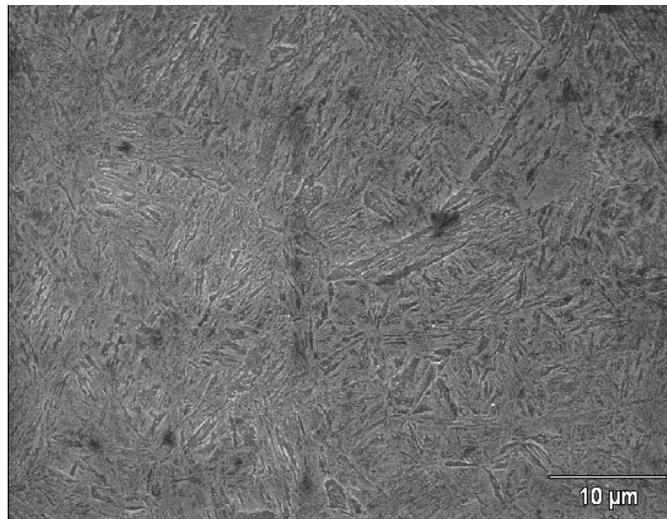


Figura 4.21: Microestrutura martensítica obtida a 3 mm da pista da roda classe A fabricada pela MWL. Ataque: Nital 2%.

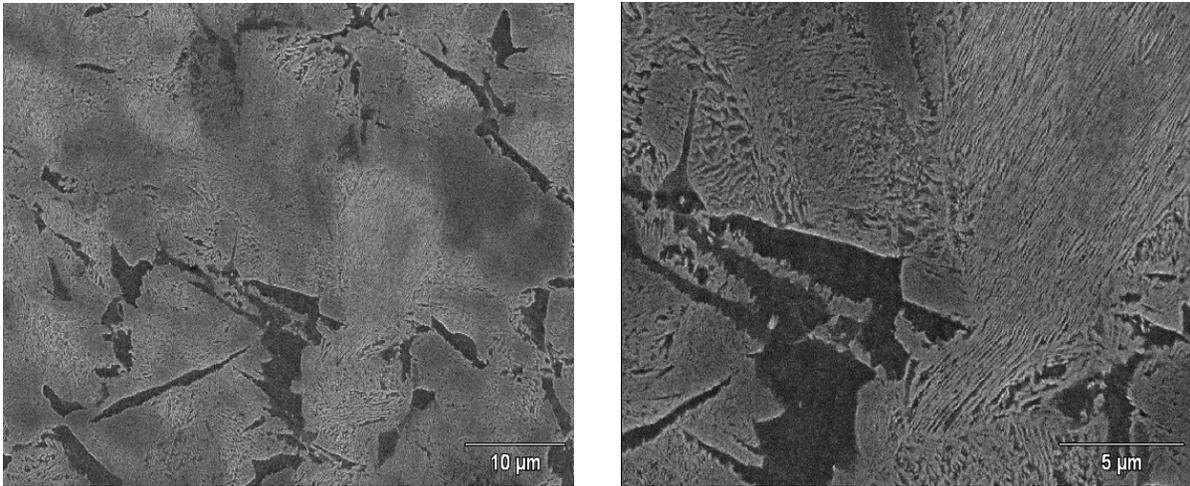
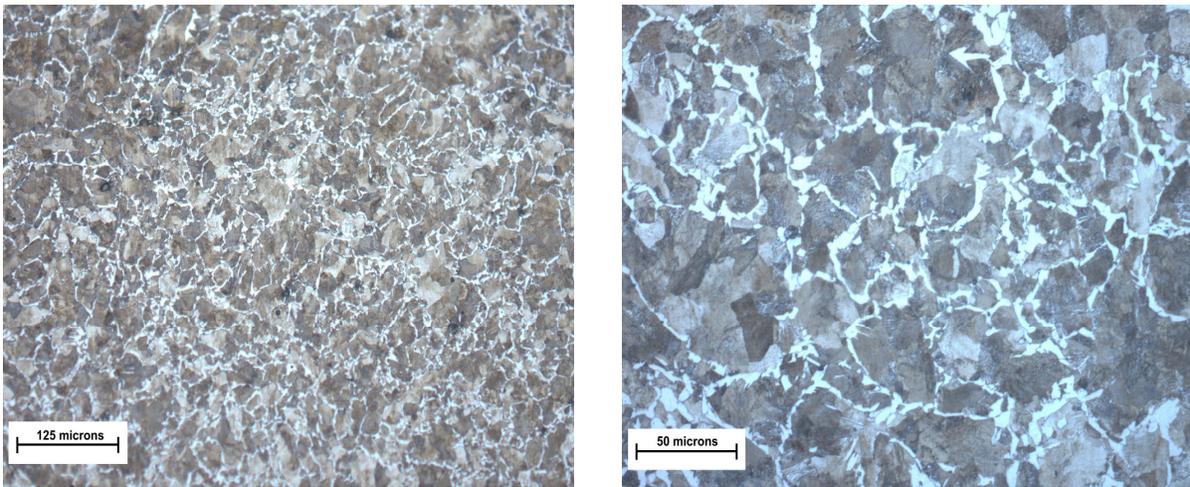
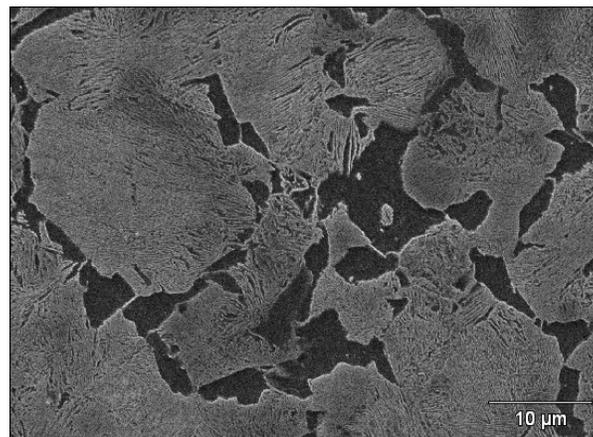


