

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR RENATO LYRA
VILLAS BÔAS E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 01/07/2010
[Assinatura]
ORIENTADOR

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

Autor: Renato Lyra Villas Bôas

Desenvolvimento de aço microligado para rodas ferroviárias

Campinas, 2010.

Renato Lyra Villas Bôas

Desenvolvimento de aço microligado para rodas ferroviárias

Dissertação apresentada ao Curso de Mestrado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Campinas
2010

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

V713d Villas Bôas, Renato Lyra
Desenvolvimento de aço microligado para rodas
ferroviárias / Renato Lyra Villas Bôas. --Campinas, SP:
[s.n.], 2010.

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

1. Rodas de vagões. 2. Trem - Rodas. 3. Nióbio. 4.
Molibdênio. 5. Aço - Metalurgia. I. Mei, Paulo Roberto.
II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Development of microalloyed steel for railway wheels
Palavras-chave em Inglês: Wagon wheels, Train - Wheels, Niobium, Molybdenum,
Steel - Metallurgy
Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação
Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica
Banca examinadora: Amilton Sinatora, Itamar Ferreira
Data da defesa: 01/07/2010
Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

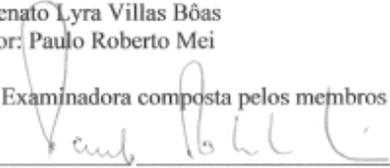
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Desenvolvimento de aço microligado para
rodas ferroviárias**

Autor: Renato Lyra Villas Bôas
Orientador: Paulo Roberto Mei

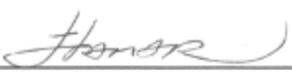
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



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



Prof. Dr. Amilton Sinatora
Instituição: Universidade de São Paulo - USP



Prof. Dr. Itamar Ferreira
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - Unicamp

Campinas, 01 de julho de 2010.

Dedicatória

Dedico este trabalho às minhas queridas Wanderleia, Julia e Ana Luiza. Sem elas nenhum sonho seria possível ou valeria à pena.

Agradecimentos

A Deus por iluminar sempre o meu caminho e me dar forças para seguir em frente.

Ao professor Dr. Paulo Roberto Mei pelo privilégio que tive de aprender como seu orientado, pela amizade e incentivo nos momentos difíceis.

Aos meus sete irmãos por compreenderem a minha ausência nos encontros familiares.

Aos amigos Domingos José Minicucci por ter aberto os caminhos para que eu iniciasse o mestrado, pelas discussões e ajuda, Sandra Lopes que por muitas vezes acreditou mais em mim que eu mesmo e Luiz Gustavo de Oliveira por viabilizar a minha ausência da fábrica uma vez por semana assumindo as minhas atribuições.

À MWL Brasil pelo total apoio à realização e conclusão deste trabalho.

Aos amigos Adilto Pereira Andrade Cunha por toda a ajuda técnica, discussões e auxílio nos ensaios, Solange Tamara Fonseca por todo o suporte não só técnico mas também burocrático e Emílio Cardoso por toda a ajuda e idéias desde o início deste trabalho.

A todos os funcionários da MWL Brasil, em especial: Aciaria - Carlos e Fabiano, Forjamento - Moraes e Jefferson, Tratamento térmico - Fernando e Marco, Usinagem - Milton e Fernando, Inspeção - José Benedito, Laboratório - Tiago, Francisco e João, Engenharia - João, Renê, Roberto, Willians, Estevão, Alex, Edmar, Bento e, com relevância, a Tiago Alegretti que muito se empenhou, principalmente, na confecção dos corpos de prova.

Aos técnicos da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, José Luiz, Claudenete e Eduardo, além dos diversos professores com os quais tive contato.

O problema pode ser modesto, mas se desafiar a curiosidade e puser em jogo faculdades inventivas, quem o resolver por seus próprios meios experimentará a tensão e gozará o triunfo da descoberta.

(George Polya em A Arte de Resolver Problemas)

Resumo

VILLAS BÔAS, Renato Lyra, *Desenvolvimento de aço microligado para rodas ferroviárias*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2010. 104 p. Dissertação (Mestrado).

Neste trabalho foi desenvolvido um aço microligado com 0,7% de carbono para fabricação de rodas ferroviárias. Tomou-se como base um aço classe C da norma AAR M-107 e adicionou-se nióbio e molibdênio. A pesquisa foi realizada em duas etapas distintas. A primeira etapa estudou-se o efeito da adição de nióbio e molibdênio no aço com 0,7% de carbono antes e após a deformação por laminação, simulando o forjamento real das rodas ferroviárias produzidas na MWL Brasil. Com os dados disponíveis passou-se à segunda etapa da pesquisa onde foram fabricadas e ensaiadas rodas ferroviárias na MWL Brasil usando um aço com composição química semelhante à utilizada na primeira etapa para observar o efeito do nióbio e molibdênio nas mesmas. Os aços foram austenitizados a 1250 °C para solubilização do nióbio na austenita e deformados a partir de 1200 °C. Na primeira etapa o aço foi laminado em 4 passes sofrendo uma deformação total na espessura de 67% e resfriado ao ar. Na segunda etapa, o aço foi forjado pelo processo de fabricação usado pela MWL Brasil. Após o tratamento térmico, foram realizados ensaios de dureza da perlita, tração, impacto, tenacidade à fratura, além de microscopia ótica e medida do tamanho de grão austenítico. Observou-se aumento no limite de escoamento (8,5%), ductilidade (15%), energia de impacto (29%), tenacidade à fratura (33%) e temperabilidade pela microadição de nióbio e molibdênio, mostrando que esses elementos podem melhorar o desempenho das rodas ferroviárias atualmente produzidas.

Palavras Chave

- Rodas ferroviárias, nióbio, molibdênio, aço 0,7% C, aço microligado

Abstract

VILLAS BÔAS, Renato Lyra, *Development of microalloyed steel for railway wheels*, Campinas: College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2010. 104 p. Dissertation (Master Degree in Mechanical Engineering).

In this work it was developed a microalloyed steel with 0.7% carbon to manufacture railway wheels. It was taken as basis a steel class C of standard AAR M-107 and added niobium and molybdenum. The research was conducted in two stages. The first step was studied the effect of the addition of niobium and molybdenum on 0.7% C steel before and after deformation by rolling, simulating the actual forging of railroad wheels process in MWL Brasil. With the available data the second stage of the research was conducted, manufacturing and testing railway wheels in MWL Brasil, using a steel with similar chemical composition to that was used in the first step to observe the effect of niobium and molybdenum in them. The steels were austenitized at 1250 °C for niobium solubilization in austenite and deformed from 1200 °C. In the first stage, the steels were rolled at 4 passes undergoing a total deformation of 67% in thickness and air-cooled. In the second step, the steels were forged by MWL Brasil manufacturing process. After heat treatment, tests on pearlite hardness, tensile, impact, fracture toughness were performed. Microstructure was observed by optical microscopy and the austenite grain size was measured. It was observed an increasing on the yield strength (8,5%), ductility (15%), impact energy (29%), fracture toughness (33%) and hardenability by niobium and molybdenum microalloying, showing that these elements can improve the performance of railway wheels nowadays produced by MWL Brasil.

Key Words

Railroad wheels, niobium, molybdenum, 0.7% C steel, microalloyed steel

Lista de Ilustrações

Figura 2.1: Nomenclatura da roda ferroviária	5
Figura 2.2: Primeira locomotiva a vapor	6
Figura 2.3: Evolução do transporte ferroviário de 1996 até 2009	10
Figura 2.4: Pista de rolamento com spalling (escamação) com estrutura martensítica revelada com ataque de persulfato de amônia.....	14
Figura 2.5: Fator multiplicador de temperabilidade	18
Figura 2.6: Influência do teor de molibdênio na resistência após o revenimento de aço com composição baixa: 0,35% C e 0,50% Cr.....	19
Figura 2.7: Transição dúctil-frágil para dois aços revenidos, alterando a taxa de resfriamento após o revenimento.	20
Figura 2.8: Efeito do Cr e Cr-Mo no limite de escoamento.	21
Figura 2.9: Efeito do Cr e Cr-Mo na energia de impacto	21
Figura 2.10: Efeito do Cr e Cr-Mo nas propriedades mecânicas.....	22
Figura 2.11: Tenacidade à fratura em função da relação manganês/carbono, com e sem adição de alumínio para refinamento de grão em aço carbono	24
Figura 2.12: Taxa de desgaste versus composição química	25
Figura 2.13: Fabricação do aço.....	27
Figura 2.14: Desgaseificador	28
Figura 2.15: Lingotamento.	28
Figura 2.16: Corte do lingote.....	29
Figura 2.17: Primeira operação de forjamento.	30
Figura 2.18: Segunda operação de forjamento.	30
Figura 2.19: Esquema da terceira operação de forjamento – laminação	31
Figura 2.20: Terceira operação de forjamento indicando os 8 rolos para a laminação.	31
Figura 2.21: Terceira operação de forjamento.....	32
Figura 2.22: Quarta operação de forjamento	32
Figura 2.23: Fossa de resfriamento das rodas forjadas.....	33

Figura 2.24: Tratamento térmico de uma roda ferroviária.....	34
Figura 2.25: As 5 operações básicas de usinagem de uma roda ferroviária	35
Figura 2.26: Foto da terceira operação de usinagem	35
Figura 2.27: Esquema do ensaio de ultra som em rodas ferroviárias	36
Figura 3.1: Fluxograma do desenvolvimento da pesquisa.....	38
Figura 3.2: Lingote “como recebido” usado para retirada dos corpos de prova para laminação dos aços C7 e C7Nb.....	39
Figura 3.3: Relação entre a altura do bloco e a espessura do aro após a primeira operação de forjamento.	40
Figura 3.4: Corpo de prova para laminação.....	40
Figura 3.5: Laminador FENN-051.....	41
Figura 3.6: Corpo de prova depois da laminação.	43
Figura 3.7: Roda padrão da norma AAR, tipo K-36.....	45
Figura 3.8: Curva de aquecimento para laminação dos aços C7 e C7Nb.....	49
Figura 3.9: Corpo de prova dos aços C7 e C7Nb ensaiados na Unicamp	51
Figura 3.10: Posicionamento da retirada dos corpos de prova dos aços C7 e C7Nb após a laminação.	52
Figura 3.11: Corpo de prova ensaiado na MWL Brasil.....	52
Figura 3.12: Posição de retirada dos corpos de prova de tração de impacto em rodas ferroviárias, conforme norma EN 13262.....	53
Figura 3.13: Corpo de prova do ensaio de impacto	53
Figura 3.14: Posicionamento para retirada dos corpos de prova para ensaio de impacto dos aços C7 e C7Nb.....	54
Figura 3.15: Ensaio Jominy dos aços C7 e C7Nb.....	55
Figura 3.16: Posição de retirada dos corpos de prova dos conjuntos laminados dos aços C7 e C7Nb para o ensaio Jominy.....	55
Figura 3.17: Corpo de prova subsize dos aços C7 e C7Nb para ensaio Jominy.....	56
Figura 3.18: Foto do forno com 2 corpos de prova e o terceiro com termopar.	57
Figura 3.19: Dispositivo para posicionamento do corpo de prova para medição de dureza	58
Figura 3.20: Posicionamento de retirada dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura	59

Figura 4.1: Micrografias obtidas por microscopia ótica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação.....	61
Figura 4.2: Micrografias obtidas por MEV do aço C7Nb depois da laminação.....	61
Figura 4.3: Tamanho de grão austenítico antes e depois da laminação dos aços C7 e C7Nb	62
Figura 4.4: Tamanho de grão austenítico antes e depois da laminação dos aços C7 e C7Nb	63
Figura 4.5: Microestrutura perlítica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação.....	64
Figura 4.6: Temperatura de início de formação perlítica dos aços C7 e C7Nb depois da laminação.	65
Figura 4.7: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita antes e depois da laminação.	66
Figura 4.8: Macro dureza e micro dureza perlítica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação.	67
Figura 4.9: Resultados dos ensaios de tração nos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação.	69
Figura 4.10: Energia absorvida durante o ensaio de impacto depois da laminação dos aços C7 e C7Nb.....	70
Figura 4.11: Ensaio Jominy subsize dos aços C7 e C7Nb depois da laminação.	71
Figura 4.12: Propriedades relativas dos aços C7 e C7Nb depois da laminação.	72
Figura 4.13: Micrografias obtidas por microscopia ótica dos aços C7Nb-M1 e C7-M.....	73
Figura 4.14: Tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M1 e C7-M.....	74
Figura 4.15: Tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M1 e C7-M.	75
Figura 4.16: Microestrutura perlítica dos aços C7Nb-M1 e C7-M.....	75
Figura 4.17: Espaçamento interlamelar mínimo dos aços C7Nb-M1 e C7-M	76
Figura 4.18: Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço C7Nb-M1	77
Figura 4.19: Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço C7-M.....	77
Figura 4.20: Micrografia obtida por microscopia ótica do aço C7Nb-M2	80
Figura 4.21: Tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M2 e C7Nb-M1.	81
Figura 4.22: Microestrutura perlítica do aço C7Nb-M2	81
Figura 4.23: Espaçamento interlamelar mínimo dos aços C7Nb-M2 e C7Nb-M1.	82
Figura 4.24: Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço C7Nb-M2.....	83

Figura 4.25: Micrografias obtidas por microscopia ótica dos aços C7Nb-M2 e C7-M.....	86
Figura 4.26: Mapas de dureza das rodas fabricadas com os aços C7Nb-M2 e C7-M.....	87
Figura 4.27: Resultados dos ensaios de tração nos aços C7Nb-M2 e C7-M.....	88
Figura 4.28: Resultados dos ensaios de impacto nas rodas dos aços C7Nb-M2 e C7-M na temperatura ambiente	89
Figura 4.29: Tenacidade à fratura dos aços C7-M e C7Nb-M2.....	90
Figura 4.30: Propriedades relativas dos aços C7-M, C7Nb-M1 e C7Nb-M2.....	91

Lista de Tabelas

Tabela 1.1: Aplicação de rodas ferroviárias para cada tipo de materia	2
Tabela 1.2: Comparação entre propriedades mecânicas de aços fabricados conforme a norma AAR e aços modificados.....	3
Tabela 2.1: Defeitos em rodas ferroviárias.....	11
Tabela 3.1: Composição química na panela	39
Tabela 3.2: Dimensões dos corpos de prova depois da laminação.....	43
Tabela 3.3: Parâmetros utilizados na laminação.....	44
Tabela 3.4: Composição química nos lingotes	45
Tabela 3.5: Temperatura de cada zona do forno rotativo no momento da retirada do primeiro bloco de teste	46
Tabela 3.6: Temperatura após cada operação do processo de forjamento.....	46
Tabela 3.7: Temperatura em cada zona do forno na austenitização e no revenimento.	47
Tabela 3.8: Composição química na panela	47
Tabela 4.1: Tamanho de grão austenítico	63
Tabela 4.2: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita.	65
Tabela 4.3: Macro dureza e micro dureza da perlita dos aços C7 e C7 Nb.....	66
Tabela 4.4: Resultados do ensaio de tração dos aços antes e depois da laminação.....	68
Tabela 4.5: Energia absorvida no ensaio de impacto.....	70
Tabela 4.6: Tamanho de grão austenítico	74
Tabela 4.7: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita	76
Tabela 4.8: Ensaio de tração para os materiais da corrida C7Nb-M1 e C7-M.....	78
Tabela 4.9: Ensaio de impacto para os materiais da corrida C7Nb-M1 e C7-M na temperatura ambiente	78
Tabela 4.10: Ensaio de tenacidade à fratura para os aços C7Nb-M1 e C7-M.....	79
Tabela 4.11: Tamanho de grão austenítico	80
Tabela 4.12: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita	82
Tabela 4.13: Ensaio de tração nas rodas fabricadas com o aço C7Nb-M2 e C7Nb-M1.	83

Tabela 4.14: Ensaio de impacto nas rodas fabricadas com o aço C7Nb-M2 e C7Nb-M1 ...	84
Tabela 4.15: Ensaio de tenacidade à fratura nas rodas fabricadas com o aço C7Nb-M2 e C7Nb-M1.	84
Tabela 4.16: Resultados dos ensaios de tração nos aços C7Nb-M2 e C7-M.....	88
Tabela 4.17: Resultados dos ensaios de impacto nas rodas dos aços C7Nb-M2 e C7-M na temperatura ambiente	89
Tabela 4.18: Tenacidade à fratura dos aços C7-M e C7Nb-M2	90

Lista de Abreviaturas e Siglas

AAR - Association of American Railroads	
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	
RA - Redução de Área	[%]
RCF - Rolling Contact Fatigue	
UNICAMP - Universidade Estadual de Campinas	
UIC - Union Internationale des Chemins de Fer	
UTS – Ultimate Tensile Strength (limite de resistência)	[MPa]

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1- Considerações iniciais	1
1.2- Objetivos do trabalho	3
2 REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1- Histórico do transporte ferroviário	5
2.2- Defeitos que ocorrem em rodas ferroviárias	10
2.3- Uso de elementos de liga para melhorar as propriedades mecânicas de rodas ferroviárias	15
2.4- Processo de fabricação de roda ferroviária forjada na MWL Brasil	27
2.4.1- Aciaria	27
2.4.2- Corte a Quente.....	29
2.4.3- Forjamento.....	30
2.4.4- Tratamento Térmico	33
2.4.5- Usinagem.....	34
2.4.6- Inspeção Final.....	35
3 MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1- Primeira etapa da pesquisa	37
3.2- Segunda etapa da pesquisa	44
3.3- Metalografia	48
3.3.1- Microscopia ótica	48
3.3.2- Tamanho de grão austenítico.....	48
3.3.3- Espaçamento interlamelar da perlita (S_0)	50
3.4- Ensaio Mecânicos	50
3.4.1- Macro dureza	50
3.4.2- Micro dureza.....	50
3.4.3- Ensaio de tração.....	51

3.4.4- Ensaio de impacto.....	53
3.4.5- Ensaio Jominy (subsize)	54
3.4.6- Tenacidade à fratura	58
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	60
4.1- Estrutura dos aços antes e depois da laminação	60
4.2- Propriedades dos aços antes e depois da laminação	66
4.3- Aços C7Nb-M1 e C7-M	73
a) Metalografia.....	73
b) Ensaio de dureza.....	76
c) Ensaio de tração.....	77
d) Ensaio de impacto.....	78
e) Ensaio de tenacidade à fratura	78
4.4- Aço C7Nb-M2	79
a) Metalografia.....	80
b) Ensaio de dureza.....	82
c) Ensaio de tração	83
d) Ensaio de impacto.....	84
e) Ensaio de tenacidade à fratura	84
4.5- Comparação de resultados entre o aço microligado desenvolvido (C7Nb-M2) e o aço tradicionalmente produzido pela MWL (C7-M)	85
a) Metalografia.....	85
b) Dureza.....	86
c) Tração	87
d) Impacto	88
e) Tenacidade à fratura	89
5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS.....	92
Referências Bibliográficas	94
Trabalhos publicados pelo aluno relativos à dissertação	99

1 INTRODUÇÃO

1.1- Considerações iniciais

Assim como em outros setores da economia, o setor de transporte ferroviário principalmente voltado ao transporte de minério de ferro tem buscado uma maior competitividade de seus produtos e serviços. Desta forma, a redução de custo é imperativa. Uma das maneiras de reduzir custos é através do aumento da carga transportada por eixo, do tamanho do trem ou da velocidade no trajeto. O que normalmente se verifica é o aumento de todas estas possibilidades simultaneamente. Se, por um lado, tem-se uma redução de custo uma vez que a mesma composição transporta mais carga e em menor tempo, por outro lado aumenta o custo de manutenção corretiva, uma vez que aceleram as falhas nos componentes dos vagões e na via permanente. Tal como os outros componentes, o sistema roda-trilho ou roda-trilho-sapata de freio é sensivelmente afetado por esses aumentos de esforços. Assim como os trilhos na via permanente, as rodas representam destacadamente o maior custo na manutenção do material rodante e a principal causa da retenção de vagões para manutenção corretiva (ALVES, 2000).

O objetivo de um sistema de transporte é movimentar cargas e/ou passageiros de um ponto para outro, dentro de um tempo razoável, a um custo competitivo, com absoluta segurança. Um sistema ferroviário bem administrado atende perfeitamente a todos estes requisitos, com vantagem econômica comprovadamente superior a sete ou mais vezes sobre o seu principal concorrente: o sistema rodoviário (ROZA, 2000).

As rodas ferroviárias tradicionais são feitas de aço com alto e médio teores de carbono, dependendo do tipo de aplicação. A Norma AAR M-107 (2009), divide as rodas em 4 classes de aplicação conforme tabela 1.1.

Tabela 1.1: Aplicação de rodas ferroviárias para cada tipo de material (AAR M-107, 2009).