Figura 4.22: Microestrutura (MEV) obtida a 15 mm da pista da roda MWL. Nital 2%.



(a)



(b)

Figura 4.23: Microestrutura obtida a 25 mm da pista da roda MWL: (a) MO; (b) MEV. Nital 2%.

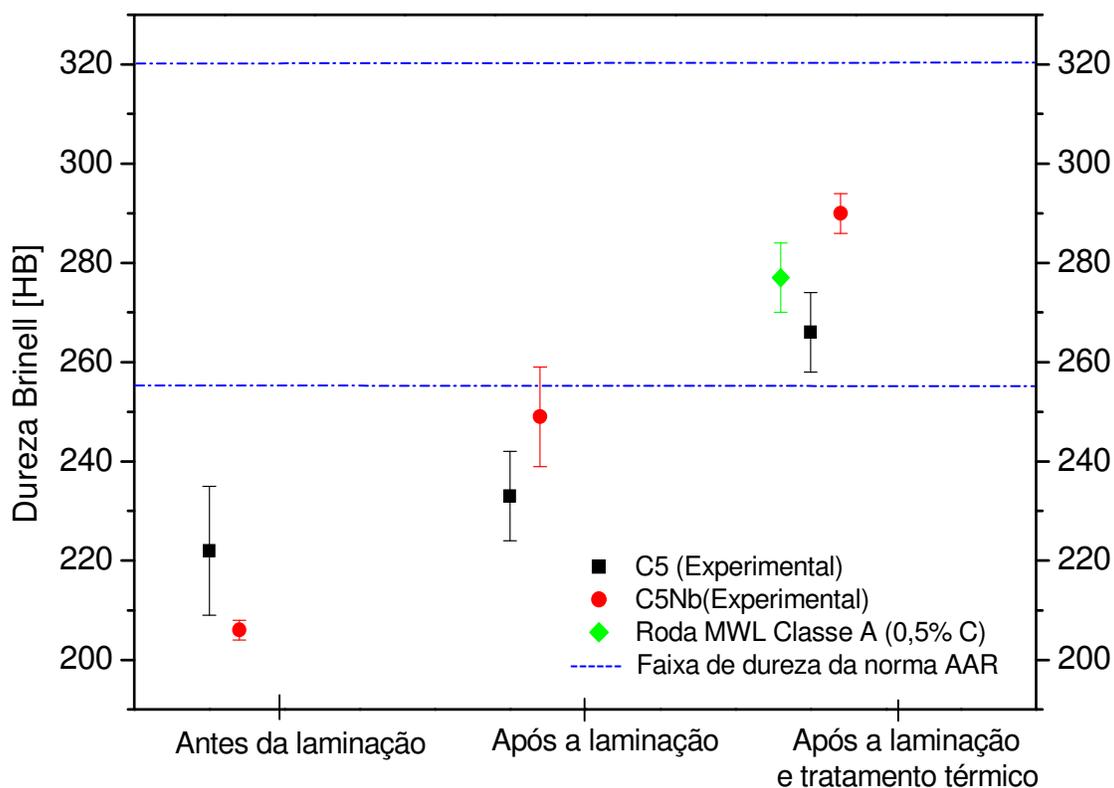


Figura 4.24: Dureza dos aços C5 e C5Nb antes e após a laminação e com tratamento térmico comparado com a dureza da roda ferroviária produzida pela MWL com mesmo teor de carbono.

A Figura 4.25 mostra os resultados do ensaio de tração dos aços C5, C5Nb e da roda 0,5 %C após o tratamento térmico. Percebe-se que o aço C5 obteve valores próximos do limite de escoamento e do limite de resistência em relação à roda 0,5 %C. O aço C5Nb obteve um aumento, em relação ao aço C5, do limite de escoamento e do limite de resistência de 119 MPa (22%) e 66 MPa (7%), respectivamente. Foram obtidos valores próximos do alongamento nos três aços e uma maior redução de área nos aços C5 e C5Nb em relação com 0,5 %C da roda ferroviária classe A fabricada pela MWL.

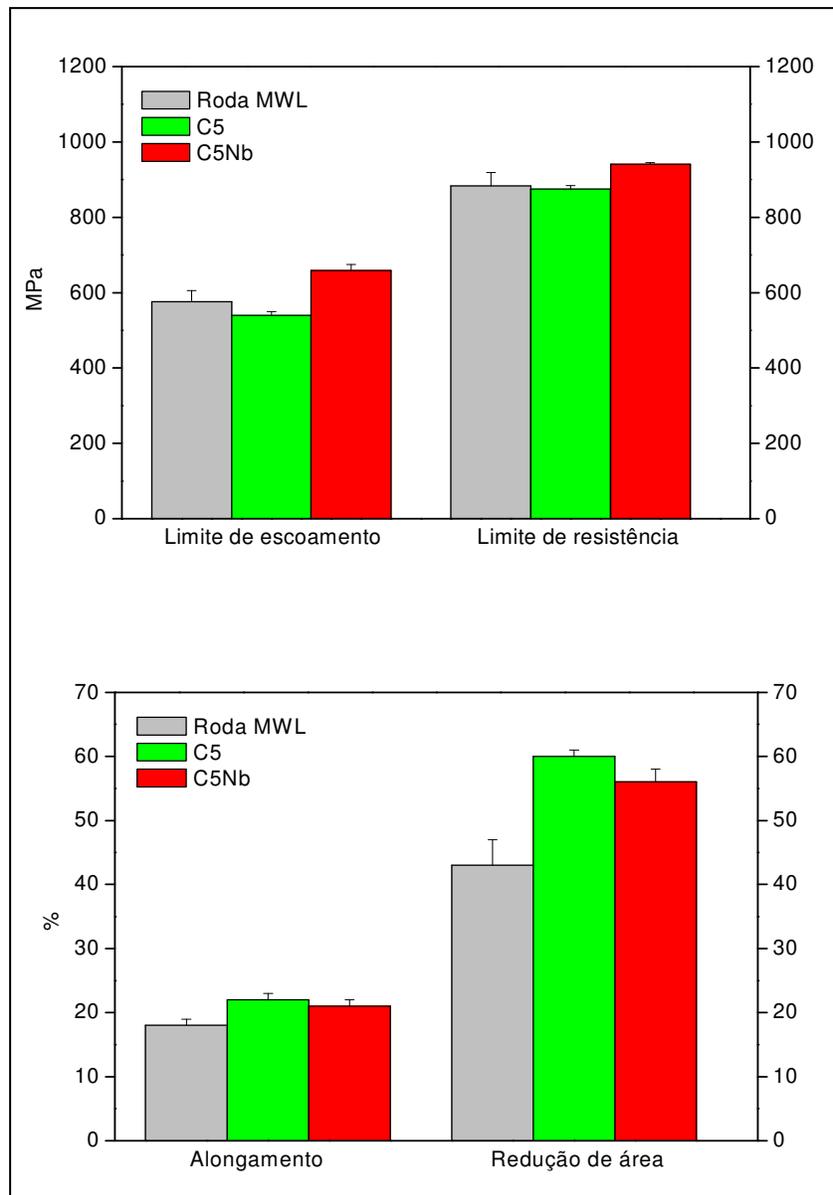


Figura 4.25: Resultados dos ensaios de tração nos aços C5 e C5Nb após laminação e tratamento térmico e do aço de uma roda de trem classe A com 0,5 % fabricada pela MWL.

A Figura 4.26 mostra os resultados do ensaio de impacto para os aços C5, C5Nb e da roda 0,5 %C. Pode-se observar que o aço C5 obteve um valor bem próximo do aço C5Nb, ou seja, não houve fragilização devido à adição de microligantes, e ambos os aços (C5 e C5Nb) obtiveram um valor de energia absorvida no impacto maior que o da roda produzida pela MWL.

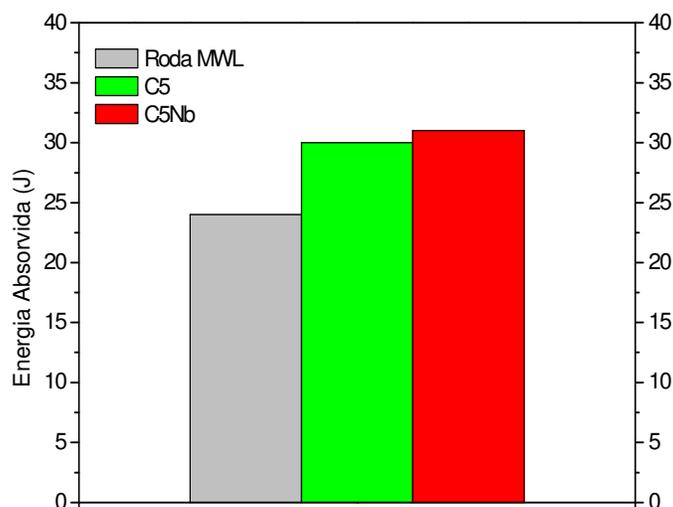


Figura 4.26: Resultado do ensaio Charpy para os aços C5 e C5Nb após laminação e tratamento térmico e do aço da roda MWL classe A com 0,5 %C na temperatura ambiente.

Na Tabela 4.10 observa-se um resumo das microestruturas e das propriedades mecânicas dos aços C5 e C5Nb processados em laboratório e simulando o processo de fabricação de uma roda ferroviária e o aço da roda classe A com 0,5 %C fabricada pela MWL Brasil.