Classe	Carbono (%)	Dureza (BHN)	Aplicação
L	0,47 Máx.	197 – 277	Altas velocidades e condições severas de frenagem.
A	0,47 – 0,57	255 – 321	Altas velocidades com condições severas de frenagem com cargas moderadas.
B	0,57 – 0,67	302 – 341	Altas velocidades com condições severas de frenagem e altas cargas.
C	0,67 – 0,77	321 – 363	Baixas velocidades, condições leves de frenagem e altas cargas.

Durante anos, houve poucas mudanças no desenvolvimento de novos tipos de aços para aplicação em rodas ferroviárias porém, ultimamente, muito se tem evoluído em relação aos aços microligados e aços bainíticos (MINICUCCI, 2003).

Os aços microligados existem há muito tempo. Estes aços possuem pequenas adições (menores que 0,1% em massa) de elementos de liga (origem do termo “micro”) que melhoram muito as propriedades mecânicas, resistência ao desgaste e temperabilidade do material. Os elementos de liga mais comuns nos aços microligados são, dentre outros: vanádio, nióbio e titânio (MINICUCCI, 2003). Além destes, outros elementos de liga como o cromo e o silício, podem aumentar a temperatura de início da austenita e reduzir a temperatura de formação da martensita fazendo com que a zona termicamente afetada diminua e a martensita ocorra somente em condições mais severas (LONSDALE, 2005).

Os aços bainíticos são de baixo carbono e neles se impede a formação de martensita. Eles possuem uma tenacidade maior que os aços perlíticos (estrutura principal dos aços carbonos para rodas ferroviárias). Uma das dificuldades no uso destes aços na fabricação de rodas ferroviárias é a temperatura de forjamento e laminação. A faixa ideal é muito estreita e o seu controle tem que ser muito preciso.

A tabela 1.2 compara as principais propriedades mecânicas dos aços microligados e bainíticos onde:

B e C – Aços fabricados conforme a norma AAR nas classes B e C.

MB e MC – Aços fabricados conforme a norma AAR nas classes B e C porém microligados.

I e H – Aços bainíticos de baixo carbono.

Tabela 1.2: Comparação entre propriedades mecânicas de aços fabricados conforme a norma AAR e aços modificados (CONSTABLE, 2004).

Aço (classe)	%C	Dureza (BHN)		LE (MPa)	Impacto (J)	K _{Ic} (MPa.m ^{1/2})	Alongamento (%)
		S	60				
B (AAR M-107)	0,62	316	260	650	10,5	42,0	14,2
MB (microligado)	0,62	330	300	790	12,4	54,4	14,6
C (AAR M-107)	0,72	330	290	710	7,1	32,0	12,5
MC (microligado)	0,72	350	325	800	9,4	41,2	13,0
I (bainítico)	0,15	375	375	910	35,0	74,7	13,1
H (bainítico)	0,20	415	415	1130	23,7	70,7	17,5

S- Dureza na superfície de rolamento da roda.

60- Dureza a 60 mm de profundidade da pista de rolamento.

LE- Limite de escoamento no aro da roda.

K_{Ic}- Resultado de ensaio de tenacidade à fratura no aro da roda.

Como podemos observar, os aços microligados possuem vantagens com relação aos convencionais. Os bainíticos possuem vantagens mais significativas ainda, pois com baixos teores de carbono conseguem dureza e tenacidade superiores ao classe C da AAR e dos microligados. Este tipo de aço ainda está em fase de pesquisa e testes, mas parece ser uma tendência muito forte para um futuro próximo (MINICUCCI, 2003).

1.2- Objetivos do trabalho

O desenvolvimento de aços para fabricação de rodas ferroviárias com propriedades mecânicas superiores e maiores resistência ao desgaste e às trincas térmicas durante o uso garantem uma maior vida para a roda. Garantindo o proposto, também será garantida uma maior

segurança no transporte ferroviário, menor retenção de vagões para manutenção corretiva e menor custo operacional.

Os objetivos deste trabalho são:

1) Estudar os efeitos de microadições de 0,05% de nióbio e 0,12% de molibdênio na estrutura e propriedades mecânicas (limite de resistência e escoamento, ductilidade, tenacidade e temperabilidade) de aços com 0,7% C (classe C da norma AAR M-107) usados na fabricação de rodas ferroviárias.

2) A partir dos dados obtidos fabricar uma roda com aço microligado ao nióbio e molibdênio e comparar sua estrutura e propriedades mecânicas com as das rodas não microligadas fabricadas pela MWL.

ou frisos ao longo dos trilhos. Os vagões moviam-se com mais facilidade sobre os trilhos do que sobre a terra cheia de sulcos e enlameada, ou sobre o chão das minas (LAUERMAN, 2008).

Em meados do século XVIII os trabalhadores começaram a revestir os trilhos de madeira com tiras de ferro a fim de torná-los mais duráveis e posteriormente, a fabricá-los inteiramente de ferro.

Em 1803 o engenheiro inglês Richard Trevithick construiu a primeira máquina capaz de aproveitar a alta pressão do vapor (figura 2.2). Esta máquina era similar a uma locomotiva que pesava 5 toneladas e atingia 5 km/h (PORTO, 2004).

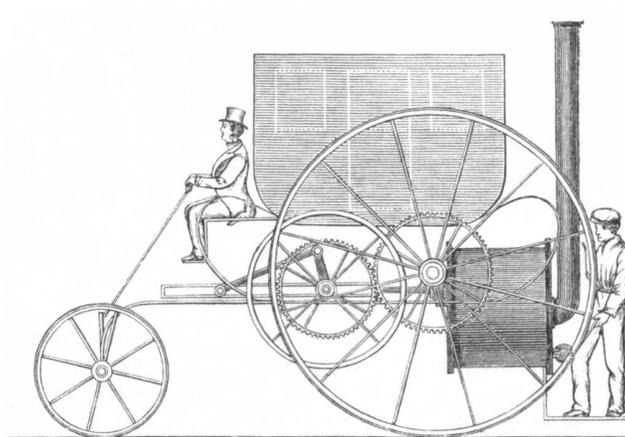


Figura 2.2: Primeira locomotiva a vapor (LAUERMAN, 2008).

George Stephenson, também engenheiro inglês, foi o verdadeiro criador da tração a vapor em estrada de ferro. Primeiro a compreender o princípio de aderência de rodas lisas sobre uma superfície também lisa, construiu, em 1813, a locomotiva Blucher, testada em 1814, puxando 8 vagões com 30 toneladas, ligando Lilligwort e Hetton (PORTO, 2004).

A primeira ferrovia pública foi inaugurada em 1825 e cobria uma distância de 32 km entre Stockton a Darlington, na Inglaterra (LAUERMAN, 2008).

Por volta de 1870, a espinha dorsal da atual rede ferroviária da Europa já havia sido construída. As linhas principais e auxiliares adicionais foram construídas durante o final do século XIX e princípio do século XX (LAUERMAN, 2008).

O sucesso inglês despertou o interesse do governo imperial brasileiro, que elaborou uma lei, em outubro de 1835, incentivando as estradas de ferro. Estas deveriam ligar a capital do país, Rio de Janeiro, às províncias de Minas Gerais, Rio Grande do Sul e Bahia (PORTO, 2004).

Em 1854 foi inaugurada a primeira linha ferroviária no Brasil ligando o Porto de Mauá (Baía de Guanabara) à raiz da serra de Petrópolis, com extensão de 14,5 km e bitola de 1,676 m. Somente em 1883 os trilhos chegaram a Petrópolis, através de 6 km de linha em cremalheira (SETTI, 2000).

A escolha da bitola de 1,60 m para as primeiras ferrovias construídas no Brasil após a Estrada de Ferro Mauá sempre foi um mistério, cuja explicação talvez seja a maior disponibilidade de material na Inglaterra que necessitava ser exportado, pois o Parlamento Britânico, já em 1846, havia definido a bitola de 1,435 m como padrão, proibindo qualquer construção com escolha diferente a partir daquele ano (SETTI, 2000).

Durante anos, no final do século XIX, a escolha da bitola para as novas construções e prolongamentos de ferrovias gerou grande polêmica no Brasil. Existiam duas correntes, a dos “larguistas” que defendiam bitola de 1,60 m e a dos “estreitistas” que defendiam bitola de 1,00 m. Este erro da diversidade de bitolas, com muitas discussões acadêmicas e nenhum esforço prático para unificação, afeta até hoje o sistema ferroviário brasileiro, tirando-lhe considerável poder de competitividade, sobretudo na captação de transportes a maiores distâncias (SETTI, 2000).

Gradativamente, os engenheiros foram aumentando a potência e a velocidade das locomotivas a vapor. No final do século XIX, muitos trens já desenvolviam com facilidade 80 a 100 km/h. Os engenheiros, ainda nesse mesmo período, projetavam as locomotivas elétricas (LAUERMAN, 2008).

No Brasil, a pioneira na eletrificação foi a Companhia Paulista de Estradas de Ferro, no trecho Jundiaí-Campinas, em 1927 (PORTO, 2004). Antes desta, a tração elétrica foi empregada em um bonde da Companhia Ferro Carril do Jardim Botânico, em 1892 (SETTI, 2000).

Em 1950, já se via na composição percentual entre os modais de transporte do Brasil, o rodoviário de mercadorias aparecendo com participação de 38%, enquanto que o ferroviário detinha 30% e o de cabotagem com 32% (SILVA JR., 2007).

Juscelino Kubitschek, em seu “Plano de Metas” de caráter desenvolvimentista, destacava o transporte rodoviário, expandindo as rodovias federais em 15.000 km, de 1956 a 1961. Durante o Governo Juscelino Kubitschek, o setor rodoviário apresentou um crescimento de 15%, principalmente depois da implantação da indústria automobilística (SILVA JR., 2007).

Houve até tentativas de dar soluções ao contínuo processo de deterioração das ferrovias, primeiro através da encampação de 80% delas, criando assim, a Rede Ferroviária Federal S.A. (RFFSA) em 1957. As ferrovias integrantes do sistema passaram a absorver grandes subvenções, que chegou em 1969 a 92,7%, sendo que a porcentagem do PIB era de 0,4%, valor que veio declinando desde 1964, cuja porcentagem do PIB foi de 1,7%. Mesmo as subvenções foram incapazes de evitar a constante deterioração do setor, que continuou em queda na sua participação (SILVA JR., 2007).

Durante os governos dos militares, manteve-se a opção rodoviária, apesar das tentativas de melhoria dos sistemas hidroviário e ferroviário. Nesse período foram construídos vários quilômetros de estradas de rodagem, frutos de planos de integração nacional e programas de desenvolvimento regionais (SILVA JR., 2007).

Posteriormente aos governos militares, já no Governo Sarney (1985-1989), foi investido 43% em rodovias, 25% em ferrovias e 20% em hidrovias (SILVA JR., 2007).

Nos anos 1990, sobretudo no governo de Fernando Henrique Cardoso (1995-2003), houve, em relação aos anos 1980, um crescimento do modal rodoviário de cargas e a privatização das

ferrovias, arrematando o “desenho” ferroviário no Brasil, de uma rede que proporciona um baixo grau de integração territorial e baixo dinamismo econômico. Da extensão total das ferrovias brasileiras, 23.116 km (81%) foram construídos com bitola métrica. Para os 5.400 km restantes, predomina em 17% da extensão a bitola larga. Apenas 2% da malha são de bitola mista, onde existem três ou mais trilhos, permitindo assim a conexão de malhas de bitolas diferentes (SILVA JR., 2007).

No Brasil, mais de 96% das malhas ferroviárias operam por concessões do governo brasileiro promovidas através do Programa Nacional de Desestatização (SILVA JR., 2007).

A concretização da privatização da RFFSA se deu em 1995. Com o leilão da Malha Paulista (antiga Fepasa) incorporada à RFFSA em 1998 concluiu-se o processo de privatização (SILVA JR., 2007).

O país tem, atualmente, cerca de 30.000 km de trilhos destinados ao transporte de cargas, o que é pouco se forem considerados os 8,5 milhões de km² de área do território nacional. A densidade da malha brasileira é de 3,5 km de linha para cada 1000 km² de área, uma baixa cobertura ferroviária se comparado a países como Estados Unidos (densidade de malhas de 21,3 km) ou Alemanha (densidade de malha de 130,3 km) (GALDINO, 2009).

Mas o cenário poderá mudar, pelo menos um pouco, até 2015. A perspectiva é de construção de mais 4.100 km de trilhos. O Brasil ainda concentra grande parte do transporte de cargas nas rodovias (58%). As ferrovias aparecem com 28% dessa demanda. Apesar disso, segundo a Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários (ANTF), o Brasil transportou no ano de 2008 cerca de 459,7 milhões de toneladas úteis. Entre 1997 e 2008, a movimentação de cargas pelas ferrovias cresceu 81,5%. Segundo a Fundação Getúlio Vargas (FGV), até 2015 a quantidade de carga transportada pelas ferrovias passará para 765 milhões de toneladas (GALDINO, 2009). A figura 2.3 mostra a evolução do transporte ferroviário de 1996 até 2009.

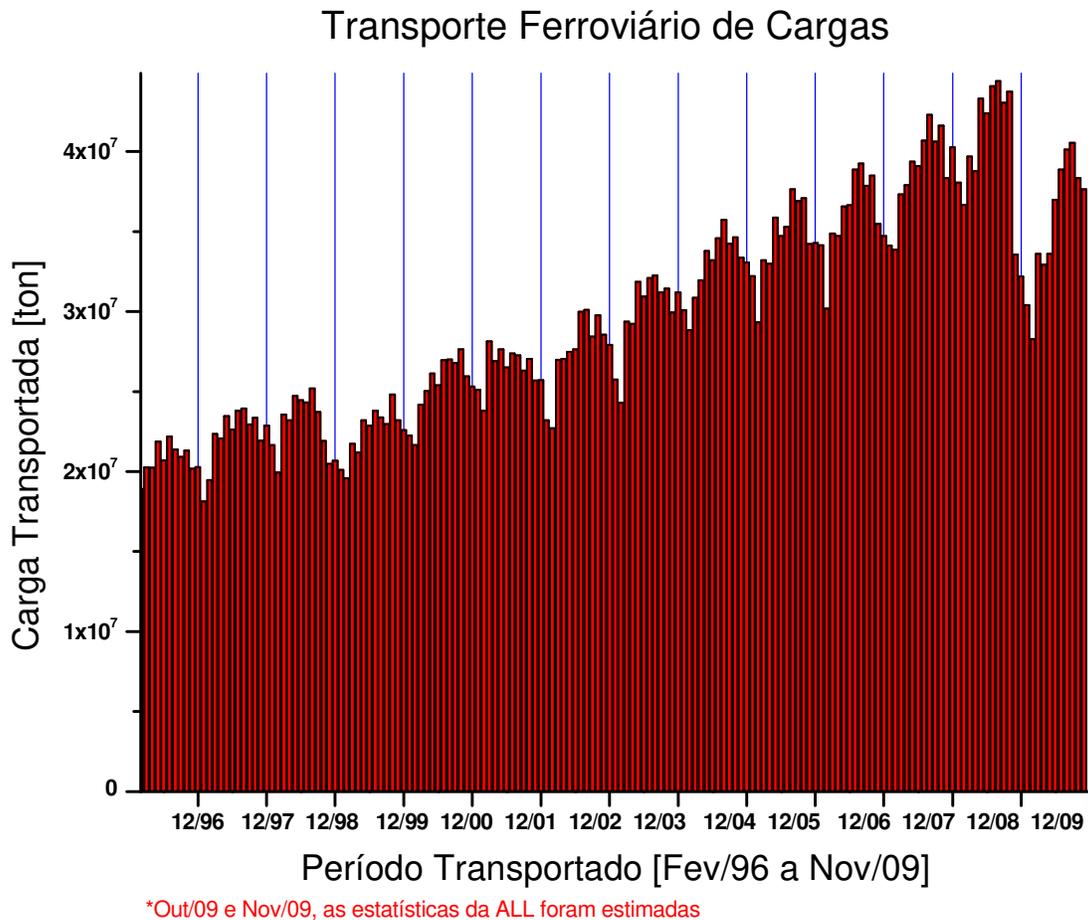


Figura 2.3: Evolução do transporte ferroviário de 1996 até 2009 (Fonte: FIPE, 2009).

2.2- Defeitos que ocorrem em rodas ferroviárias

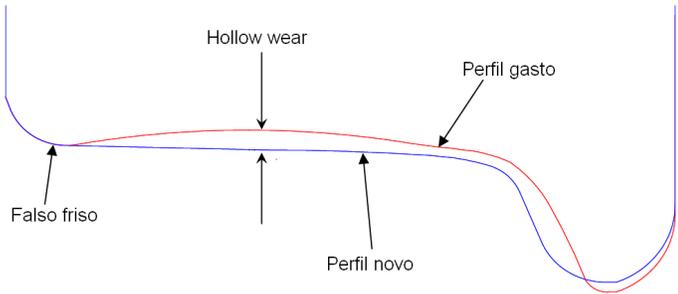
As rodas ferroviárias são dimensionadas para serem substituídas por desgaste e nunca por algum tipo de defeito, porém, devido às diferentes condições de serviço e ocorrências ligadas ao seu processo de fabricação, alguns defeitos acontecem durante o seu uso, tendo como consequência a necessidade de reperfilamento ou sucateamento da roda.

As rodas apresentam defeitos com maior frequência na pista de rolamento, normalmente oriundos do processo de fadiga que, no caso da roda ferroviária, é crítico. A fadiga pode ser térmica (devido à frenagem), mecânica (devido à carga) ou devido a ambas (MINICUCCI, 2003).

Dependendo da profundidade com que o processo de fadiga se desenvolve é possível determinar o tipo de defeito. Os defeitos que se iniciam em profundidades maiores geralmente estão relacionados com inclusões, porosidades ou vazios internos no aço. Neste trabalho, o interesse é combater os defeitos superficiais na pista de rolamento e friso que obrigam a retirada da roda do uso para reusinagem a fim de eliminá-los. A tabela 2.1 indica os principais defeitos encontrados em rodas ferroviárias.

Tabela 2.1: Defeitos em rodas ferroviárias.

Tipo de defeito	Fotos	Referência
1. Spalling (lascamento)		(ZHANG, 2004)
2. Shelling (escamação)		(CLARKE, 2008)

<p>3. Vertical split (fenda vertical)</p>		<p>(STONE, 2010)</p>
<p>4. Flat (chato)</p>		<p>(ZHANG, 2004)</p>
<p>5. Hollow wear (desgaste côncavo)</p>		<p>(HETTASCH, 2010)</p>

1. **Spalling (lascamento)** - A norma AAR, na seção GII, no capítulo RP-631 define que o spalling (lascamento) é o resultado de pequenas lascas que acontecem na pista de rolamento da roda entre ou adjacentes a finas trincas térmicas causadas por pequenos escorregamentos. A frenagem da maioria dos vagões de carga é feita pelo contato direto da sapata de freio na pista de rolamento da roda causando aquecimento. Cummings (CUMMINGS, 2008) relata que as principais fontes de spalling (lascamento) são má aplicação do freio manual e mau

funcionamento dos freios a ar. Quando a frenagem é feita em condições de baixo atrito, pode haver o escorregamento entre a roda e o trilho devido ao travamento da roda. O efeito na pista de rolamento é a produção de uma camada de martensita criada devido ao aquecimento a uma temperatura acima de 1000 °C e o rápido resfriamento após o final da frenagem. Como a estrutura típica do material da roda é perlítica, esta estrutura martensítica, tendo um volume maior, fica levemente tensionada. Com o rolamento contínuo da roda sobre o trilho, iniciam-se trincas na camada martensítica progredindo para um processo de lascamento (CLARKE, 2008).

2. **Shelling (escamação)** - A norma AAR, na seção GII, no capítulo RP-631 define que shelling (escamação) são pedaços de material que se destacam da pista da roda em várias posições, de forma mais ou menos contínua. Muradyan (MURADYAN, 2010) diz que a usinagem para recuperação da pista de rolamento reduz consideravelmente a vida da roda devido à profundidade de corte usada para eliminar os defeitos. Fatores que contribuem para a formação do shelling (escamação) são trilhos em más condições, excesso de velocidade, excesso de carga ou uso de roda com dureza insuficiente. Para Tournay (TOURNAY, 2010) e Cummings (CUMMINGS, 2010) shelling (escamação) resulta da fadiga de contato do material da pista de rolamento da roda. Ciclos de alta tensão durante o rolamento geram trincas na pista da roda que se propagam e quando estas se cruzam, podem arrancar material deixando porções de vazios. O aquecimento da roda devido à frenagem pode reduzir a resistência à fadiga em processo conhecido como shelling (escamação) termomecânico.

De maneira geral, spalling e shelling são os dois defeitos mais combatidos nas ferrovias. Muradyan (MURADYAN, 2010) relata que em 2009 foram coletados, por nove meses, dados sobre defeitos em rodas nas ferrovias ucranianas, para dois tipos de materiais. Considerando apenas as rodas que necessitaram de reusinagem, constatou-se que o shelling (escamação) estava presente em 62% destas rodas para um material e 46% das rodas para o outro material.