Observa-se que o tratamento térmico de têmpera e revenimento aumentaram o LE, o LR, a RA e a energia absorvida no impacto, sem alterar o alongamento, para ambos os aços: C5 e C5Nb. A melhoria nas propriedades mecânicas foi devido à modificação estrutural. Não houve alteração do tamanho do grão austenítico com o tratamento térmico, o que era de se esperar, mas houve uma severa redução no espaçamento interlamelar da perlita no aço C5, que passou de 0,29 para 0,15 μm . Essa redução no espaçamento interlamelar da perlita explica o ganho de resistência mecânica do C5, além do notável ganho de redução de área, que praticamente dobrou e de tenacidade (a energia absorvida de impacto passou de 6 para 30 J), visto que a estrutura era de ferrita e perlita e a fração volumétrica de ferrita não foi alterada, assim como não houve alteração no tamanho de grão austenítico. Bae e Nam (1999) verificaram que para um tamanho de grão austenítico de 11 μm num aço com 0,82 %C, a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita (de 0,22 para 0,12 μm) aumentou a redução de área de 20 para 40%. Já um aço com 0,52 %C possuía um tamanho de grão de 23 μm , uma redução no espaçamento interlamelar de 0,24 a

Tabela 4.10: Resumo das microestruturas e propriedades mecânicas dos aços C5 e C5Nb processados em laboratório e da roda classe A fabricada pela MWL.

Propriedade	Após laminação		Após tratamento térmico		
	C5	C5Nb	C5	C5Nb	Roda MWL
Teor de Carbono (% em massa)	0,52	0,49	0,52	0,49	0,50
LE (MPa)	445 ± 6	616 ± 5	540 ± 10	659 ± 16	576 ± 29
LR (MPa)	812 ± 24	873 ± 3	875 ± 10	941 ± 4	883 ± 36
Alongamento (%)	23 ± 2	20 ± 2	22 ± 1	21 ± 1	18 ± 1
Redução de área (%)	36 ± 1	37 ± 0	60 ± 1	56 ± 2	43 ± 4
Energia absorvida no impacto (J) a 25 °C	6 ± 1	11 ± 1	30 ± 1	31 ± 1	25 ± 2
Tamanho de grão austenítico (µm)	12 ± 1	7 ± 2	13 ± 2	8 ± 1	13 ± 1
Microestrutura	F + P	FA + P	F + P	F+(P+B?)	F + P
% ferrita	7 ± 1	18 ± 5	5 ± 1	19 ± 2	8 ± 1
Espaçamento interlamelar da perlita (µm)	0,29 ± 0,02	0,22 ± 0,02	0,15 ± 0,01	ND	0,13 ± 0,01

F = Ferrita FA = Ferrita acicular P = Perlita (P+B?) = Perlita, bainita ou mistura de ambas
 ND = não foi possível determinar

0,16 μm provocou um aumento de 55 para 60% na redução de área. Também houve um aumento nos limites de escoamento e de resistência nos dois aços com a redução do espaçamento interlamelar da perlita.. O decréscimo do espaçamento interlamelar da perlita provocou o refino da espessura da cementita em aços hipoeutetóides e eutetóides, o que promoveu uma distribuição homogênea da deformação durante uma sollicitação, melhorando a ductilidade.

No aço C5Nb a perlita foi substituída por uma estrutura bastante refinada, sendo impossível a identificação no MO ou no MEV, mas que, pela dureza, deve ser composta de perlita muito fina, bainita, ou mistura de ambas.

Através da Tabela 4.6, observa-se que o aço convencional fabricado pela MWL era muito parecido com o aço C5 após o tratamento térmico, pois ambos possuíam estrutura de ferrita e perlita, com fração volumétrica de ferrita entre 5 e 8%. Também o tamanho de grão austenítico era o mesmo (13 μm) e o espaçamento interlamelar da perlita próximo (0,15 μm no aço C5 e 0,13 μm na roda MWL). Assim, as propriedades mecânicas obtidas também foram parecidas. Como o alongamento do aço fabricado pela MWL foi medido em corpo de prova com comprimento inicial de 60 mm (L_0) e os outros aços (C5 e C5Nb) foram medidos em corpos de prova com $L_0 = 45$ mm é possível que o alongamento do aço da MWL fosse um pouco maior se medido com um corpo de prova de mesmo L_0 (45 mm).

A diferença entre o aço C5Nb e os aços C5 e MWL foi que a adição de nióbio e molibdênio aumentou a quantidade de ferrita do C5Nb, visto que estes elementos são estabilizadores da ferrita (Silva e Mei, 2006). Outra diferença significativa é que estes elementos provocaram a formação de uma estrutura muito fina no aço C5Nb, impossível de ser observada no MO ou MEV, mas que pela dureza indica ser perlita muito fina ou bainita, ou ainda uma mistura de ambas. Também a adição de nióbio provocou uma redução do tamanho de grão austenítico do aço C5Nb em relação aos aços C5 e MWL (8 e 13 μm , respectivamente). Estas características estruturais do aço C5Nb aumentaram sua resistência mecânica em relação aos aços C5 e MWL, sem perda da ductilidade e da tenacidade, o que o indica para a produção de rodas ferroviárias da classe A com melhores propriedades que as atualmente fabricadas.

Capítulo 5

Conclusões

As principais conclusões deste trabalho podem ser assim resumidas:

1 – A laminação a quente de pequenas amostras de aço no laboratório, posteriormente tratados termicamente, simulou com sucesso de fabricação real de rodas de trem pela empresa MWL Brasil. Foi obtido a mesma estrutura e as mesmas propriedades mecânicas da roda de trem classe A, com 0,5 %C.