Teimourimanesh (TEIMOURIMANESH, 2010) menciona que visualmente é muito difícil diferenciar o shelling (escamação) do spalling (lascamento). Apenas fazendo-se a metalografia na região do defeito é possível distingui-los claramente. Cummings (CUMMINGS 1, 2010) relata, que apesar da afirmação anterior, um método que é aceito pelos metalurgistas para análise em

campo, é a aplicação de solução saturada de persulfato de amônia na superfície da pista de rolamento da roda. As áreas oxidadas ficam mais escuras e correspondem às áreas que não possuem estrutura martensítica. As áreas com estrutura martensítica não oxidam, conforme pode ser observado na figura 2.4.

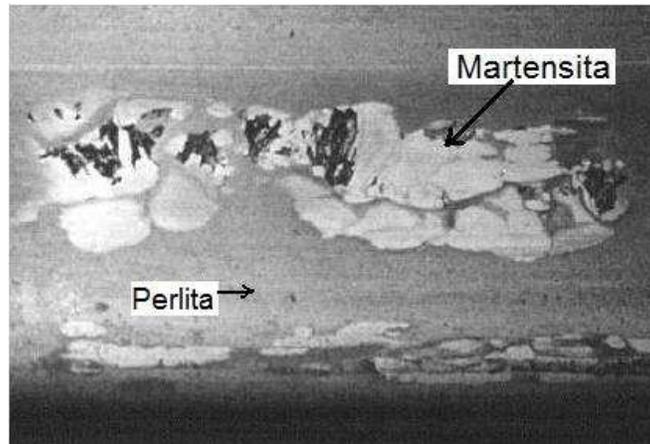


Figura 2.4: Pista de rolamento com spalling (escamação) com estrutura martensítica revelada com ataque de persulfato de amônia (LONSDALE, 2010)

3. **Vertical split (fenda vertical)** - Stone (STONE, 2010) descreve o defeito vertical split (fenda vertical) como um defeito que se inicia na pista de rolamento da roda a partir de uma área com spalling (lascamento) ou shelling (escamação). O defeito vertical split (fenda vertical) se propaga através de uma fratura frágil com a perda de uma significativa porção do aro da roda. O shelling (escamação) e o spalling (lascamento) têm dois efeitos que contribuem para a ocorrência do vertical split (fenda vertical). O primeiro é que ambos geram trincas que dão início à fratura; o segundo é que devido a ambos, a roda perde a sua circularidade gerando altos impactos e fazendo com que a fratura se propague mais rapidamente.

4. **Flat (chato)** – Clarke (CLARKE, 2008) relata que o escorregamento entre a roda e o trilho em baixa velocidade pode induzir a um aquecimento local abaixo da temperatura de transformação perlita-austenita e em uma maior profundidade. Este aquecimento, apesar de estar abaixo da temperatura de transformação perlita-austenita, é alto para causar uma sobrecarga na roda devido à redução da resistência pela temperatura e acarretar em um dano mecânico na pista de rolamento na forma de uma superfície plana. Magalhães (MAGALHÃES, 2000) em pesquisa na literatura

constatou que um flat (chato) de 2 ½” na superfície da roda produz coeficiente de impacto igual a 2 ou maior, função da velocidade. A norma AAR recomenda que rodas com este defeito maior que 2” medido circunferencialmente devam ser retiradas de serviço (AAR GII, RP-631, 2009).

5. Hollow wear (desgaste côncavo) - o desgaste hollow wear (desgaste côncavo) é caracterizado por mínimo desgaste lateral no friso das rodas e nos trilhos. Segundo Magalhães (MAGALHÃES, 2000) esse tipo de defeito é comum em linhas predominantemente retas que geram um aprisionamento lateral das rodas, já que o rodeiro (conjunto de duas rodas montadas em um eixo) tende a se manter centrado pela própria concepção mecânica de circulação dos rodeiros. O hollow wear (desgaste côncavo) é gerado nas rodas pelo próprio desenho dos trilhos e, como normalmente é centrado na pista da roda, acaba criando uma saliência próxima à face externa da roda chamada de falso friso. Em certos momentos, principalmente em curvas, o apoio da roda se desloca para região mais próxima do friso ou na região do falso friso. Neste caso, o contato ocorre em raios muito pequenos e as tensões de contato se tornam substancialmente elevadas. Em consequência disto, surgem defeitos de fadiga, inicialmente com trincas, podendo se propagar para algum tipo de defeito maior (MAGALHÃES, 2000). Hettasch (HETTASCH, 2010) informa que o máximo hollow wear (desgaste côncavo) permitido na ferrovia Transnet na África do Sul é de 2 mm. A norma GM/RT 2466 (2010) também prevê que a dimensão do falso friso não possa ser superior a 2 mm.

2.3- Uso de elementos de liga para melhorar as propriedades mecânicas de rodas ferroviárias

Um dos objetivos da produção de aço microligado para rodas ferroviárias é reduzir o shelling (escamação) em serviço, aumentar a resistência para a redução do flat (chato) e aumentar a temperatura de austenitização do aço para reduzir a formação de estrutura martensítica quando da ocorrência de frenagens em altas velocidades.

Lonsdale (LONSDALE, 2005) observou que rodas fabricadas com material microligado visando a redução de defeitos, quando ensaiadas em temperaturas elevadas (430 e 540 °C), apresentaram aumento na dureza, no limite de escoamento, no limite de resistência, no

alongamento e na redução de área, em relação ao material convencional da norma AAR (classe C). Esse aumento resulta em redução no “shelling” (escamação) termomecânico. No ensaio de tenacidade à fratura, o aço microligado apresentou um aumento de, aproximadamente, 23% em relação a uma roda fabricada com material convencional da norma AAR. Os autores afirmam que este resultado melhora a resistência à propagação da trinca em serviço e conseqüentemente aumenta a segurança no transporte.

Cummings (CUMMINGS, 2010) concluiu que o aumento da tenacidade à fratura reduz a probabilidade de início de trinca nos contornos de grão, reduzindo o shelling (escamação).

Constable (CONSTABLE, 2004) observou que dureza e resistência (limite de escoamento e limite de resistência) são consideradas “chaves indicadoras” do desempenho da roda em serviço. A resistência ao desgaste é, frequentemente, associada ao aumento de dureza do material, porém o limite de escoamento tem maior influência na resposta ao dano causado pela fadiga de contato de rolamento.

Tournay (TOURNAY, 2010) também afirma que o aumento do limite de escoamento associado com a redução da carga térmica da roda previne o shelling (escamação) termo mecânico.

Cummings (CUMMINGS, 2009), em pesquisa na TTCI (Transportation Technology Center, Inc., subsidiária da AAR), afirma que para melhorar o desempenho das rodas ferroviárias e aumentar a sua vida, um dos fatores mais importantes é a melhoria das propriedades mecânicas. Se o aço da roda for desenvolvido para ter alto limite de escoamento e alta dureza em temperaturas elevadas, a remoção de rodas por defeitos na pista de rolamento poderá ser reduzida (LONSDALE, 2010).

Os métodos clássicos para aumento de resistência dos aços baixa liga são:

- Aumento de resistência por deformação que 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 (CUNHA, 2009).

- Aumento de resistência por solução sólida. A solução sólida pode ser substitucional, onde os átomos do soluto e solvente são similares em tamanho e os átomos do soluto ocupam parte da rede cristalina do solvente, ou intersticial, onde os átomos do soluto são menores que os átomos do solvente, passando a ocupar os interstícios da rede cristalina do solvente (CUNHA, 2009).

- Aumento de resistência pelo tamanho de grão. O aço com grãos pequenos possui maiores valores de tenacidade e resistência mecânica do que o aço com os grãos grosseiros (CUNHA, 2009). 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 et. al., 2006 e VEGA et. al., 2006).

- Endurecimento por precipitação. 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 grãos mais refinados (BHADESHIA, 1995).

Em aços temperados e revenidos é usual a combinação de elementos de liga tais como manganês, cromo, molibdênio, níquel e silício. A figura 2.5 mostra o fator multiplicador de temperabilidade na qual a profundidade do endurecimento é aumentada com a porcentagem de elemento de liga (IMOA, 2010).

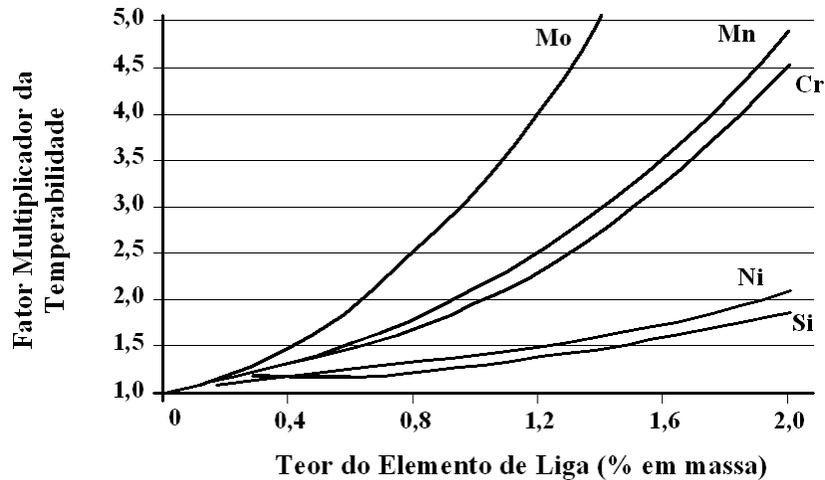


Figura 2.5: Fator multiplicador de temperabilidade (IMOA, 2010).

Os elementos de liga tornam mais lenta a difusão do carbono na estrutura do ferro a qual atrasa a transformação da austenita para a ferrita. A temperabilidade do aço é portanto aumentada e a martensita pode ser produzida em taxas de resfriamentos menores. Conforme mostrado na figura 2.5, o molibdênio é muito eficiente neste uso (IMOA, 2010).

O molibdênio também exerce efeito sobre o revenimento. Quando o aço é revenido, o aumento da ductilidade é acompanhado pela perda de resistência. Este efeito é muito pronunciado no aço carbono. Uma importante função dos elementos de liga é diminuir a perda de resistência no revenimento. Através da sua capacidade de formar carbonetos, o molibdênio combinado com cromo e vanádio é muito eficiente em atrasar a perda de resistência durante o revenimento enquanto aumenta a tenacidade à fratura. A estrutura resultante, martensita revenida, é muito resistente e com um aceitável nível de tenacidade. A figura 2.6 mostra o efeito do molibdênio na dureza após o revenimento para um aço com 0,35% de carbono. É significativa a diminuição da perda de resistência do aço. Com teores de molibdênio suficientemente altos a curva de dureza pode até aumentar com o aumento da temperatura de revenimento. Este fenômeno é conhecido como endurecimento secundário. O molibdênio tem importante função no efeito do endurecimento secundário no revenimento em aços rápidos e aços ferramenta (IMOA, 2010).

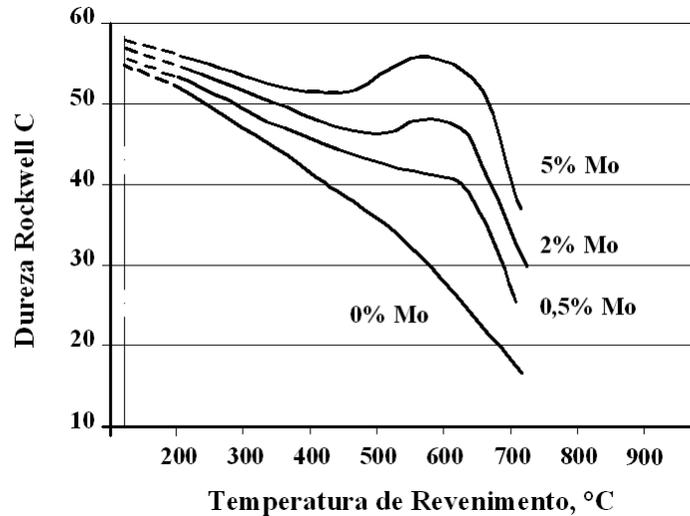


Figura 2.6: Influência do teor de molibdênio na resistência após o revenimento de aços com composição baixa: 0,35% C e 0,50% Cr (IMOA, 2010).

A fragilização no revenimento pode ocorrer quando o aço é resfriado lentamente após o revenimento entre 450 e 550° C. Isto ocorre devido à segregação de impurezas tais como fósforo, antimônio e estanho nos contornos de grão. O átomo de molibdênio é bastante grande em relação a outros elementos e impurezas. Ele efetivamente impede a migração daqueles elementos e portanto diminui o risco de fragilização no revenimento (IMOA, 2010).

A figura 2.7 mostra a temperatura de transição dúctil-frágil para dois aços. Esta temperatura é uma indicação do nível inferior de temperatura a qual pode ser usado o material sem risco de ocorrer fratura frágil.

Se os aços são temperados em água e revenidos, ambos, um sem adição de molibdênio e outro com adição 0,15% de molibdênio, têm essencialmente o mesmo comportamento dúctil-frágil (aproximadamente -50° C). Porém, se os aços são resfriados lentamente no forno após o revenimento o gráfico muda. A transição para fratura frágil alterou para +25° C para o aço com cromo enquanto permaneceu -50° C para o aço cromo-molibdênio. O resfriamento lento não fragilizou o aço com molibdênio (IMOA, 2010).

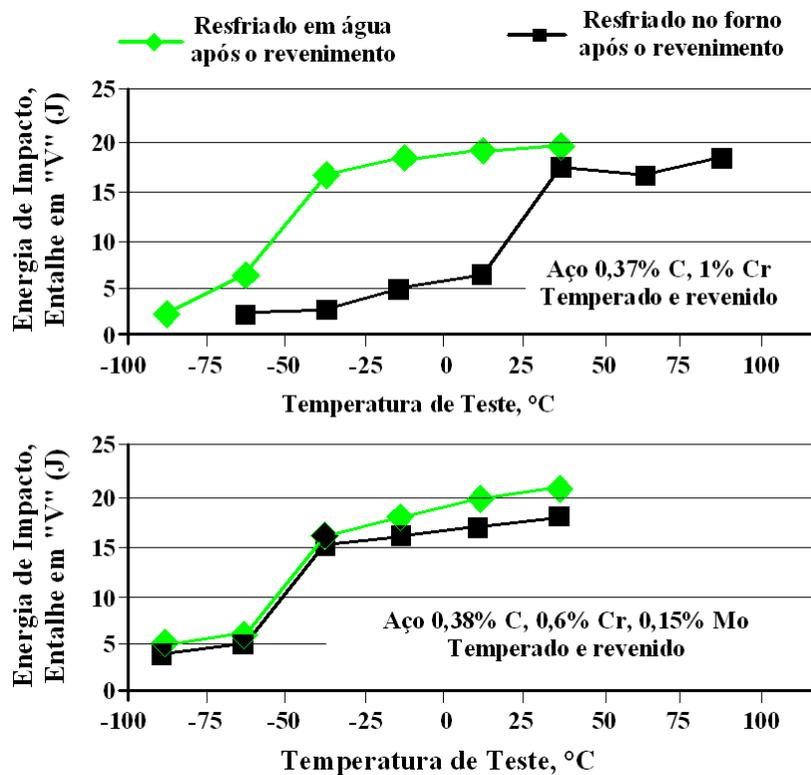


Figura 2.7: Transição dúctil-frágil para dois aços revenidos, alterando a taxa de resfriamento após o revenimento (IMOA, 2010).

A fragilização por hidrogênio tem uma melhora considerável quando o molibdênio é adicionado ao aço. O nível de resistência obtido no aço temperado e revenido é baseado principalmente na alta resistência da martensita, microestrutura caracterizada por uma alta densidade de discordâncias e alta tensão interna. Exatamente nesta condição a difusão do hidrogênio no aço aumenta e causa fragilização. O revenimento reduz a tensão interna e a densidade de discordâncias da martensita e por esse motivo reduz a difusão do hidrogênio, porém, a resistência pode baixar para níveis insuficientes. O molibdênio é eficiente para aliviar esse efeito de duas maneiras: através do aumento da resistência por solução sólida e pela formação de complexos carbonetos junto com outros elementos tais como o cromo e o nióbio (IMOA, 2010).

Com relação às propriedades mecânicas dos aços, o molibdênio exerce grande influência. O gráfico da figura 2.8 mostra o efeito do molibdênio no limite de escoamento após o tratamento

térmico em um aço carbono sem adição de elementos de liga, posteriormente com adição de cromo e adição de cromo e molibdênio. Adicionando 1% de cromo aumenta o limite de escoamento em aproximadamente 50%. Adicionando-se 0,25% de molibdênio, aumenta novamente o limite de escoamento e estende a temperabilidade de 100 para 500 mm (IMOA, 2010).

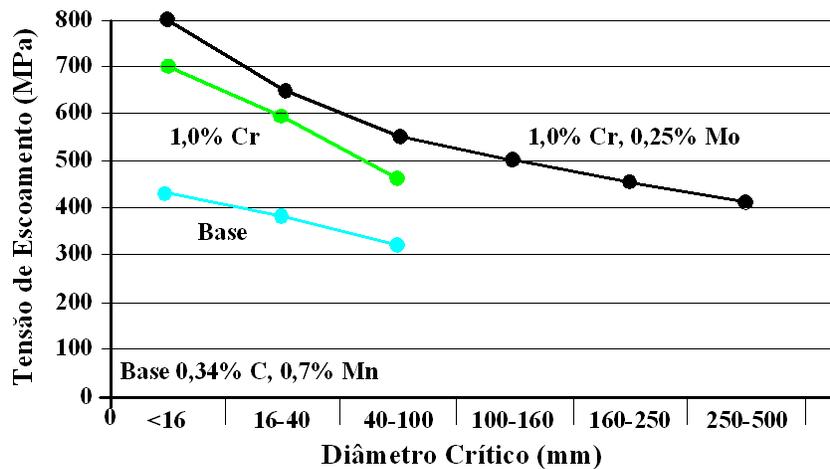


Figura 2.8: Efeito do Cr e Cr-Mo no limite de escoamento (IMOA, 2010).

A figura 2.9 mostra o aumento da energia de impacto através de ensaio feito com entalhe tipo “V” em aço temperado e revenido. Adicionando 1% de cromo melhora o valor da tenacidade em 15%, a adição de 0,25% de molibdênio estende a temperabilidade para 500 mm da secção transversal (IMOA, 2010).

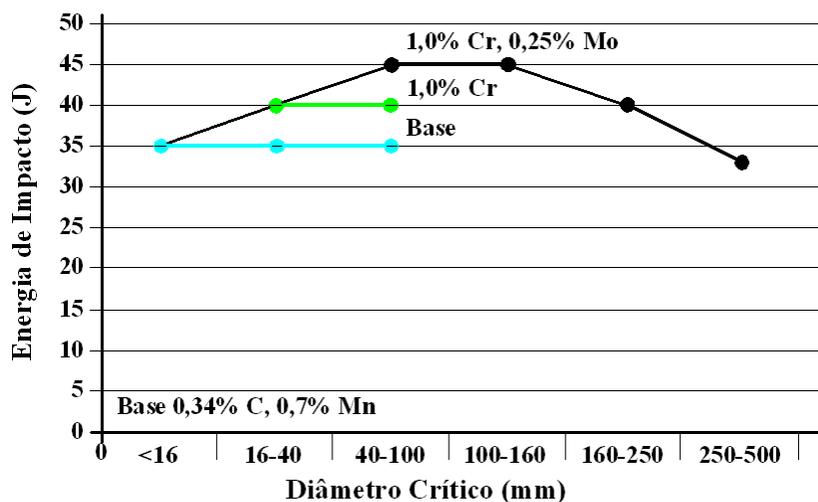


Figura 2.9: Efeito do Cr e Cr-Mo na energia de impacto (IMOA, 2010).

A figura 2.10 mostra o efeito do cromo e do cromo e molibdênio nas propriedades mecânicas de aço com vários teores de carbono. O objetivo da adição dos elementos de liga é deslocar a curva para a parte superior direita do gráfico que é a combinação de alta resistência e alta energia de impacto. Adicionando 1% de cromo e posteriormente 0,25% de molibdênio, obtém-se o objetivo esperado (IMOA, 2010).

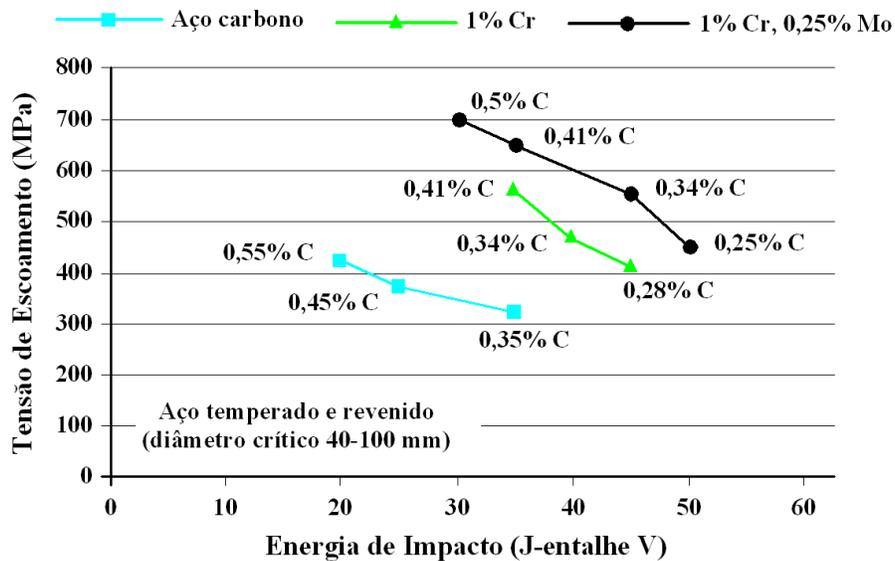


Figura 2.10: Efeito do Cr e Cr-Mo nas propriedades mecânicas (IMOA, 2010).