2 – Comparando-se os aços com e sem adição de molibdênio e nióbio após a laminação a quente entre 1200 e 1120 °C com 67% de redução total de espessura, observou-se que a adição de Mo e Nb proporcionou um aumento da resistência mecânica, mantendo a mesma ductilidade e tenacidade (ensaio Charpy). A adição de molibdênio favoreceu a formação da ferrita acicular.

O aumento da resistência mecânica foi ocasionado pelos seguintes fatores:

- ✓ Redução na temperatura de início de formação da perlita em 60 °C;
- ✓ Redução do espaçamento interlamelar da perlita;
- ✓ Refino do tamanho de grão austenítico.

3 – Após a laminação com posterior têmpera e revenimento a 500°C, simulando o mesmo tratamento feito na roda ferroviária produzida na MWL:

- ✓ O aço C5 apresentou dureza, resistência mecânica e alongamento iguais às do aço da MWL, porém com redução de área e energia absorvida no impacto à temperatura ambiente maiores que as do aço da MWL.

- ✓ O aço microligado com molibdênio e nióbio apresentou maiores valores de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade que os aços C5 e da MWL, o que demonstra seu potencial para melhorar a qualidade das rodas ferroviárias atualmente produzidas.

Sugestões para trabalhos futuros

- Fazer ensaio de desgaste disco contra disco para simular o conjunto roda-trilho e comparar o efeito da adição de microligantes nessa propriedade.
- Fazer MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão) para esclarecer dúvidas em relação à microestrutura do aço C5Nb e verificar a precipitação de carbonitreto de nióbio.
- Fabricar uma roda microligada com 0,5 %C e medir suas propriedades mecânicas.

Referências Bibliográficas

AAR, “Manual of Standards and Recommended Practices” – Wheel and Axles, M-107/M-208, 2004.

ABNT, Tratamentos térmicos dos aços – terminologia e definições, ABNT NBR NM 136, São Paulo, 1997.

Agência Nacional de Transporte Terrestre, <http://www.antt.gov.br/concessaofer>, acesso em 10/06/2009.

Ashby, M. F. & Jones, D. R. H., Engenharia de Materiais, v. 2, 3ª ed., Rio de Janeiro, Elsevier, 2007, 433 p.

ASM, Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams, Materials Park, OH: ASM International, 1977, 422 p.

ASTM Standard A 255 – 07, “Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel”. American Society for Testing and Materials, 2007.

ASTM Standard A 370 – 07a, “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products”. American Society for Testing and Materials, 2007.

ASTM Standard E 23 – 07a, “Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials”. American Society for Testing and Materials, 2007.

- Atkins, M., Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels, Metals Park, ASM International, Ohio, 1980, 260 p.
- Bae, C.M., Nam, W. J., Effect of microstructural features on ductility in hypo-eutectoid steels. Scripta Materialia, v. 41, 1999, p. 605-610.
- Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycombe, R.W.K., Steels - Microstructure and Properties, 2^a ed., Butterworth Heinemann, 1995, 324 p.
- Brandão, L.A.D., O sistema ferroviário brasileiro – Estrada de Ferro Carajás, <http://www.webartigos.com/articles/4800/1/o-sistema-ferroviario-brasileiro---estrada-de-ferro-carajas/pagina1.html>, acesso em 01/06/2009.
- Chae, D., Koss, D., Wilson, A. L., Howell, P.R., The effect of microstructural banding on failure initiation of HY-100 steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31, 2000, p. 995-1005.
- Chiaverini, V., Tecnologia Mecânica: Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas, 2^a ed., São Paulo, McGraw Hill, v.1, 1986, 206 p.
- Chiaverini, V. Aços e Ferros Fundidos, 7^a ed., São Paulo, ABM – Associação Brasileira de Metais, 2005, 600 p.
- Colpaert, H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 4^a ed., São Paulo, Edgard Blucher, 2008, 653 p.
- Coutinho, C.B., Materiais Metálicos para Engenharia. Fundação Christiano Ottoni – Belo Horizonte, 1992, 405 p.
- Deardo, A.J. An overview of microalloyed steels. 8th Process Technology Conference Proceedings, Warrendale, 1988, p. 67-78.

Dieter, G.E. Mechanical Metallurgy, McGraw Hill, 1988, 751 p.

Garcia, A., Spim, J.A., Santos, C.A., Ensaio dos Materiais, 1ª ed., Rio de Janeiro, Livro Técnicos e Científicos Editora, 2000, v. 01, 247 p.

Garcia, C.I. and Deardo, A.J., Formation of Austenite in Low Alloy Steels. Metallurgical Transactions, v. 12A, 1981, p. 1871-1875.

García de Andrés, C., Capdevila, C., Madariaga, I., Gutiérrez, I., Role of molybdenum in acicular ferrite formation under continuous cooling in a medium carbon microalloyed forging steel, Scripta Materialia, 2001, p. 709-716.

Hertzberg, R. W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 3ª ed., New York: John Wiley & Sons, 1989, p. 166-212.

Junhua, K.; Lin, Z.; Bin, G.; Pingue L.; Aihua W.; Changsen, X., Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties high strength pipeline steel, Materials and Design, 2004, p. 723-728.

Kestenbach, H.J.; Campos, S.S.; Morales, E.V., Role of interphase precipitation in microalloyed hot strip steels, Materials Science and Technology, 2006, p. 615-626.

Korchynsky, M., New trends in science and technology of microalloyed steels. In: Proceedings of an international conference on HSLA Steels '85, 4-8 november 1985, Beijing, China. HSLA steels: Metallurgy and Applications, ASM International, Metals Park, Ohio, p. 251-252, 1986.

Madariaga I., Gutierrez I., Acicular ferrite microstructures and mechanical properties in a medium carbon forging steel. Materials Science Forum, 1998, p. 419-426.

- Martin, J.W., and Doherty, R. D., *Stability of Microstructure in Metallic Systems*. Cambridge University Press, London, 1976, p. 234.
- Mei, P. R., “Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono, Tese (Doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1983.
- Mei, P. R., “Efeitos do tratamento termomecânico na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono microligados com nióbio”, Tese (Livre-docência), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1989.
- Mei, P.R., Bresciani Filho, E., Efeito de adições do nióbio na dureza e na formação da perlita. *Metalurgia. ABM*, v. 40, n. 323, 1984, p. 367-387.
- Silva, A.L.C; Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006, 646 p.
- Musschenborn, K.P., Inlau, L., Myer, U. e Schriever. U., Recent Development in Physical Metallurgy and Processing Technology of Microalloyed Flat Rolled Steels, *Microalloying '95 Conference Proceedings*, 1995, p. 35-48.
- Misra R.D.K., Weatherly G.C., Hartmann J.E., Boucek A.J., *Ultrahigh Strength Hot Rolled Microalloyed Steels: Microstructural aspects of development*, *Materials Science and Technology*, 2001, p. 1119–1129.
- Naylor D.J., *Microalloyed Forging Steels*, *Materials Science Forum*, 1998, p. 83-94.
- Paules, J. R., *Developments in HSLA steel products*. *JOM*, january, 1991, p. 41-44.
- Pickering, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, London, Applied Science Publishers Ltd, 1978, 275 p.

Porter, L. F. & Repas, P. E., The evolution of HSLA steels. *Journal of Metals*, v. 34, n° 4, April, 1982, p. 14-21.

Railway Applications – Wheelsets and Bogies – Wheels – Product Requirement, EN 13262, 2004.

Rasouli D., Khamaneh A. S., Akbaszadeh A., Daneshi G.H. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, p. 92-98.

Sage, A. M., Microalloyed Steels for Structural Applications, *Metals and Materials*, v.5, n° 10, 1989, p. 584-588.

Santos, R. G., *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*, Campinas-SP: Editora da Unicamp, 2006, 423 p.

Setor ferroviário brasileiro, <http://br.monografias.com/trabalhos3/setor-ferroviario-brasil/setor-ferroviario-brasil2.shtml>, acesso em 10/06/2009.

Shanmugam, S., Ramiseti, N., Misra, R.D.K., Mannering T., Panda, D., Jansto S. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels, *Materials Science and Engineering*, 2007, p. 335-343.

Stuart, H., The microalloying industry – A perspective. In: *Proceedings of an international conference on HSLA Steele'85*, 4-8 november 1985, Beijing, China. HSLA steels: Metallurgy and Applications, ASM International, Metals Park, Ohio, 1986, p. 45-57.

Tanaka, T., *Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel*. Microalloying'95 Conference Proceedings, Pittsburgh, 1995, p. 165-181.