Em aços de alta resistência e baixa liga, a adição de 0,1 a 0,2% de molibdênio produz uma fina estrutura de ferrita acicular e aumenta substancialmente o efeito do endurecimento por precipitação com outros elementos de liga (IMOA, 2010).

Como o vanádio, o nióbio aumenta o limite de escoamento por endurecimento por precipitação. A magnitude do aumento depende do tamanho e quantidade dos carbonetos de nióbio. O nióbio é também mais efetivo no refinamento de grão que o vanádio. Deste modo, o efeito combinado da resistência por precipitação e refinamento do grão ferrítico faz o nióbio mais efetivo no aumento de resistência que o vanádio. A adição usual de nióbio é de 0,02 a 0,04% o qual é aproximadamente um terço da quantidade ótima de adição de vanádio. O aumento de resistência pelo nióbio é de 35 a 40 MPa por 0,01% de adição (KEY TO METALS, 2010).

Aços microligados com nióbio e molibdênio podem ter estrutura ferrítico-perlítica ou ferrítica acicular. Na estrutura ferrítico-perlítica a adição de molibdênio aumenta o limite de escoamento e o limite de resistência em aproximadamente 20 MPa e 30 MPa respectivamente a cada 0,1% de molibdênio na faixa de 0 a 0,27% de molibdênio (KEY TO METALS, 2010).

O principal efeito do molibdênio na microestrutura é alterar a morfologia da perlita e introduzir a bainita superior como uma substituição parcial da perlita. Considerando os valores de resistência individual da perlita e da bainita similares, propõe-se que o aumento de resistência é devido à solução sólida e aumento da precipitação causada pelo sinergismo existente entre nióbio e molibdênio (KEY TO METALS, 2010).

Lonsdale (LONSDALE, 2010) relata que a adição de molibdênio, cromo e silício resultou em melhoria nas propriedades mecânicas do aço em desenvolvimento (dureza e limite de escoamento em temperaturas elevadas) em relação ao aço classe C da norma AAR.

Sakamoto (SAKAMOTO, 2000) estudou o efeito do carbono, manganês e refinamento de grão com alumínio para se obter um alto valor de tenacidade à fratura e com isso prevenir fraturas em rodas ferroviárias. Concluiu que, com o aumento do carbono, o valor da tenacidade à fratura diminui e o aumento da relação manganês/carbono melhora a tenacidade à fratura. Também foi observado neste trabalho melhora da tenacidade à fratura nos aços com adição de alumínio devido ao refinamento de grão, conforme pode ser observado na figura 2.11.

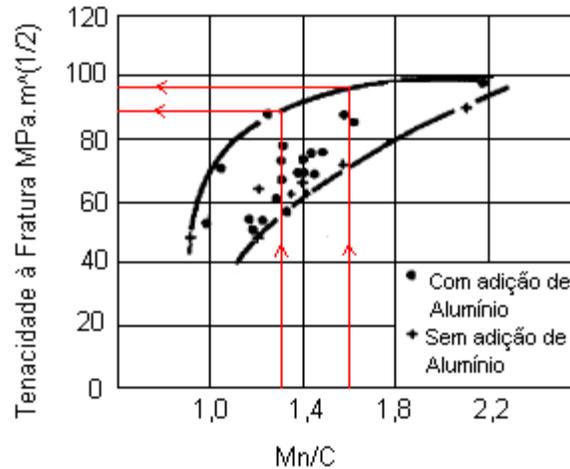


Figura 2.11: Tenacidade à fratura em função da relação manganês/carbono, com e sem adição de alumínio para refinamento de grão em aço carbono variando de 0,41 a 0,69% C (10 tipos de aço) e manganês de 0,83% (em 8 deles) e 0,51 e 0,68% Mn nos dois restantes (SAKAMOTO, 2000).

Clayton (CLAYTON, 1980) estudou a relação entre desgaste em ensaio de pino contra disco e a composição química do aço. Segundo o autor, as adições de elementos de liga reduzem o percentual de ferrita livre na microestrutura e possibilitam a obtenção de microestruturas perlíticas com menores teores de carbono uma vez que adições de elementos como o manganês, molibdênio, vanádio e cromo deslocam o ponto eutetóide do diagrama ferro-carbono para a esquerda, ou seja, aumenta a fração volumétrica da perlita para teores menores de carbono. O manganês atua ainda no sentido de reduzir a temperatura de reação eutetóide, o que favorece a obtenção da perlita fina (redução do espaçamento interlamelar). O silício atua na microestrutura através do aumento da resistência da ferrita por formação de solução sólida. Clayton (CLAYTON, 1980) apresenta na equação (2.1) e figura 2.12 uma relação entre a taxa de desgaste e a composição química de aços perlíticos-ferríticos.

$$\text{Taxa de desgaste} = -0,1427 (\% \text{ em massa})(C + Mn/4,75 + Si/10) [\text{mm}^3/\text{cm}] \quad (2.1)$$

sendo C, Mn e Si a porcentagem em peso desses elementos.

A taxa de desgaste é medida em termos de perda de volume de material por unidade de distância de escorregamento [mm³/cm].

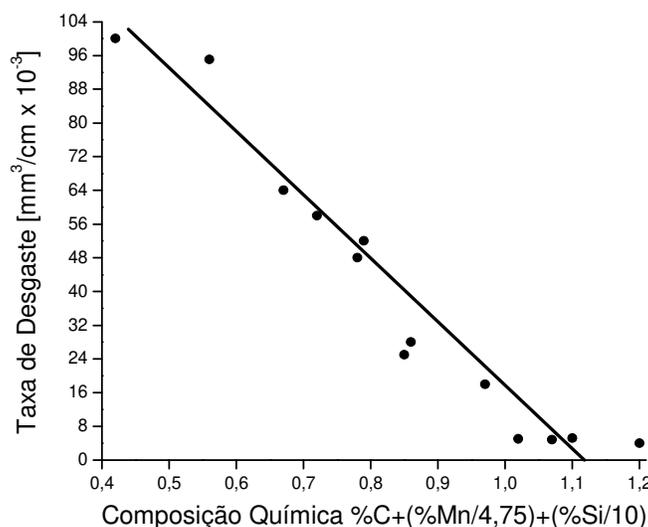


Figura 2.12: Taxa de desgaste versus composição química (Clayton, 1980).

Clayton (CLAYTON, 1980) conclui que adição de elementos de liga que reduzem o volume de ferrita ou o espaçamento interlamelar da perlita são mais efetivos para elevar a resistência ao desgaste do que um aumento de dureza por solução sólida.

Makino (MAKINO, 2002) em ensaio de disco contra disco para simular desgaste de roda ferroviária sobre trilho, testou os aços classe A, B e C da norma AAR M-107 e um quarto aço classe B com adição de silício. Concluiu que o aço classe B com adição de silício foi o que teve maior vida (definida pelo número de ciclos) e o aço classe A teve a menor vida. Verificou também que a resistência à fadiga de contato aumenta com a elevação da dureza do aço.

Kristan (KRISTAN, 2004) estudou um aço com adição de silício e cromo. O silício foi escolhido pela sua habilidade de aumentar a temperatura do início da austenita, inibindo a formação do spalling e o cromo pela sua capacidade de aumentar a temperatura de austenitização durante o aquecimento. Testes de campo foram efetuados para se determinar a formação de martensita nas rodas de teste em comparação com rodas classe C da norma AAR M-107. O resultado foi que as rodas com liga de silício-cromo produziram um aumento da resistência à formação de martensita durante o escorregamento, que gerou uma redução de 28% em área e de 43% na espessura da martensita formada em relação às rodas classe C da norma AAR M-107.

Com essa redução da porcentagem de martensita, o autor acredita reduzir a ocorrência do spalling.

Alves (ALVES, 2000) constatou a influência de elementos de liga como cromo, molibdênio e vanádio na vida de rodas ferroviárias usadas em vagões para transporte de minério e concluiu que estes elementos são benéficos no sentido de reduzir o desgaste. Cuidado, porém, deve ser tomado para que não se aumente demasiadamente a temperabilidade, uma vez que se elevam a tendência de obter microestruturas martensíticas e bainíticas durante a operação de resfriamento contínuo no tratamento térmico, sendo que a microestrutura que se objetiva em rodas ferroviárias é a perlita fina. Ele também constatou que a presença de ferrita livre na microestrutura reduz a resistência ao desgaste, uma vez que a ferrita reduz a dureza e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas, aumentando a deformação plástica em serviço e reduzindo a resistência ao desgaste. Elementos de liga que formam com a ferrita solução sólida, melhoram o comportamento da microestrutura pois atuam como barreiras para a movimentação das discordâncias. Sobre o espaçamento interlamelar da perlita, ele concluiu que quanto menor o espaçamento, maior a resistência ao desgaste. Isso se deve ao fato que menores espaçamentos lamelares proporcionam uma maior dureza para a microestrutura. A explicação para este fato é que quanto menor o espaçamento interlamelar, menor a distância que uma discordância percorre na ferrita, sendo imediatamente bloqueada pela cementita. Comparando a perlita com outras microestruturas de aços de roda, o referido pesquisador relatou ser a perlita fina a microestrutura que melhor se comporta face a efeitos combinados de cargas térmicas e mecânicas.

Fegredo (FEGREDO, 1993) observou que o melhor desempenho da perlita fina se deve à distância entre carbonetos ser menor na perlita fina do que em outras microestruturas, reduzindo o percurso das discordâncias. O autor relata que é comum na perlita fina espaçamentos interlamelares menores que 0,1 μm contra espaçamentos entre carbonetos na martensita revenida de 3 a 4 μm .

Alves (ALVES, 2000) ainda em sua revisão bibliográfica relata que, no ensaio de desgaste de disco contra disco, o desempenho da perlita fina foi até 3 vezes superior ao da martensita revenida para a mesma dureza. Segundo o autor do ensaio, isto se deve ao tamanho e morfologia

dos carbonetos que, para o caso da martensita revenida, se apresentam em formas esféricas grandes, ocupando menor espaço na matriz (martensita revenida).

Ghidini (GHIDINI, 2010) estudando novo material para transporte de altas cargas observou que, com o objetivo de atingir os principais requisitos exigidos nesse tipo de transporte, o aço perlítico da classe C da norma AAR M-107 e o aço classe C+ (dureza até 380 HB) não são suficientes. Para tanto, o autor desenvolveu um aço baixa liga com microestrutura martensítica-bainítica.

2.4- Processo de fabricação de roda ferroviária forjada na MWL Brasil

2.4.1- Aciaria

O processo inicia-se com a fabricação do aço em forno elétrico, partindo de sucata metálica (figura 2.13). Após a fusão da sucata, o aço líquido é colocado em uma panela revestida com material refratário para o acerto da composição química através da adição de elementos de liga. Durante a fusão e também no refino, são retiradas várias amostras do aço e analisadas em espectrômetro de emissão óptica para verificar a composição química.

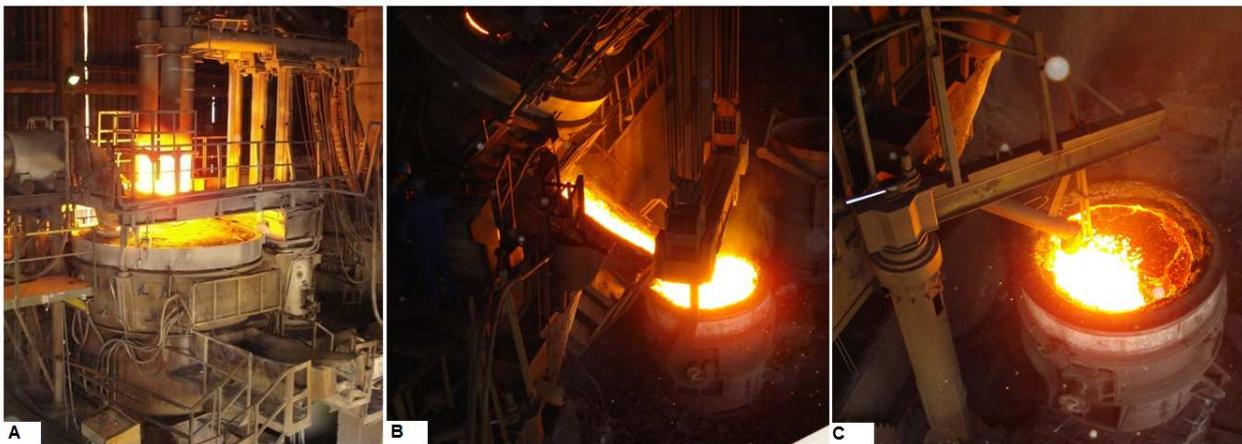


Figura 2.13: Fabricação do aço – A) Fusão da Sucata, B) Vazamento do aço líquido, C) Refino do aço. Fotos gentilmente cedidas pela MWL Brasil.

Quando o aço líquido estiver com a composição química correta, o mesmo é submetido a um processo de degaseificação a vácuo com o objetivo de reduzir os gases, principalmente o hidrogênio e também, como consequência desse processo, reduzir a quantidade de inclusões forçando-as a flotar para a escória (figuras 2.14). Após a degaseificação, nova análise química é feita e, se necessário, são adicionados elementos de liga. Durante todo o processo de adição de elementos de liga e também no processo de degaseificação, argônio é injetado para garantir boa homogeneidade no aço.



Figura 2.14: A) Tanque de vácuo, B) Medição de hidrogênio, C) Medição de oxigênio. Fotos gentilmente cedidas pela MWL Brasil.

Terminado o processo de refino e degaseificação o aço é vazado nas lingoteiras (figura 2.15). Nesta etapa do processo são tomados vários cuidados para isolar o metal líquido da exposição ao ar atmosférico evitando a contaminação do aço por gases.

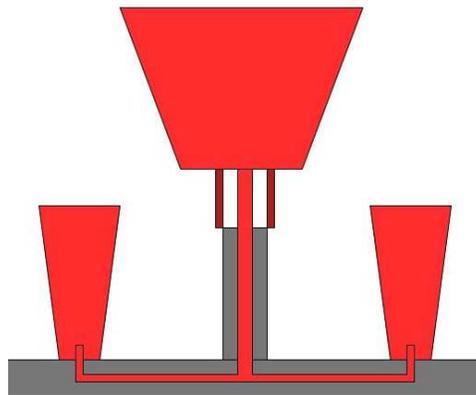


Figura 2.15: Lingotamento (MINICUCCI, 2003).

Após a solidificação, os lingotes são estripados (retirados das lingoteiras) e colocados em fossas refratárias para resfriamento lento por 18 horas, visando reduzir as tensões internas e evitando principalmente as trincas superficiais. Depois do resfriamento, os lingotes são transportados para área da forjaria.

2.4.2- Corte a Quente

A primeira etapa do processo de fabricação na forjaria, é o corte dos lingotes em blocos por oxicorte (figura 2.16). Nesta etapa os lingotes são novamente aquecidos para evitar trincas térmicas durante o corte. O tamanho dos blocos é proporcional ao peso da roda acabada. Após o corte, os blocos são pesados individualmente e enfiados em forno rotativo para aquecimento e encharque.



Figura 2.16: Corte do lingote. Foto gentilmente cedida pela MWL Brasil.

2.4.3- Forjamento

No forjamento a primeira etapa é o enforamento dos blocos em forno rotativo para encharque. Nesta etapa os blocos atingem temperaturas em torno de 1250 °C. Após o aquecimento, os blocos são retirados um a um do forno por manipulador hidráulico e passam por um jateamento de água a alta pressão (200 kgf/cm²) para remover a carepa (pele) formada no processo de aquecimento. Na seqüência, os blocos são prensados em duas etapas em prensa hidráulica de 6.000 toneladas com troca automática de matrizes entre as duas prensagens. Nesta etapa a roda tem um formato bem definido chamado “esboço” (figuras 2.17 e 2.18).

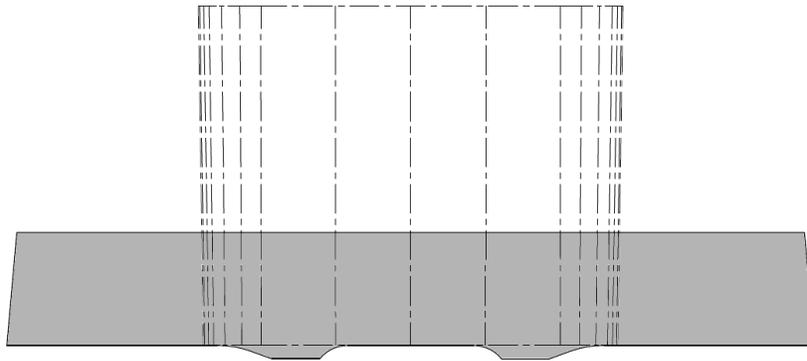


Figura 2.17: Primeira operação de forjamento (VILLAS BÔAS, 2009).

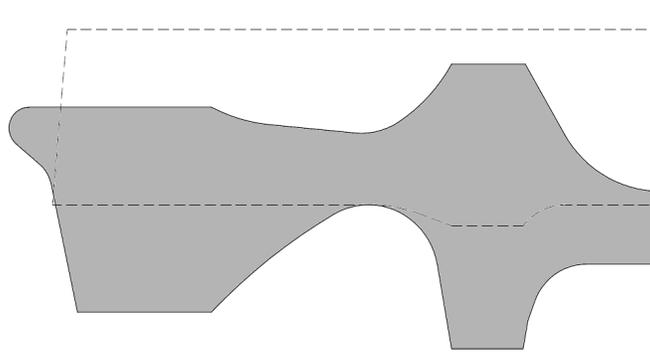


Figura 2.18: Segunda operação de forjamento (VILLAS BÔAS, 2009).

A etapa seguinte é a laminação, onde é formada a superfície de rolamento da roda juntamente com o friso por meio de transferência de material do disco da roda para a pista, com o auxílio de 8 rolos que trabalham simultaneamente para formação da roda (figuras 2.19 a 2.21).

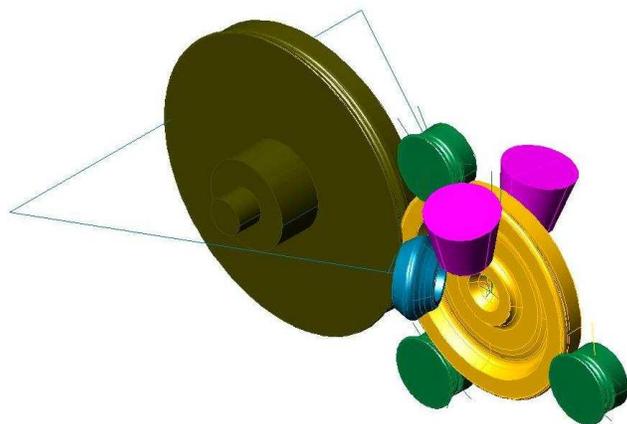


Figura 2.19: Esquema da terceira operação de forjamento – laminação (VILLAS BÔAS, 2009).

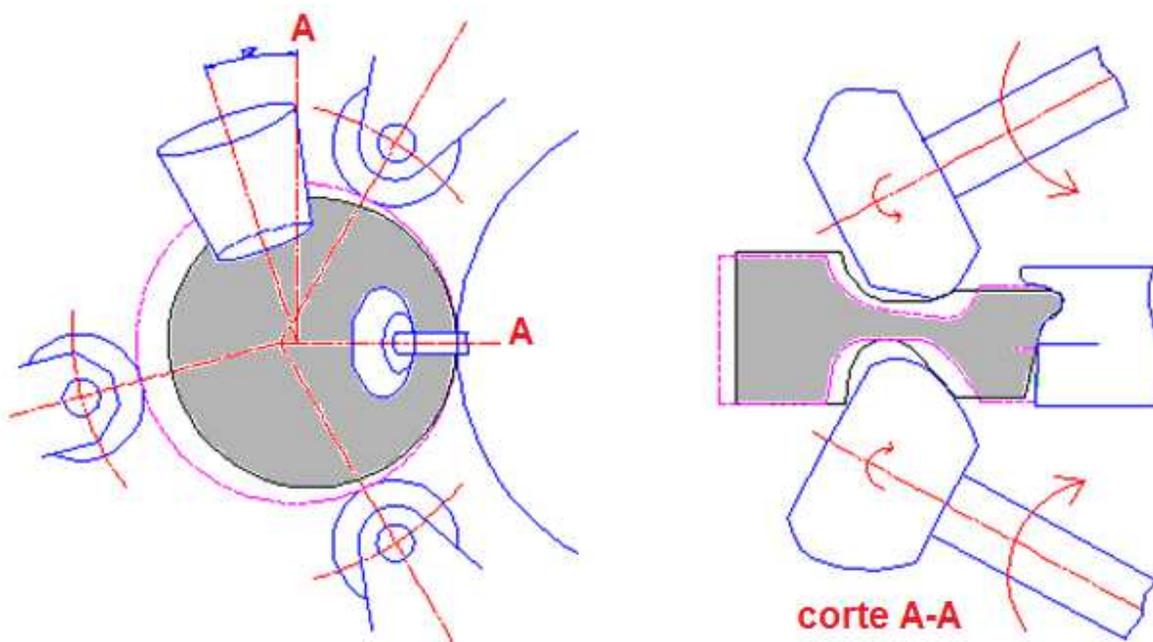


Figura 2.20: Terceira operação de forjamento indicando os 8 rolos para a laminação (VILLAS BÔAS, 2009).

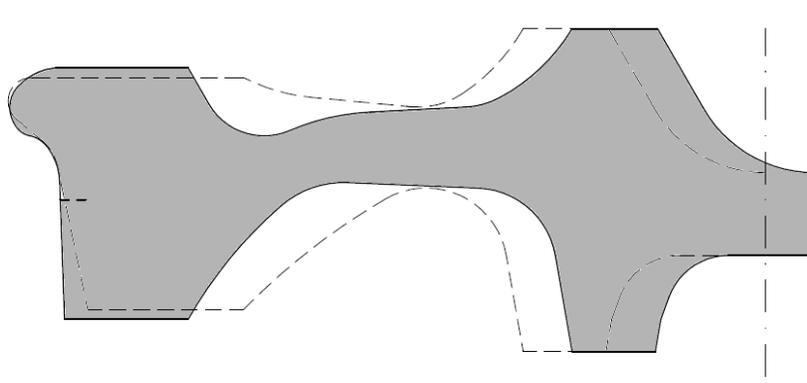


Figura 2.21: Terceira operação de forjamento (VILLAS BÔAS, 2009).

A quarta e última etapa do processo de forjamento é a prensagem final para conformar o disco da roda e puncionar o furo central (figura 2.22). Esta operação é feita em prensa de 1.560 toneladas. No final do forjamento a temperatura da roda está entre 850 e 1000 °C.

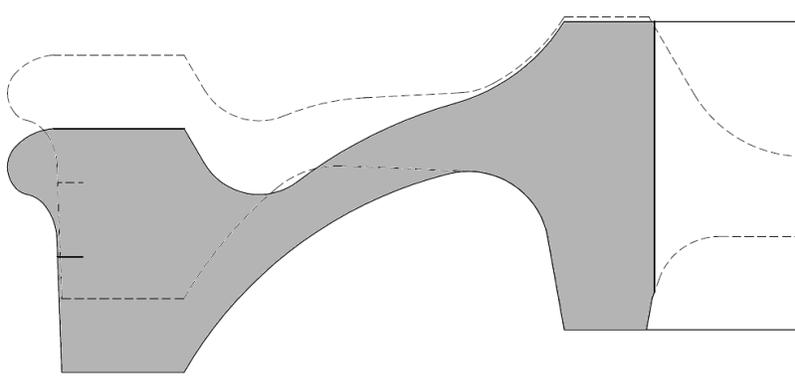


Figura 2.22: Quarta operação de forjamento (VILLAS BÔAS, 2009).

As rodas após o forjamento são colocadas em fossas refratárias cobertas para um resfriamento lento e controlado por 12 horas, evitando trincas térmicas (figura 2.23).



Figura 2.23: Fossa de resfriamento das rodas forjadas. Foto gentilmente cedida pela MWL Brasil.

2.4.4- Tratamento Térmico

As rodas após serem removidas das fossas, são aquecidas em fornos elétricos de 4 zonas a temperatura de 860 °C. Após o aquecimento, as rodas são temperadas em água sob pressão na temperatura ambiente (25 a 35 °C), por meio de bicos espalhados ao longo da superfície de rolamento da roda (parte de contato com o trilho), garantindo a dureza da roda nesta região (figura 2.24). Após a têmpera em água, as rodas são revenidas a temperaturas entre 450 °C e 500 °C para alívio de tensões em fornos elétricos. Nesta etapa da fabricação se determina a dureza que irá definir, junto com a composição química, a classe da roda.

Todo ciclo de tratamento térmico é controlado automaticamente por temporizadores e as temperaturas dos fornos nas várias zonas de aquecimento são igualmente controladas por software.

Após o tratamento térmico, a dureza das rodas é verificada por amostragem dentro da corrida e as rodas são liberadas para a usinagem.

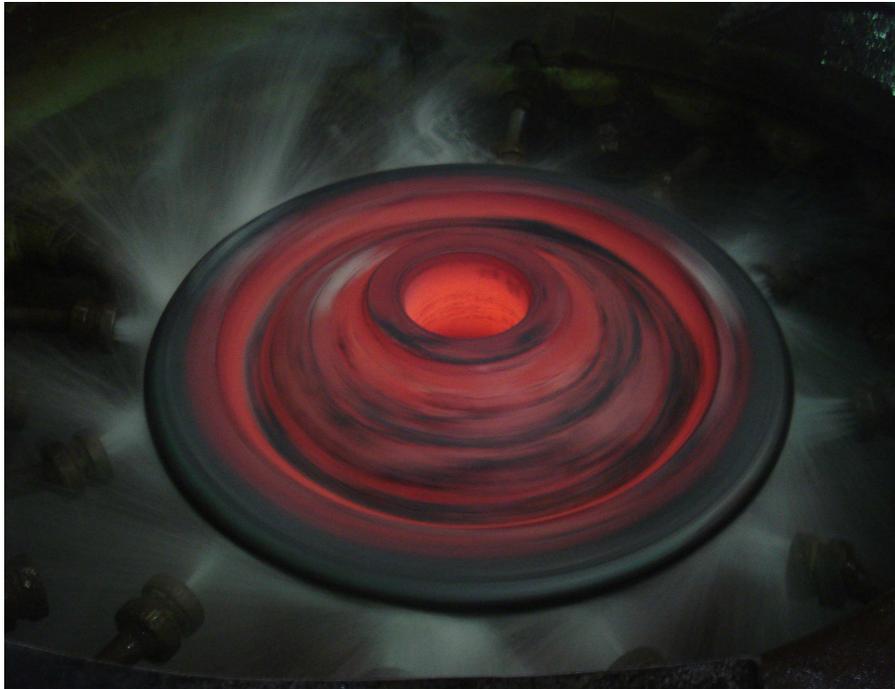


Figura 2.24: Tratamento térmico de uma roda ferroviária. Foto gentilmente cedida pela MWL Brasil.

2.4.5- Usinagem

A seqüência de usinagem padrão é (figura 2.25):

- a) Usinagem do aro interno;
- b) Usinagem do furo central;
- c) Usinagem da pista de rolamento, aro e cubo externo;
- d) Usinagem do disco externo;
- e) Usinagem do disco interno.

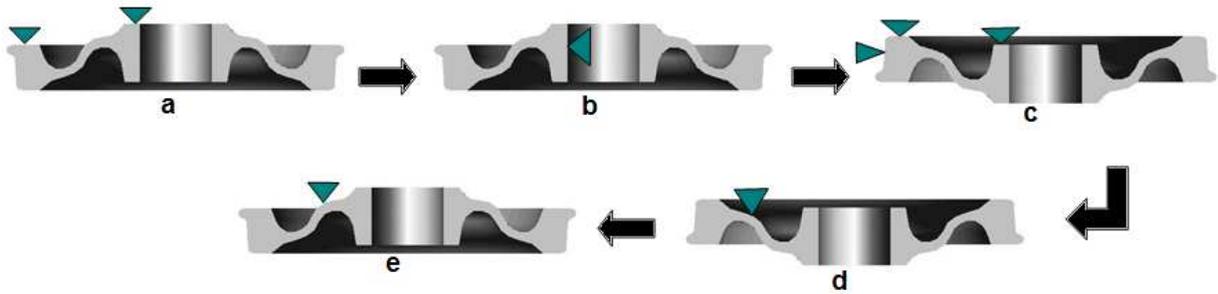


Figura 2.25: As 5 operações básicas de usinagem de uma roda ferroviária (MINICUCCI, 2003).

Rodas com exigência dimensional e acabamento mais refinado, são usinadas em máquinas CNC. Algumas operações especiais tais como rebaixos, marcação de vida, canais também são feitos em máquinas CNC (figura 2.26).

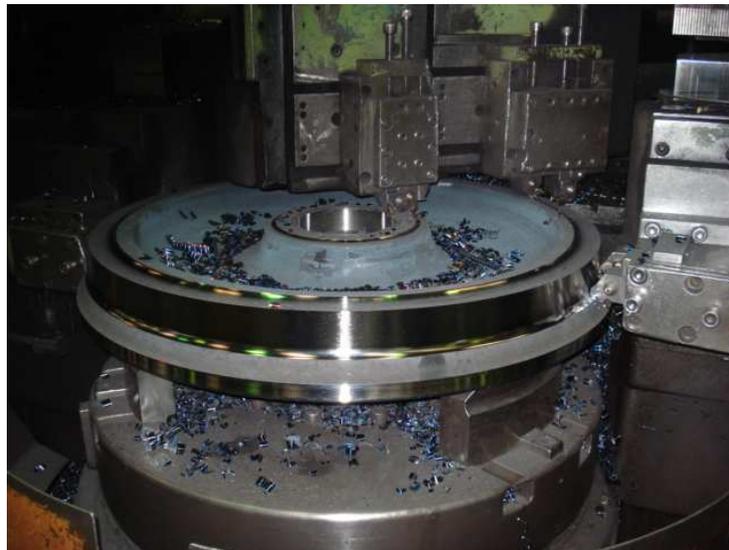


Figura 2.26: Foto da terceira operação de usinagem. Foto gentilmente cedida pela MWL Brasil.

2.4.6- Inspeção Final

Todas as rodas são inspecionadas por ultra-som e partículas magnéticas. Também é medida a dureza e realizada a inspeção dimensional para posterior embarque. Antes da inspeção as rodas fabricadas segundo a norma AAR passam por um jateamento com granalha (shot peening).

A primeira etapa da inspeção é feita com o ultra-som no aro e cubo das rodas para se detectar defeitos internos (figura 2.27). Esta inspeção é feita pelo processo de imersão em máquina totalmente automática, com 8 cabeçotes trabalhando simultaneamente onde é possível checar as partes da roda quanto à ocorrência de defeitos internos. Após a inspeção a máquina emite um gráfico com o resultado da inspeção da roda por cabeçote.

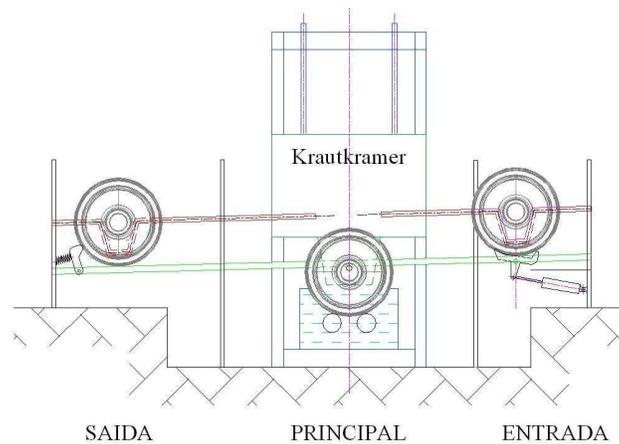


Figura 2.27: Esquema do ensaio de ultra som em rodas ferroviárias (VILLAS BÔAS, 2009).

Na seqüência as rodas são inspecionadas por partículas magnéticas na região do disco para se detectar trincas superficiais e sub-superficiais.

A terceira etapa é a medida de dureza no aro da roda, a 25 mm da pista de rolamento. Usa-se a escala Brinell (BH) com esfera de 10 mm e carga de 3.000 kgf. A máquina de dureza é digital e equipada com software que consegue ler o valor da dureza automaticamente, sem necessidade do uso de lupa ou interferência do operador, tornando desta forma o ensaio mais preciso e confiável.

A próxima fase é o controle dimensional de toda a roda, no caso da MWL Brasil este controle é feito com instrumentos de medição (paquímetros, gabaritos e dispositivos).

As rodas depois de inspecionadas e aprovadas recebem proteção anti-ferrugem (caso seja solicitada pelo cliente) e são embaladas para embarque.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada em duas etapas distintas. A primeira etapa foi estudar o efeito da adição de nióbio e molibdênio em aços com 0,7% de carbono antes e após a deformação por laminação, simulando o forjamento real das rodas ferroviárias produzidas na MWL Brasil (figura 3.1). Com os dados disponíveis passou-se à segunda etapa da pesquisa que foi fabricar e ensaiar rodas ferroviárias na MWL Brasil usando aços com composições químicas semelhantes às utilizadas na primeira etapa para observar o efeito do nióbio e molibdênio nas mesmas.

3.1- Primeira etapa da pesquisa

O início da parte experimental foi feita com lingotes de 50 kg fundidos e laminados pela Villares Metals. Estes foram cortados em 16 pedaços cada um conforme ilustra a figura 3.2.

Os lingotes fornecidos pela Villares possuíam as seguintes características:

- Foram fundidos em forno de indução sob vácuo e lingotamento também sob vácuo;
- Apresentavam secção média de 140 mm, quadrada, com cabeça quente isolante;
- Foram laminados para secção de 90 mm (redução de 2,4 vezes na área), em uma temperatura entre 1180 e 1200 °C;
- Cada fração do lingote recebido estava com dimensão de 45 x 45 x 180 mm. Nesta condição, cada fração do lingote foi chamada de material “antes da laminação”.
- O número da corrida do aço com adição de nióbio e molibdênio, conforme Villares Metals é C-1106481, identificado nesta dissertação como C7Nb;
- O número da corrida do aço sem a adição de nióbio e molibdênio é C-1106480, identificado nesta dissertação como C7.

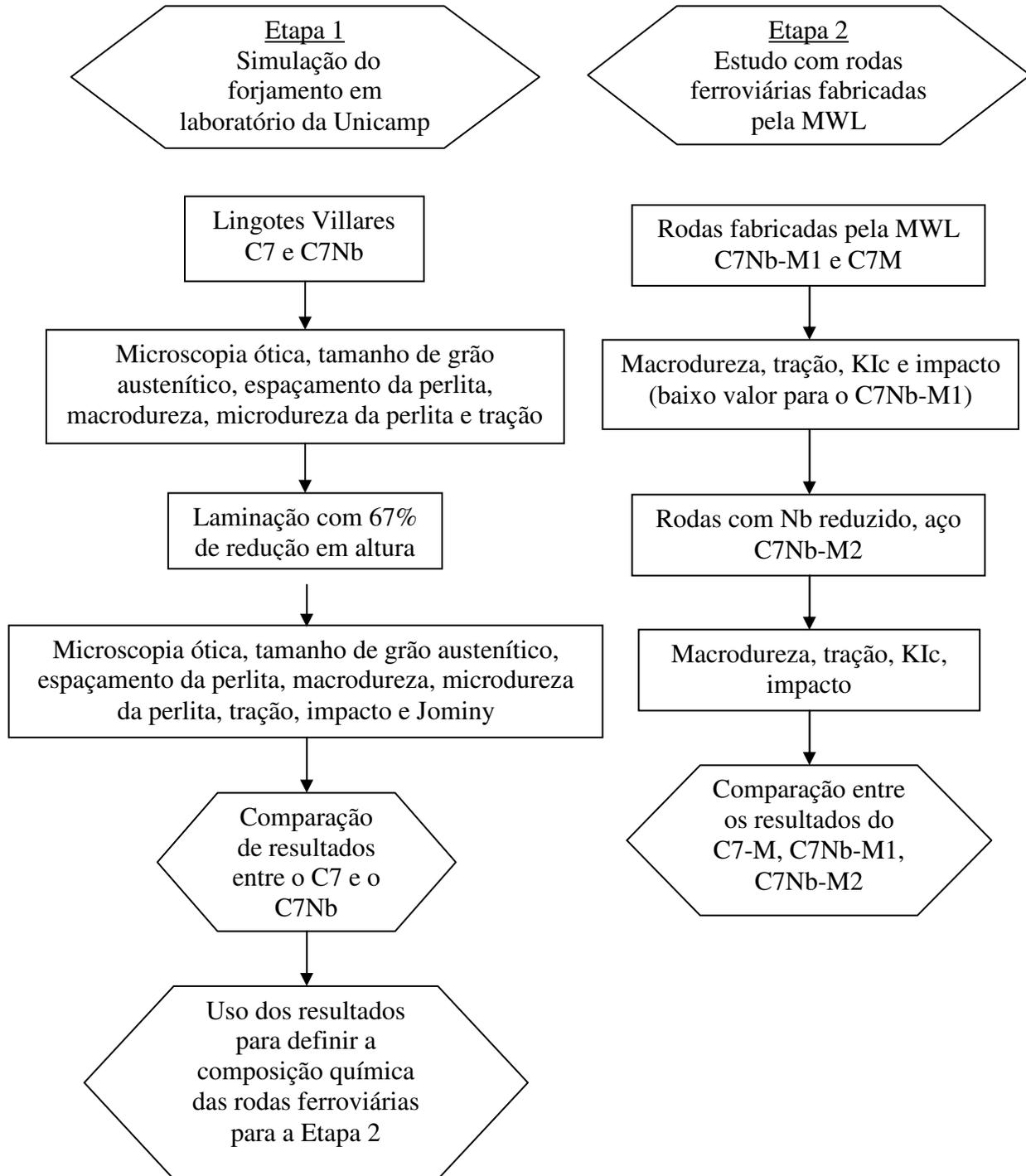


Figura 3.1: Fluxograma do desenvolvimento da pesquisa.

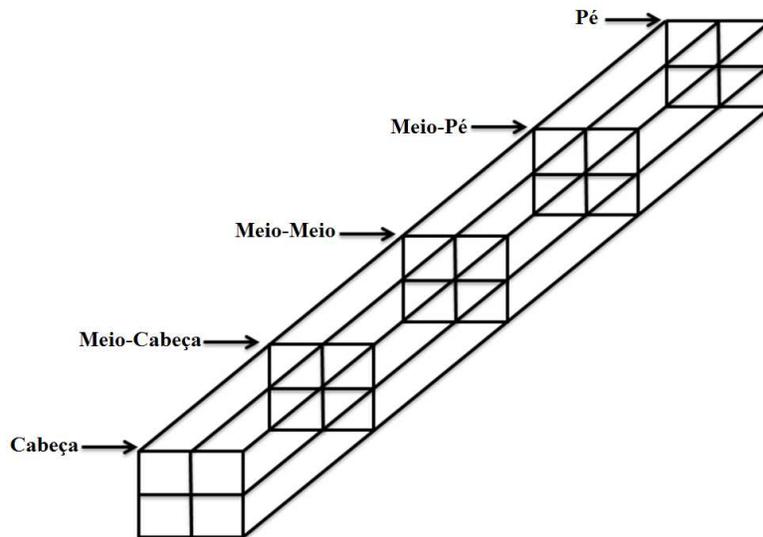


Figura 3.2: Lingote “como recebido” usado para retirada dos corpos de prova para laminação dos aços C7 e C7Nb.

A composição química analisada no momento do vazamento está indicada na tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química na panela (% em massa).

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Al
C7	0,750	0,300	0,790	0,018	0,016	0,230	0,040	< 0,01	0,025
C7Nb	0,740	0,300	0,830	0,016	0,010	0,220	0,120	0,050	0,027

Para simular o processo de forjamento empregado na MWL, optou-se pelo uso de corpos de prova retirados dos lingotes de 50 kg, laminados em laboratório cuja redução deveria ser a mesma obtida na primeira operação de forjamento feita na MWL.

A primeira operação de forjamento transforma o bloco em um esboço. Um levantamento em vários tipos de roda ferroviária indicou que a redução que ocorre no aro da roda na primeira operação é de aproximadamente 67% entre a altura do bloco (a) e a espessura do aro após o forjamento (b) (figura 3.3). A porcentagem de redução foi definida pela relação $[(a-b)/a] \times 100$.

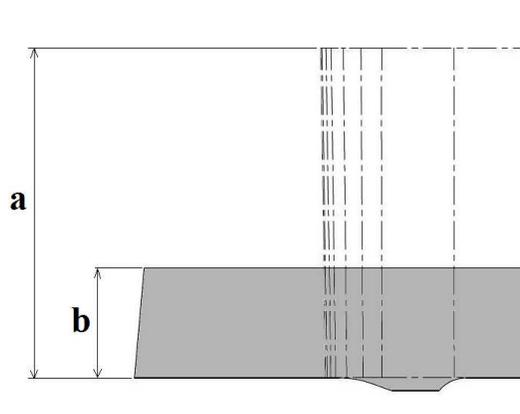


Figura 3.3: Relação entre a altura do bloco (a) e a espessura do aro após a primeira operação de forjamento (b) (VILLAS BÔAS, 2009).