Tanniru, M., Shanmugam, S., Misra, R.D.K., Panda, D., Jansto, S., Microalloyed V–Nb–Ti and V steels Part 1 – Stereological study of ferrite–pearlite microstructure and its relationship to toughness, *Materials Science and Engineering A*, 2005, p. 159-164.

Vegan, M.I.; Medina, S. F.; Quispe, A.; Gomez M., Gomez P.P., Recrystallisation driving forces against pinning forces in hot rolling of Ti-microalloyed steels, *Materials Science and Engineering A*, 2006, p. 253-261.

Union Internationale des Chemins de Fer – UIC Code (International Union of Railways) 813-3-O, 5^a ed., 1984.

Trabalhos publicados pelo aluno relativos à dissertação

VILLAS BOAS, R. L. ;CUNHA, A. P. A. ; GUIMARÃES, A. A. ; PIVOTTO, D. J. R. ; MEI, P. R. Efeito da adição de molibdênio e nióbio em aços com carbono entre 0,5 e 0,7 %. In: 5º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2009, Belo Horizonte. Anais do 5º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2009. p. 01-07.

ANEXO 1

Tabela de conversão de dureza

Tabela de conversão de dureza (Garcia, Spim e Santos, 2000)

Rockwell C HRC	Brinell HB	Vickers HV	Durezas Rockwell			Shore
			Escala A HRA	Escala B HRB	Escala D HRD	
68	—	940	85,6	—	76,9	97
67	—	900	85,0	—	76,1	95
66	—	865	84,5	—	75,4	92
65	739	832	83,9	—	74,5	91
64	722	800	83,4	—	73,8	88
63	705	772	82,8	—	73,0	87
62	688	746	82,3	—	72,2	85
61	670	720	81,8	—	71,5	83
60	654	697	81,2	—	70,7	81
59	634	674	80,7	—	69,9	80
58	615	653	80,1	—	69,2	78
57	595	633	79,6	—	68,5	76
56	577	613	79,0	—	67,7	75
55	560	595	78,5	—	66,9	74
54	543	577	78,0	—	66,1	72
53	525	560	77,4	—	65,4	71
52	512	544	76,8	—	64,6	69
51	496	528	76,3	—	63,8	68
50	481	513	75,9	—	63,1	67
49	469	498	75,2	—	62,1	66
48	455	484	74,7	—	61,4	64
47	443	471	74,1	—	60,8	63
46	432	458	73,6	—	60,0	62
45	421	446	73,1	—	59,2	60
44	409	434	72,5	—	58,5	58
43	400	423	72,0	—	57,7	57
42	390	412	71,5	—	56,9	56
41	381	402	70,9	—	56,2	55
40	371	392	70,4	—	55,4	54
39	362	382	69,9	—	54,6	52
38	353	372	69,4	—	53,8	51
37	344	363	68,9	—	53,1	50
36	336	354	68,4	(109,0)	52,3	49
35	327	345	67,9	(108,5)	51,5	48
34	319	336	67,4	(108,0)	50,8	47
33	311	327	66,8	(107,5)	50,0	46
32	301	318	66,3	(107,0)	49,2	44
31	294	310	65,8	(106,0)	48,4	43
30	286	302	65,3	(105,5)	47,7	42
29	279	294	64,7	(104,5)	47,0	41
28	271	286	64,3	(104,0)	46,1	41
27	264	279	63,8	(103,0)	45,2	40
26	258	272	63,3	(102,5)	44,6	38
25	253	266	62,8	(101,5)	43,8	38
24	247	260	62,4	(101,0)	43,1	37
23	243	254	62,0	100,0	42,1	36
22	237	248	61,5	99,0	41,6	35
21	231	243	61,0	98,5	40,9	35
20	226	238	60,5	97,8	40,1	34
(18)	219	230	—	96,7	—	33
(16)	212	222	—	95,5	—	32
(14)	203	213	—	93,9	—	31
(12)	194	204	—	92,3	—	29
(10)	187	196	—	90,7	—	28
(8)	179	188	—	89,5	—	27
(6)	171	180	—	87,1	—	26
(4)	165	173	—	85,5	—	25
(2)	158	166	—	83,5	—	24
(0)	152	160	—	81,7	—	24