A laminação foi feita em 4 passes a partir de 1200 °C até se obter a redução em altura de 67%. O resfriamento foi feito em ar calmo até a temperatura ambiente.

A laminação dos corpos de prova foi feita sempre em pares, com um aço não microligado (C7) e um microligado (C7Nb) para garantir um processo idêntico de laminação. O objetivo foi fazer com que a única variável fosse a composição química. A união dos 2 corpos de prova foi feita com dois pinos de Ø 3/8” sendo um lado com cabeça e o outro lado remanchado. Para registro da temperatura, foi inserido um termopar tipo K de diâmetro 3 mm, inicialmente somente no aço microligado e, posteriormente, em ambos os aços. A figura 3.4 mostra as dimensões do corpo de prova para laminação.

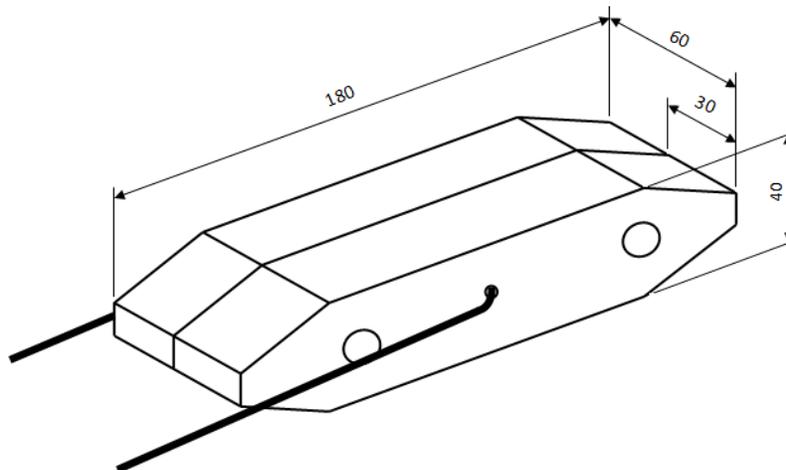


Figura 3.4: Corpo de prova para laminação (dimensões em mm).

Para o aquecimento dos corpos de prova para laminação foi utilizado um forno tipo mufla com aquecimento resistivo e temperatura máxima de 1300 °C. Para a laminação foi utilizado um laminador duo-reversível marca FENN modelo 051 de 25 HP (figura 3.5), com carga máxima de 50 toneladas com dois cilindros de diâmetro 133 mm sendo o inferior fixo e o superior móvel. O registro da temperatura foi feito com um registrador marca Yokogawa modelo LR 4220 dotado de quatro canais, sendo que dois deles foram utilizados para registro da temperatura de cada corpo de prova e um terceiro canal foi usado para registrar a força de laminação. Foram utilizados termopares tipo K (Cromel-Alumel), sendo um para cada tipo de aço.



Figura 3.5: Laminador FENN-051, usado nos ensaios de laminação no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA – Unicamp.

Para simular o processo de forjamento, os corpos de prova foram aquecidos a 1250 °C que é a mesma temperatura usada na MWL Brasil para fabricar rodas ferroviárias. A 1250 °C, a solubilidade do nióbio é de aproximadamente 0,019%, conforme calculado a seguir.

Segundo Silva (SILVA, 2010), a solubilidade do nióbio pode ser calculada pela equação 3.1.

$$\text{Log} \{[M^a] \cdot [X^b]\} = [-c/T] + d \quad (3.1)$$

sendo, M a concentração do metal no aço (% em peso);

X a concentração do carbono no aço (% em peso);

T a temperatura em Kelvin;

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

Da tabela 5.3 da referência (SILVA, 2010), obtêm-se os valores:

$$a = 1, b = 0,87, c = 7.520, d=3,11.$$

$$T = 1250 + 273 = 1523 \text{ K.}$$

Com estes valores na equação (3.1) determina-se que o valor da solubilidade do nióbio a 1250 °C é de, aproximadamente, 0,019%.

Para o controle da quantidade de voltas em cada passe, foi adaptado ao laminador um contador tipo C628 da Veed-Root e um sensor indutivo (M30 PNP, 24 V) próximo ao volante de forma que, cada volta deste era registrada pelo contador. A cada início de laminação, o contador era zerado.

Inicialmente, foram laminados alguns corpos de prova para aprendizado e definição da quantidade de passes e redução por passe. Posteriormente, laminou-se um total de 9 corpos de prova e destes, alguns foram usados em ensaios mecânicos. O restante foi usado para o tratamento térmico.

A seguir, é descrito o processo usado para a laminação.

- Tempo de aquecimento: 20 minutos;
- Temperatura de aquecimento: 1250 °C;
- Registro de temperatura e força de laminação: aparelho Yocogawa modelo LR 4220 dotado de carta para registro da temperatura e força de laminação;

- Temperatura para início da laminação: 1200 °C;
- Velocidade de laminação: 30 m/min o que corresponde a 71,6 RPM;
- Número de passes: 4;

O corpo de prova após a laminação está representado na figura 3.6 e as dimensões dos mesmos estão indicadas na tabela 3.2.

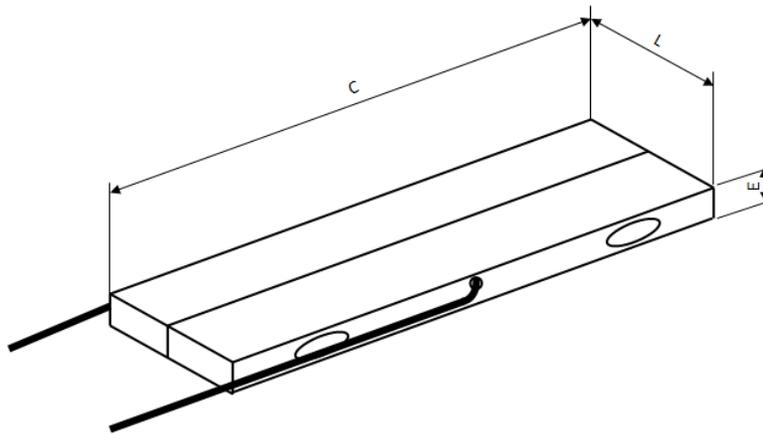


Figura 3.6: Corpo de prova depois da laminação (dimensões em mm).

Tabela 3.2: Dimensões dos corpos de prova depois da laminação.

Nº CP	C	L	E
1	425	8,9	13,2
2	410	9,0	13,6
3	415	8,7	13,5
4	420	8,8	13,5
5	415	8,7	13,6
6	415	8,5	13,6
7	420	8,6	13,5
8	420	9,0	13,5
9	415	69,8	13,5

Após a retirada dos corpos de prova do forno, foi aguardado até que a temperatura baixasse para 1200 °C para iniciar a laminação.

A tabela 3.3 indica a redução teórica e a temperatura média obtida em cada passe.

Tabela 3.3: 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	24,1	23	7,4	1179
3	24,1	17,8	26	6,3	1147
4	17,8	13,0	27	4,8	1118

Para a simulação do tratamento térmico foram feitos testes usando ar, polímero em várias concentrações e temperaturas e água por spray e imersão do corpo de prova. Apesar de inúmeros testes, a estrutura obtida não se aproximou da estrutura existente nas rodas ferroviárias, visto que o resfriamento nas rodas ferroviárias é muito mais lento do que nos pequenos corpos de prova utilizados.

3.2- Segunda etapa da pesquisa

A primeira corrida de teste fabricada pela MWL Brasil (E-0228) foi identificada como C7Nb-M1. A composição química no momento do lingotamento foi analisada em espectrômetro de emissão ótica e os resultados estão indicados na tabela 3.4. Também nesta tabela, está indicada a composição química do material identificado como C7-M que é a faixa de composição química que a MWL Brasil usa para fabricar os aços classe C da norma AAR M-107 (codificação interna M22) que são similares ao aço C7 fabricado para teste pela Villares Metals.

Tabela 3.4: Composição química nos lingotes (% em massa).

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Al
C7Nb-M1	0,737	0,322	0,799	0,019	0,023	0,230	0,120	0,041	0,018
C7-M	0,74/0,77	0,2/0,4	0,73/0,85	0/0,028	0,015/0,038	0,19/0,26	-	-	0,010/0,020

Para o forjamento de roda do material de teste, optou-se por forjar 1 lingote que corresponde a 4 rodas de diâmetro 36” que é uma roda média muito usada no mercado nacional. Essa roda é padrão na norma AAR M-107, conhecida como K-36, conforme figura 3.7.

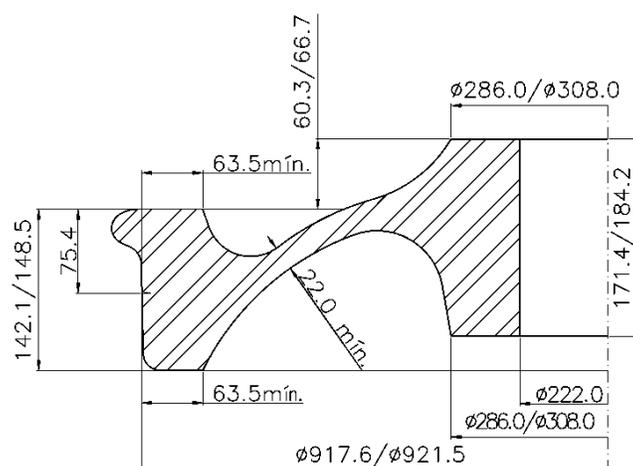


Figura 3.7: Roda padrão da norma AAR, tipo K-36. Desenho gentilmente cedido pela MWL Brasil (dimensões em mm).

O forjamento das rodas de teste foi feito nas mesmas condições de fabricação da roda K-36 normal de produção. Os 4 blocos de teste foram colocados em um intervalo entre 2 corridas normais de produção.

O tempo de aquecimento dos blocos foi de 7,5 horas e a temperatura do forno no momento da retirada do primeiro bloco encontra-se na tabela 3.5. Estas temperaturas são medidas através de termopares tipo “S” residentes no forno e registradas através do programa Presys SOFTgraph V4.1 R.

Tabela 3.5: Temperatura de cada zona do forno rotativo no momento da retirada do primeiro bloco de teste.

Zona do forno	1ª	2ª	3ª	4ª
Temperatura (°C)	1271	1277	1277	1294

Foram registradas, para algumas rodas, as temperaturas durante o processo conforme indicado na tabela 3.6. A medição das temperaturas foi feita através de termômetro de radiação infravermelha portátil modelo IRtec P1300.

Tabela 3.6: Temperatura após cada operação do processo de forjamento.

Temperatura após as operações [° C]				
Roda	Descarepador	2ª operação	3ª operação	4ª operação
1ª	1210	1052		
2ª	1215	950		
3ª	1212	1007		
4ª	1240	1010	935	
5ª	1230	1010		
6ª	1230	1010		
7ª	1180	980		
8ª	1250	1150	1010	990

O tratamento térmico foi feito em 2 rodas e apenas uma delas foi destruída para ensaio.

O processo de tratamento térmico foi feito seguindo o mesmo processo utilizado pela produção para tratar a roda K-36. A tabela 3.7 mostra a variação da temperatura em cada zona do forno de austenitização e revenimento. O tempo de austenitização foi de 3 horas e 36 minutos e de resfriamento após a austenitização foi de 7,5 minutos. Após o resfriamento, a roda ficou em espera por 63 minutos antes de entrar para o forno de revenimento. O tempo de resfriamento foi de 3 horas.

Tabela 3.7: Temperatura em cada zona do forno na austenitização e no revenimento.

Zonas do Forno	Temperatura de Austenitização [°C]		Temperatura de Revenimento [°C]	
	Mín	Máx	Mín	Máx
1ª	700	760	493	508
2ª	780	840	495	510
3ª	860	890	495	510
4ª	845	875	493	508

Após o revenimento, o tempo de resfriamento das rodas em uma região próxima ao forno foi de 142 minutos. Após esse tempo a roda foi exposta a ambiente externo.

Os ensaios mecânicos foram feitos considerando uma roda totalmente usinada, ou seja, o sobremetal que deveria ser retirado durante a usinagem foi descontado para retirada dos corpos de prova.

Foi usado o posicionamento para retirada dos corpos de prova conforme indicado na norma EN 13262 (Railway applications – Wheelsets and bogies – Wheels – Product requirements) pois a norma AAR M-107 prevê apenas ensaio de dureza nas rodas.

Como o aço C7Nb-M1 apresentou baixos valores no ensaio de impacto, optou-se por fazer uma nova corrida diminuindo apenas o valor do nióbio. Foi fabricada então uma corrida (E-0853) cuja identificação é C7Nb-M2 e a composição química encontra-se na tabela 3.8.

Tabela 3.8: Composição química na panela (% em massa).

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Al
C7Nb-M2	0,741	0,325	0,795	0,011	0,017	0,267	0,132	0,013	0,017

3.3- Metalografia

3.3.1- Microscopia ótica

As análises metalográficas foram feitas na Unicamp. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com Nital 3% por 10 segundos. As fotos das microestruturas foram feitas no Laboratório da Engenharia de Materiais com um microscópio ótico Neophot 32.

3.3.2- Tamanho de grão austenítico

Para a verificação do tamanho de grão austenítico foi feita a têmpera parcial nos aços. Foram usados corpos de prova com diâmetro de 12,7 mm e comprimento de 50 mm. Na face superior foi feito um furo no centro de diâmetro 1,5 mm e comprimento de 10 mm para colocação de termopar tipo K (Cromel-Alumel de 1,5 mm). Os corpos de prova foram aquecidos, individualmente, até a temperatura de 790 °C. A temperatura do forno estava em 800 °C. Para o núcleo do corpo de prova atingir os 790 °C passaram-se aproximadamente 13 minutos e portanto o tempo adotado para o aquecimento foi de 15 minutos para todos os corpos de prova. A temperatura de 790 °C foi escolhida baseada na inflexão da curva de aquecimento para a laminação (figura 3.8) que indica a temperatura de transformação da estrutura perlítica para austenítica.

O resfriamento foi feito mergulhando-se apenas 7 mm de uma extremidade do corpo de prova numa vasilha com água. A água foi trocada a cada resfriamento para que sua temperatura fosse sempre a mesma. O tempo de resfriamento foi de 2 minutos e após esse tempo, o corpo de prova foi totalmente mergulhado na água para resfriamento total.

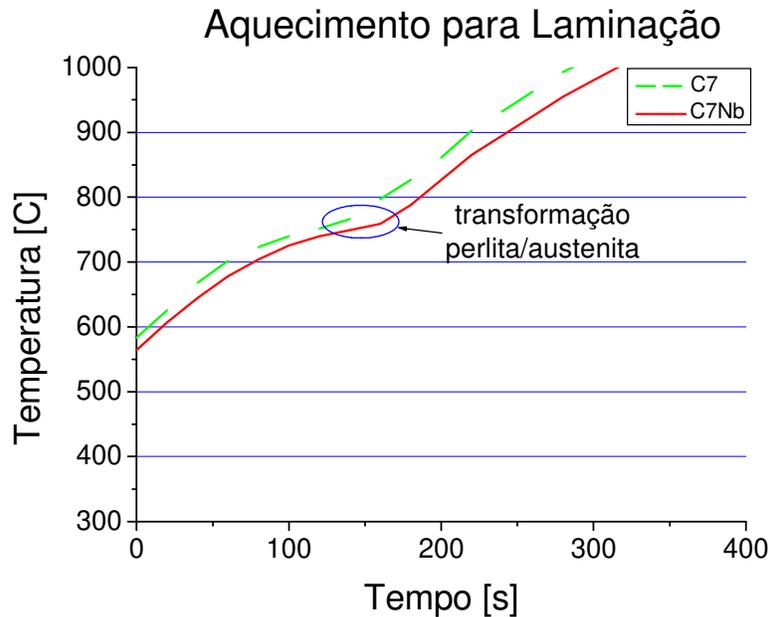


Figura 3.8: Curva de aquecimento para laminação dos aços C7 e C7Nb.

Os corpos de prova foram cortados ao meio longitudinalmente e preparados para análise metalográfica. Após o polimento, foi feito o ataque para revelar o tamanho de grão austenítico com 6 gramas de ácido pícrico, 300 ml de água e 15 ml de sulfonato de sódio.

As amostras foram colocadas em um recipiente e cobertas pela solução acima. Aqueceu-se o recipiente até 50 °C e a partir dessa temperatura as amostras ficaram por 5 minutos nessa solução. As fotos foram obtidas em microscópio ótico.

As medidas do tamanho de grão foram obtidas através do método de interceptos lineares em 10 diferentes regiões, utilizando a equação (3.2) (CUNHA, 2009).

$$D_{\gamma} = \frac{L_T}{I.A} \quad (3.2)$$

sendo: D_{γ} o 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.

3.3.3- Espaçamento interlamelar da perlita (S_0)

Os procedimentos para determinação do espaçamento interlamelar da perlita foram os mesmos da microscopia ótica para revelar a microestrutura dos aços. As amostras foram observadas em um microscópio eletrônico de varredura Jeol modelo JXA-840 do Laboratório da Engenharia de Materiais da Unicamp.

Procurava-se para cada amostra 10 regiões que apresentassem 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 interceptadas em uma linha padrão de 60 mm. Calculou-se então o valor médio do que se denomina “espaçamento interlamelar mínimo”, S_{0min} (CUNHA, 2009).

3.4- Ensaio Mecânicos

3.4.1- Macro dureza

Os ensaios de dureza foram realizados na MWL Brasil seguindo a norma ASTM A-370 (ASTM, 2009). Foi usada uma máquina de dureza Wilson 3000 kgf, esfera de \varnothing 10 mm, escala em Brinell.

3.4.2- Microdureza

Foi utilizado um microdurômetro LEITZ-WETZLAR, com tempo de aplicação de 30 segundos e carga de penetração de 200 e 300 gf. Todas as medidas foram realizadas à

temperatura ambiente. A dureza Vickers (HV) foi calculada de acordo com a equação (3.3) (CUNHA, 2009).

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

sendo: d a diagonal da impressão (mm);
f a força de ensaio (kgf).

3.4.3- Ensaio de tração

Os ensaios de tração para os aços C7 e C7Nb foram realizados no Laboratório da Engenharia de Materiais da Unicamp em uma máquina MTS à temperatura ambiente, com corpos de prova de diâmetro 8,75 mm, segundo a norma ASTM A-370 (ASTM, 2009). A figura 3.9 ilustra as dimensões destes corpos de prova.

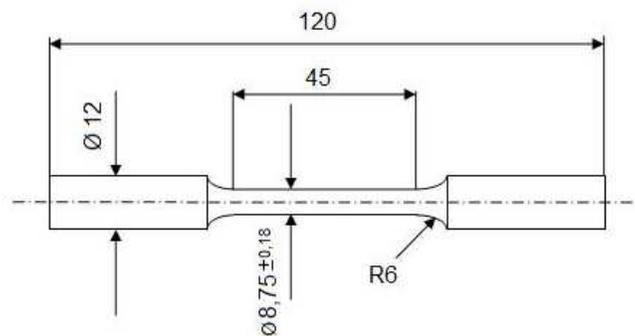


Figura 3.9: Corpo de prova dos aços C7 e C7Nb ensaiados na Unicamp (dimensões em mm).

Os corpos de prova dos aços C7 e C7Nb foram retirados no sentido da laminação conforme indicado na figura 3.10. Houve somente dois ensaios de tração para cada tipo de aço devido à restrição na quantidade disponível dos materiais.

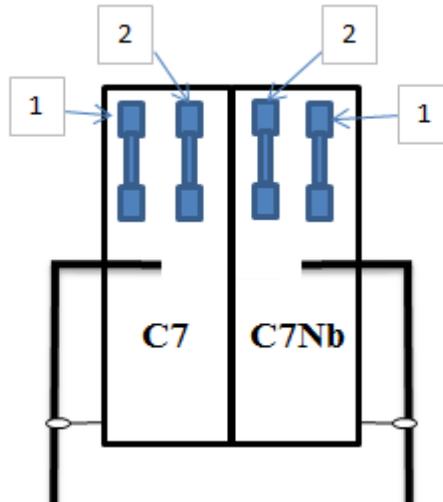


Figura 3.10: Posicionamento da retirada dos corpos de prova dos aços C7 e C7Nb após a laminação.

Para as rodas ferroviárias, o ensaio foi feito em uma máquina de tração LOS modelo UHP com capacidade de 40 toneladas e corpos de prova com diâmetro de 10 mm. A figura 3.11 mostra as dimensões do corpo de prova utilizado para o ensaio. Estas dimensões dos corpos de prova são normalmente usadas para ensaiar rodas ferroviárias.

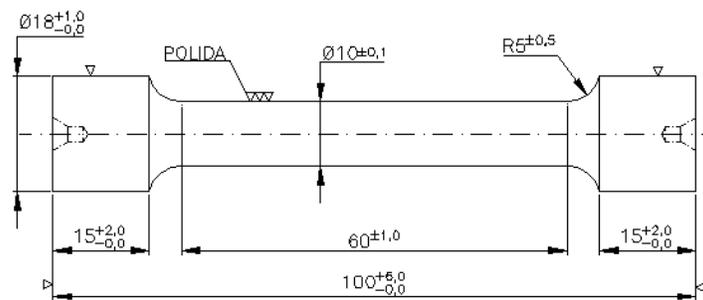


Figura 3.11: Corpo de prova ensaiado na MWL Brasil (dimensões em mm).

A posição para retirada dos corpos de prova nas rodas ferroviárias está indicada na figura 3.12, extraída da norma EN 13262.

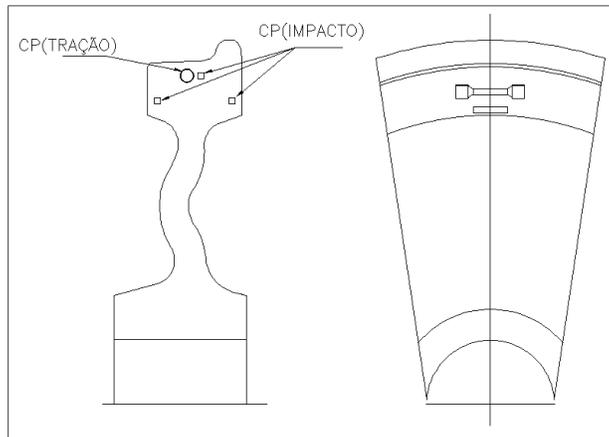


Figura 3.12: Posição de retirada dos corpos de prova de tração de impacto em rodas ferroviárias, conforme norma EN 13262.

3.4.4- Ensaio de impacto

O ensaio de impacto tipo Charpy foi feito na MWL Brasil, segundo a norma ASTM E 23-02a, utilizando um pêndulo de impacto LOS, modelo PSW, capacidade máxima para carga de 294 J. Foi usado corpo de prova com entalhe em “U” conforme figura 3.13.

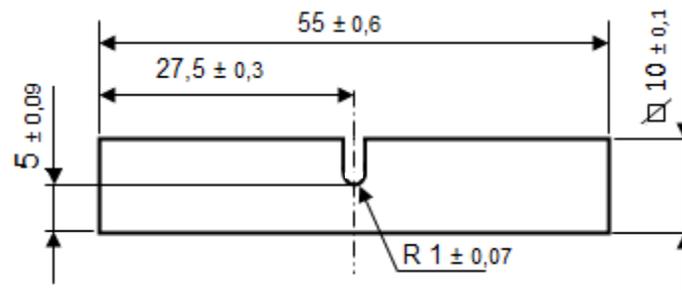


Figura 3.13: Corpo de prova do ensaio de impacto (dimensões em mm).

Para este ensaio nos aços C7 e C7Nb foi usada uma temperatura abaixo ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) da temperatura de transição dúctil-frágil e outra acima ($300\text{ }^{\circ}\text{C}$), com tolerância de $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Além destas, também foi feito o ensaio na temperatura ambiente. Foram usados 2 corpos de prova para a temperatura ambiente e 3 corpos de prova para as demais temperaturas.

As posições de retirada dos corpos de prova dos aços C7 e C7Nb são indicadas na figura 3.14, sendo que os de número 1, 2 e 3 foram ensaiados a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$; os de número 4 e 5 foram ensaiados na temperatura ambiente e os de número 6, 7, e 8 foram ensaiados na temperatura de $+300\text{ }^{\circ}\text{C}$.

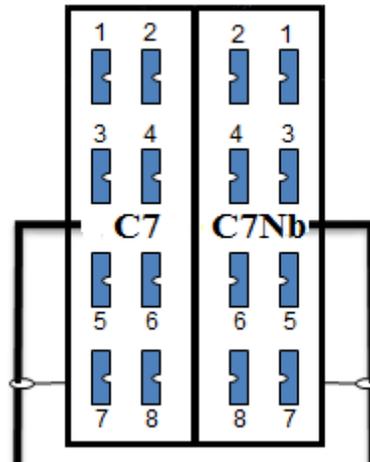


Figura 3.14: Posicionamento para retirada dos corpos de prova para ensaio de impacto dos aços C7 e C7Nb.

A posição de retirada dos corpos de prova nas rodas ferroviárias está indicada na figura 3.12, extraída da norma EN 13262.

3.4.5- Ensaio Jominy (subsize)

O ensaio Jominy é usado para avaliar a temperabilidade de um aço. O conceito de temperabilidade é associado à capacidade de endurecimento do aço durante o resfriamento rápido (têmpera), ou seja, sua capacidade de formar martensita a uma determinada profundidade em uma peça (SILVA, 2010).

O ensaio consiste em austenitizar um corpo de prova de dimensões normalizadas e resfriá-lo a partir de uma das extremidades através de jato de água também em condições normalizadas, conforme indicado na figura 3.15.



Figura 3.15: Ensaio Jominy dos aços C7 e C7Nb.

Para este ensaio foram retirados 2 corpos de prova de cada aço (C7 e C7Nb) no sentido da laminação, conforme indicado na figura 3.16.

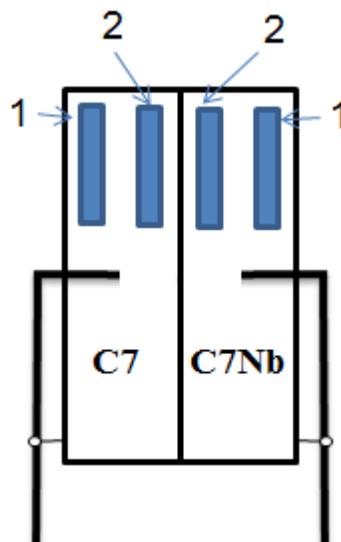


Figura 3.16: Posição de retirada dos corpos de prova dos conjuntos laminados dos aços C7 e C7Nb para o ensaio Jominy.

Como as amostras laminadas dos aços C7 e C7Nb tinham espessura próxima a 13 mm, os corpos de prova foram confeccionados com dimensões especiais (subsize) conforme norma ASTM A 255. A figura 3.17 ilustra as dimensões dos corpos de prova. A cabeça do corpo de prova usada para apoio no momento do resfriamento foi feita com aço SAE 1020 e parafusada no topo do mesmo.

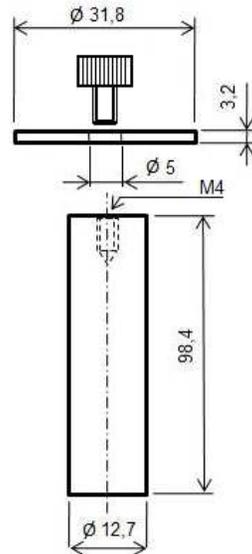


Figura 3.17: Corpo de prova subsize dos aços C7 e C7Nb para ensaio Jominy (mm).

O ensaio foi realizado seguindo a norma ASTM A 255 no laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA/UNICAMP, conforme condições:

- O tempo de aquecimento foi de 30 minutos;
- O aquecimento foi feito na vertical. A extremidade de contato com a água ficou para cima;
- Secou-se o suporte antes da colocação de cada corpo de prova;
- Foi utilizada água corrente;
- O tempo de resfriamento foi de 10 minutos;
- Após os 10 minutos de resfriamento, os corpos de prova foram mergulhados totalmente em água para um resfriamento completo;
- Foi utilizado orifício para a saída da água de diâmetro de 6,4 mm;
- A distância utilizada do orifício ao corpo de prova foi de 9,5 mm;
- A altura livre da coluna de água para o ensaio foi de 102 mm.

Para o ensaio, a temperatura utilizada no forno tipo mufla foi de 882 ± 5 °C. O controle da temperatura do forno, foi realizado com um termopar tipo K inserido axialmente no interior de um corpo de prova com dimensões idênticas ao material ensaiado.

O enforamento dos corpos de prova foi feito a cada 15 minutos de forma a ter, no máximo, dois corpos de prova dentro do forno. A figura 3.18 mostra uma foto do forno com os corpos de prova.

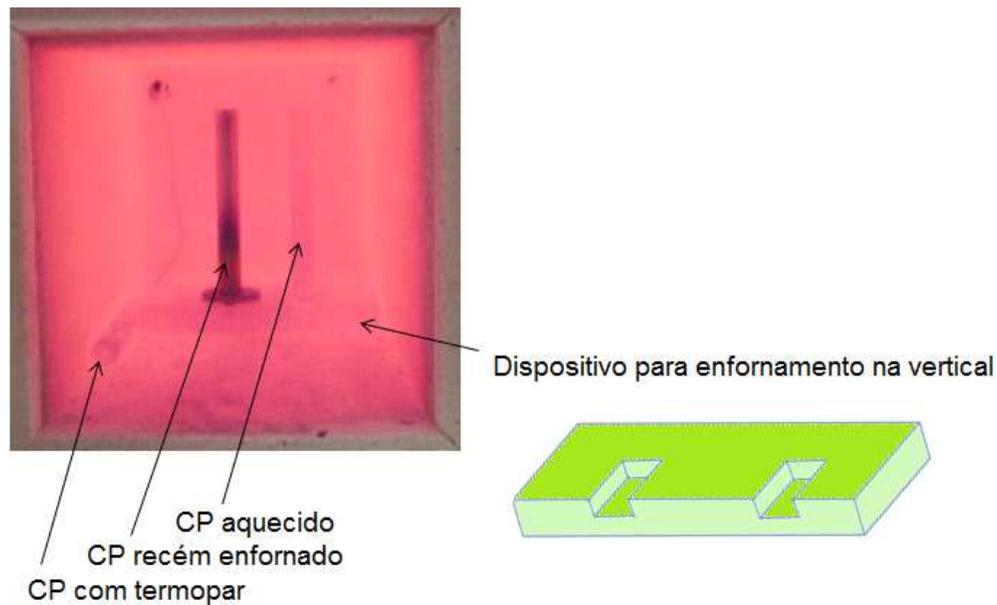


Figura 3.18: Foto do forno com 2 corpos de prova e o terceiro com termopar.

Para a medição de dureza, foram retificadas nos corpos de prova duas trilhas de 0,4 mm de profundidade a partir do diâmetro externo da peça. Foi também confeccionado um dispositivo para garantir um avanço de 1,6 mm para atender às exigências da norma ASTM A 255 que prevê a medição em pontos múltiplos de 1/16 polegadas, ou seja, 1,6 mm. A figura 3.19 mostra o dispositivo usado para controlar a distância entre as medições.

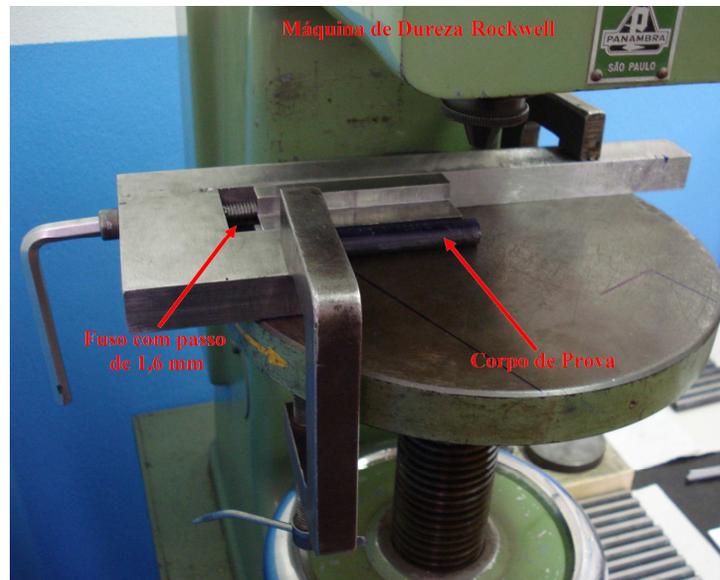


Figura 3.19: Dispositivo para posicionamento do corpo de prova para medição de dureza

A dureza foi medida na MWL Brasil em uma máquina Wolpert tipo HT com escala em Rockwell C.

3.4.6- Tenacidade à fratura

Tenacidade à fratura é definida como um termo genérico para medidas de resistência à extensão de uma trinca (ASM, 1996). Ensaios de tenacidade à fratura medem a resistência de um material à extensão de uma trinca (SILVA, 2010).

O ensaio de tenacidade à fratura foi feito com corpos de prova tipo compacto com espessura de 25 mm conforme norma ASTM E-399 (2009). Foram retirados 3 corpos de prova de cada roda seguindo o posicionamento previsto na norma EN-13262, conforme figura 3.20.

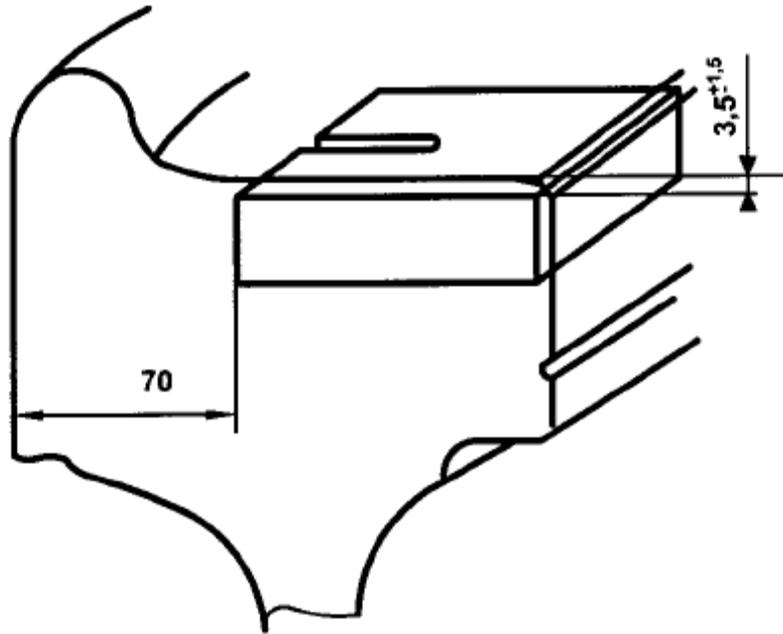


Figura 3.20: Posicionamento de retirada dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Parte I – Aços C7 e C7Nb laminados em laboratório da UNICAMP

4.1- Estrutura dos aços antes e depois da laminação

Os aços C7 e C7Nb, por terem teor de carbono próximo do eutetóide, apresentaram uma estrutura predominantemente perlítica e baixa quantidade de ferrita, principalmente antes da laminação (figura 4.1). A estrutura perlítica é, normalmente, a estrutura desejada nas rodas ferroviárias. Após a laminação houve um aumento na fração volumétrica da ferrita, maior no aço microligado. Isto é devido à adição de molibdênio, que favorece a formação de ferrita e também a acicularização da mesma (IMOA, 2010).

No sentido da laminação (longitudinal), o aço microligado apresentou estrutura bandeada, com faixas alternadas de ferrita acicular e perlita (figura 4.2). Esse bandeamento provavelmente poderia ter diminuído se o fabricante do aço fizesse uma solubilização a 1300 °C por 24 horas após a solidificação do lingote, antes de forjá-lo (CUNHA, 2009).

A figura 4.3 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), (CUNHA, 2009). A deformação em altura de 67% promoveu um refino do grão austenítico, com um maior efeito no aço sem a adição de nióbio (28%) enquanto que no aço microligado, apesar do tamanho de grão ser menor, a redução também foi menor (18%) conforme pode ser observado na tabela 4.1 e figura 4.4.

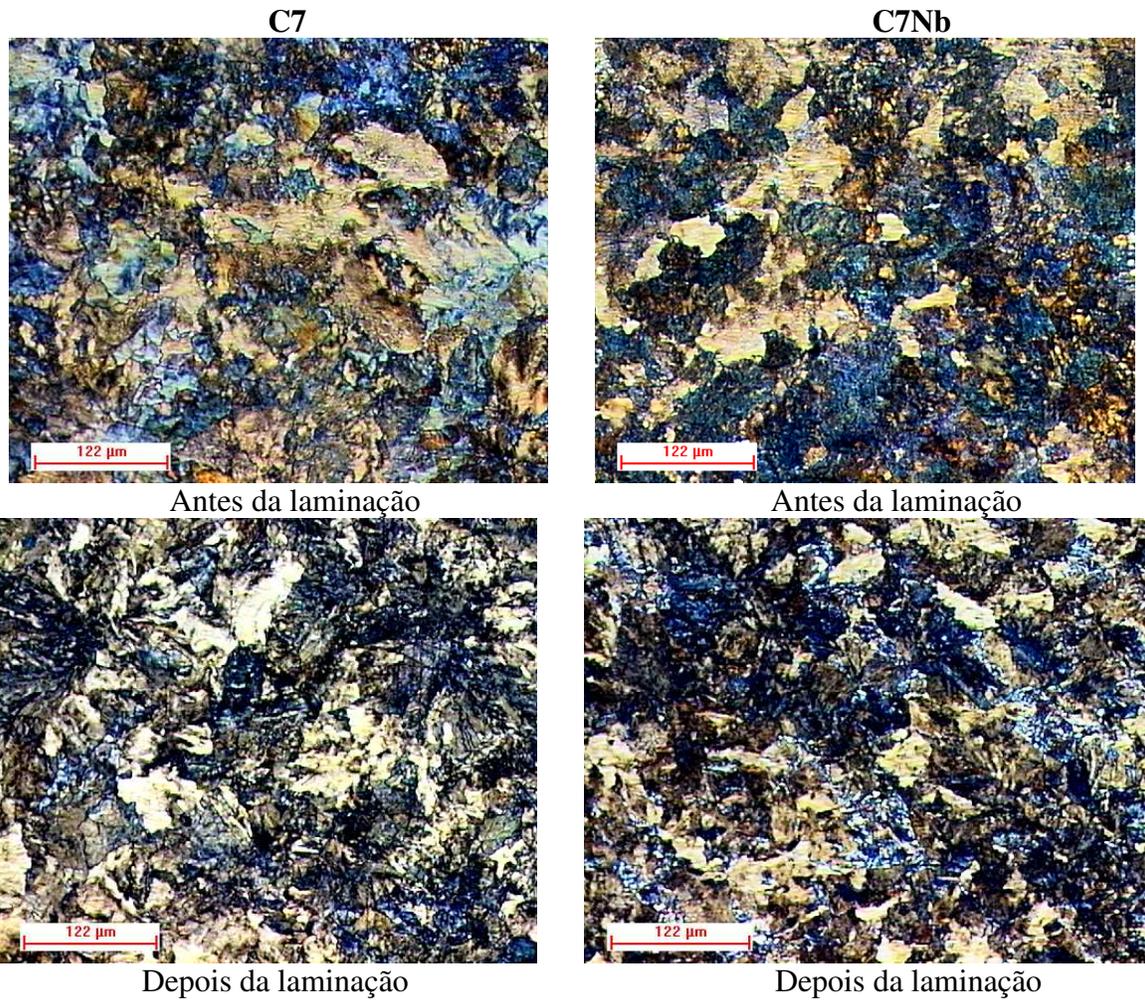


Figura 4.1: Micrografias obtidas por microscopia ótica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação, Nital 3%.

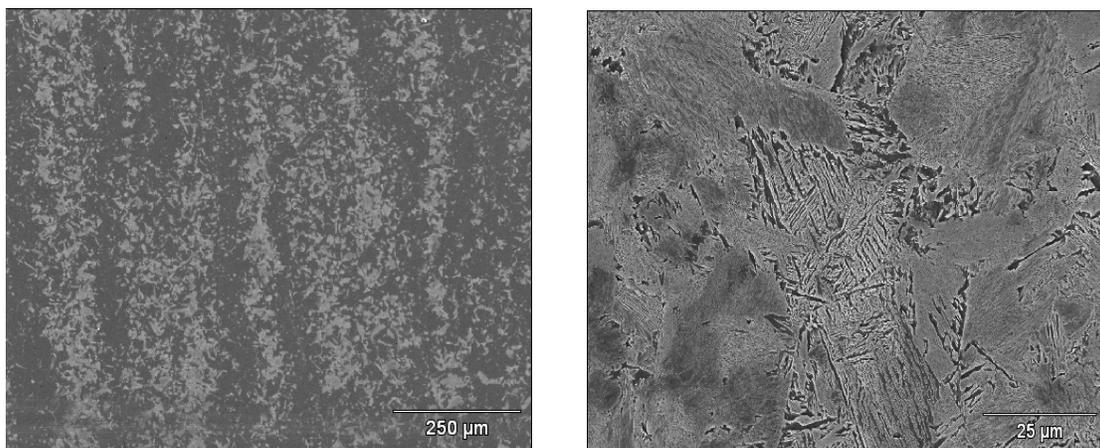


Figura 4.2: Micrografias obtidas por MEV do aço C7Nb depois da laminação, Nital 3%.

O refino do grão no aço microligado é provocado pelo efeito do nióbio de retardar a recristalização da austenita após a deformação a quente que pode se dar pela diluição do nióbio em solução na austenita ou na forma de precipitado (DOI, 1991).

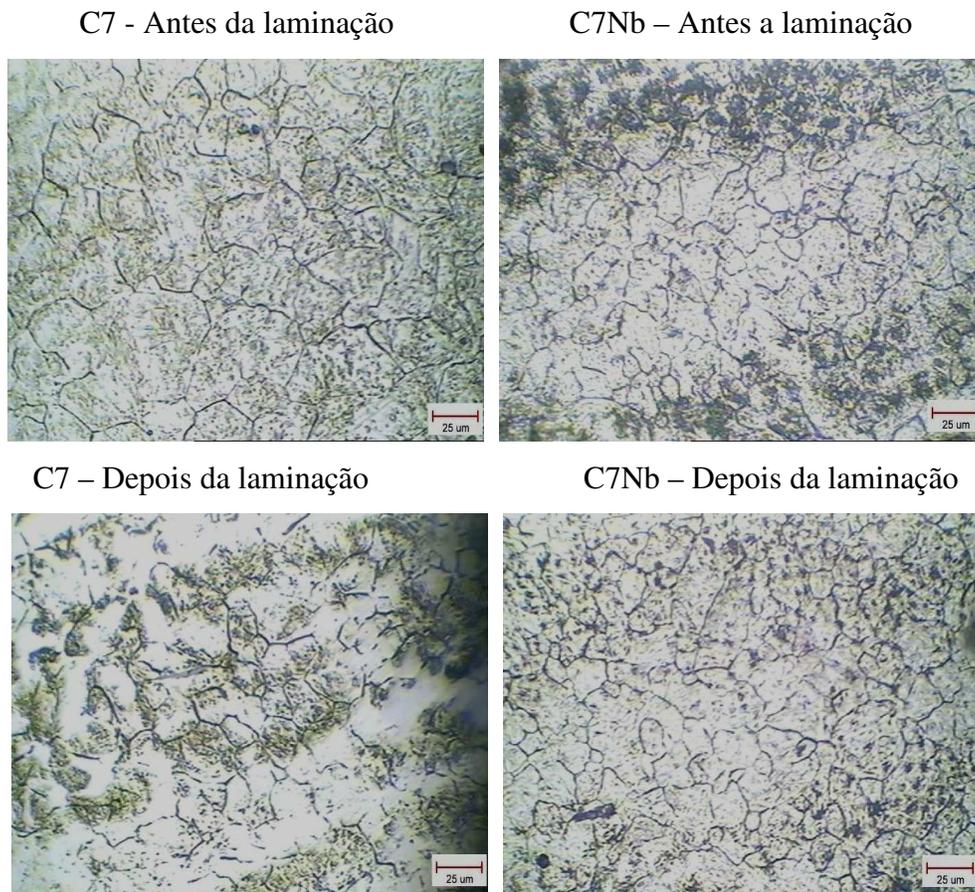


Figura 4.3: Tamanho de grão austenítico antes e depois da laminação dos aços C7 e C7Nb.

Ataque: 6g e ácido pícrico + 300 ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C.

Sabe-se que o nióbio tem uma forte tendência à formação de carbonetos que restringem o crescimento do grão austenítico (MEI, 1989).

Tabela 4.1: Tamanho de grão austenítico.

Aço	Diâmetro do grão austenítico (μm)	
	Antes da laminação	Depois da laminação
C7	$36 \pm 4,7$	$26 \pm 2,5$
C7Nb	$22 \pm 3,5$	$18 \pm 1,5$

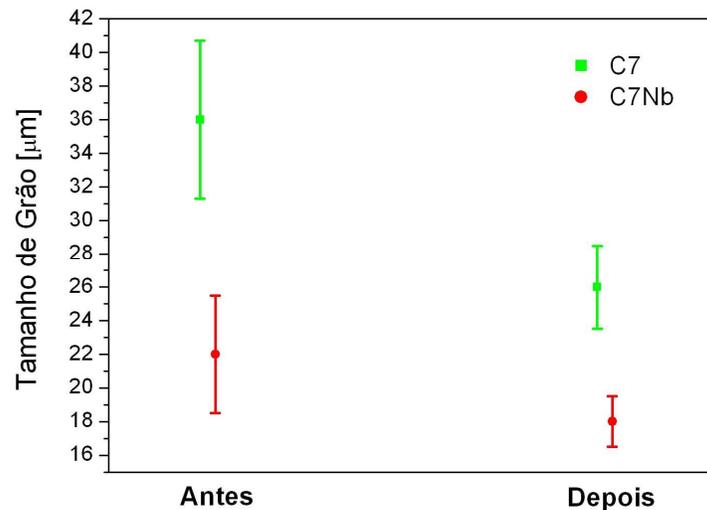


Figura 4.4: Tamanho de grão austenítico antes e depois da laminação dos aços C7 e C7Nb.

Na figura 4.5 pode-se observar a estrutura perlítica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação, onde nota-se uma maior tendência à degeneração da perlita no aço microligado.

Após a laminação, o valor do espaçamento interlamelar diminuiu nos dois aços. No aço sem a adição de nióbio, o aumento da taxa de resfriamento após a laminação reduziu a quantidade de ferrita no aço provocando uma diminuição no espaçamento interlamelar (REIS, 2009). No aço microligado, 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 submetidos à laminação (figura 4.6). A redução na temperatura de início de formação da perlita reduziu o espaçamento interlamelar da mesma (tabela 4.2 e figura 4.7) (CUNHA, 2009).

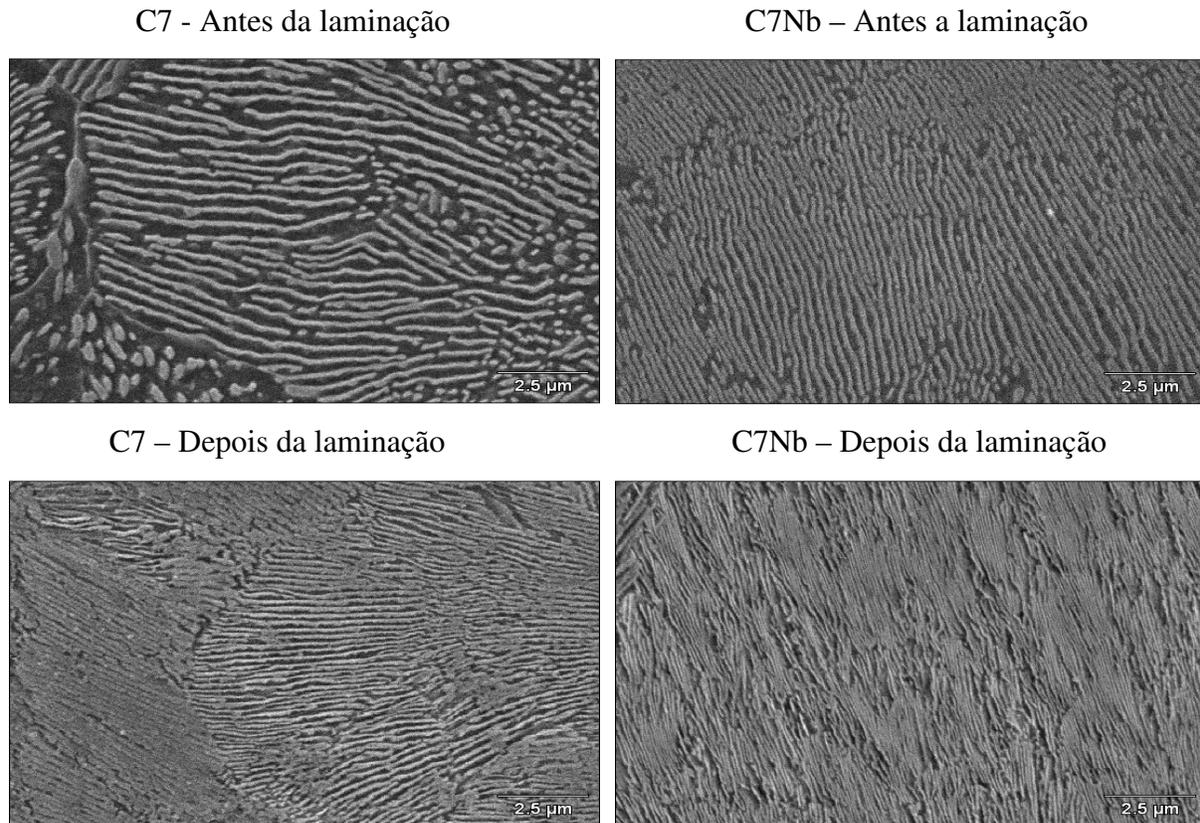


Figura 4.5: Microestrutura perlítica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação, Nital 3%.

No aço sem adição de nióbio, durante a transformação de fase, ocorreu recalescência (elevação de temperatura da amostra com a transformação de fase) como pode ser observado na figura 4.6 (DOI, 1991). Como o espaçamento interlamelar depende da temperatura de transformação, no aço C7, além da temperatura de transformação ser 60° C superior à do aço C7Nb, existe ainda um aumento maior da temperatura devido à recalescência. Essa diferença de temperatura pode explicar o espaçamento interlamelar maior do aço sem adição de nióbio em comparação com o aço microligado.

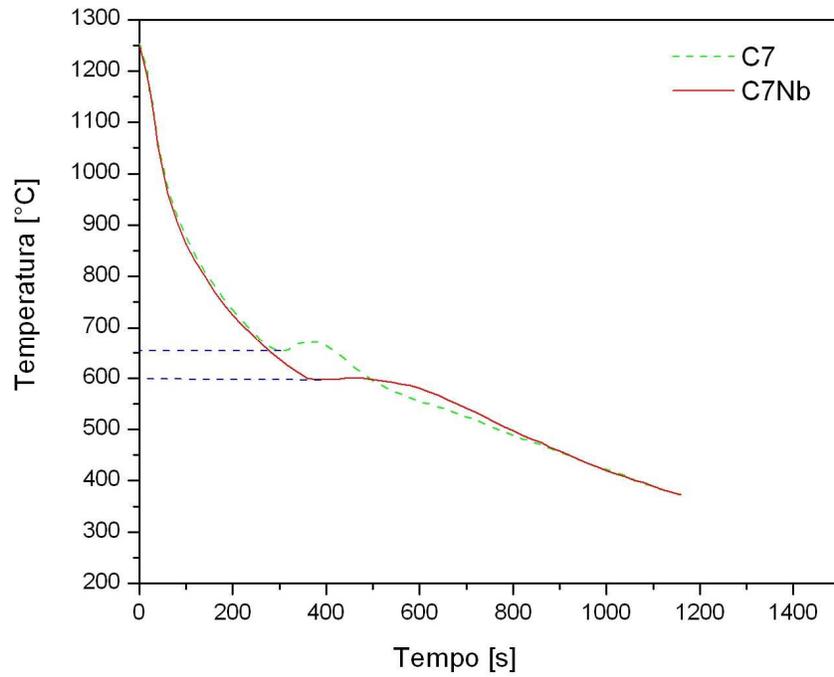


Figura 4.6: Temperatura de início de formação perlítica dos aços C7 e C7Nb depois da laminação.

Tabela 4.2: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita.

Aço	Espaçamento interlamelar da perlita (μm)	
	Antes da laminação	Depois da laminação
C7	$0,49 \pm 0,06$	$0,27 \pm 0,01$
C7Nb	$0,31 \pm 0,03$	$0,17 \pm 0,03$

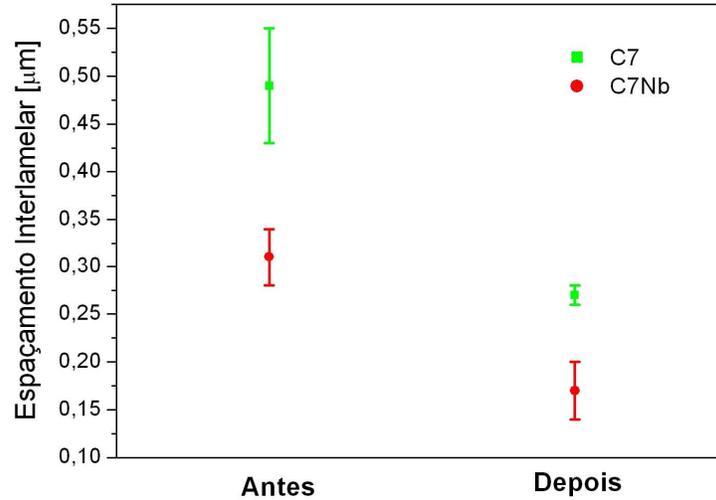


Figura 4.7: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita antes e depois da laminação.

4.2- Propriedades dos aços antes e depois da laminação

Na tabela 4.3 e figura 4.8 observa-se que a laminação aumentou a macrodureza dos dois aços: 25% no C7 e 29% no C7Nb. Esse aumento deve-se principalmente à redução do espaçamento interlamelar da perlita. Devido à redução do espaçamento interlamelar, a dureza da perlita aumentou em 32% no aço C7 e 40% no aço C7Nb. No caso do aço microligado o aumento maior deve estar também relacionado com a precipitação de carboneto de nióbio na ferrita da perlita, o que precisaria ser confirmado por MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão) (CUNHA, 2009) e com a degeneração da perlita (MEI, 1983).

Tabela 4.3: Macrodureza e microdureza da perlita dos aços C7 e C7 Nb.

Aço	Macrodureza (transformada em HV)		Microdureza da Perlita (HV)	
	Antes da laminação	Depois da laminação	Antes da laminação	Depois da laminação
C7	258 ± 11	323 ± 5	274 ± 5	361 ± 22
C7Nb	269 ± 5	348 ± 10	273 ± 5	382 ± 3

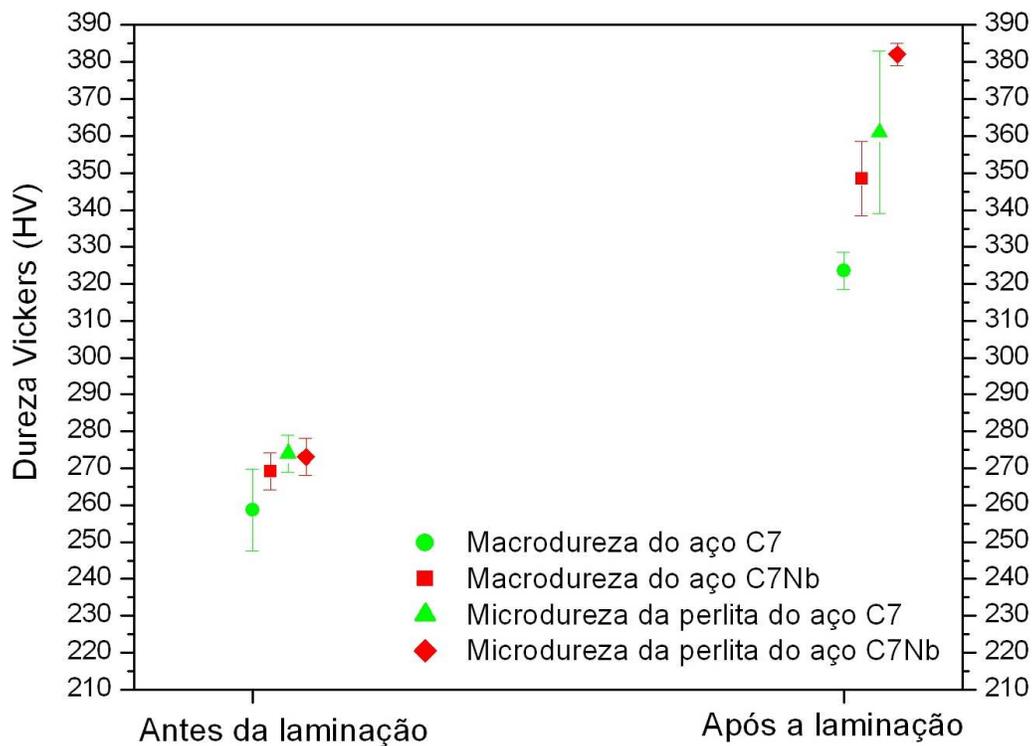


Figura 4.8: Macrodureza e microdureza perlítica dos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação.

A tabela 4.4 e figura 4.9 apresentam os resultados obtidos para os aços C7 e C7Nb no ensaio de tração antes e depois da laminação. É possível observar que a adição de nióbio e molibdênio no aço microligado proporcionou um aumento no limite de resistência (LR) e no limite de escoamento (LE) em relação ao aço não microligado, tanto antes como depois da laminação. Esse aumento do LR e LE veio acompanhado da redução da ductilidade do material, medida pelo alongamento e redução de área. O aumento do LR e LE deve-se principalmente à redução do espaçamento interlamelar da perlita causado pela adição de nióbio, o qual reduziu a temperatura de formação da perlita. Também a formação de precipitados finos de Nb (C, N) na perlita da ferrita e a degeneração da perlita devem ter aumentado a resistência mecânica (DOI, 1991). O efeito da diminuição da ductilidade deve ainda ser estudado. A perda de tenacidade no material Villares pode estar relacionada com a faixa de nióbio de 0,04% que é bastante superior ao limite de solubilidade deste material na temperatura de forjamento conforme descrito no item 3.1.

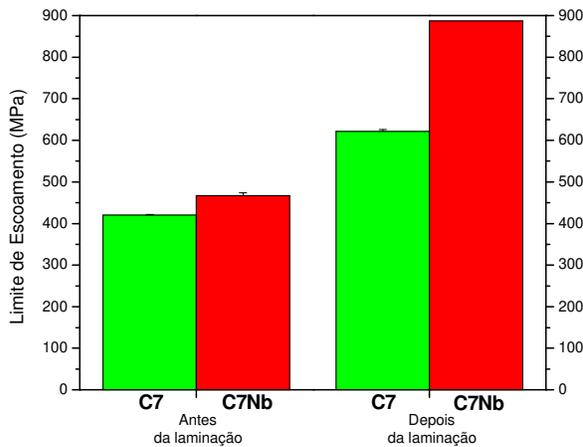
Tabela 4.4: Resultados do ensaio de tração dos aços antes e depois da laminação.

Propriedade	Aço	Antes da Laminação	Depois da Laminação	Condição: *	Efeito da adição de Nb e Mo (%)	Efeito da laminação (%)
LE (MPa)	C7	420 ± 2	622 ± 4	ALam.	11	48
	C7Nb	467 ± 7	887 ± 0	DLam.	43	90
LR (MPa)	C7	850 ± 13	1060 ± 4	ALam.	3	25
	C7Nb	875 ± 19	1263 ± 13	DLam.	19	44
AL (%)	C7	20 ± 3	19 ± 1	ALam.	-5	-50
	C7Nb	19 ± 0	13 ± 0	DLam.	-32	-32
RA (%)	C7	27 ± 3	30 ± 1	ALam.	37	11
	C7Nb	37 ± 1	25 ± 2	DLam.	-17	-32

* ALam. – Antes da Laminação
DLam. – Depois da Laminação

LE – limite de escoamento

AL – alongamento



LR – limite de resistência

RA – redução de área

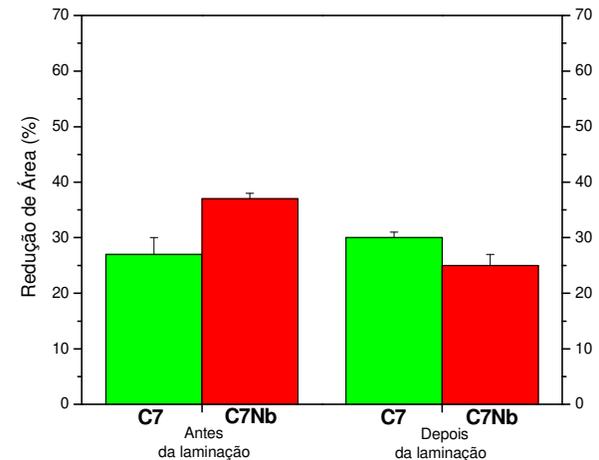
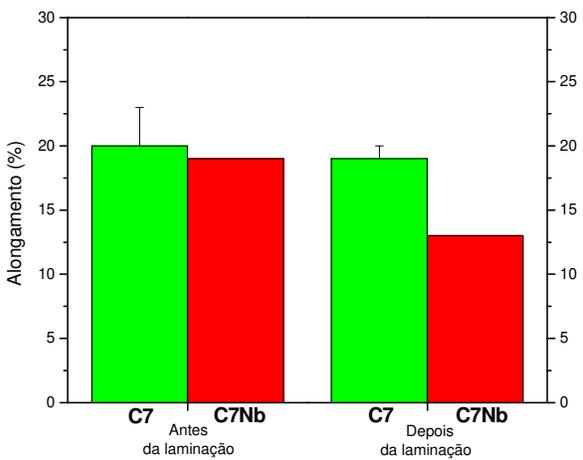
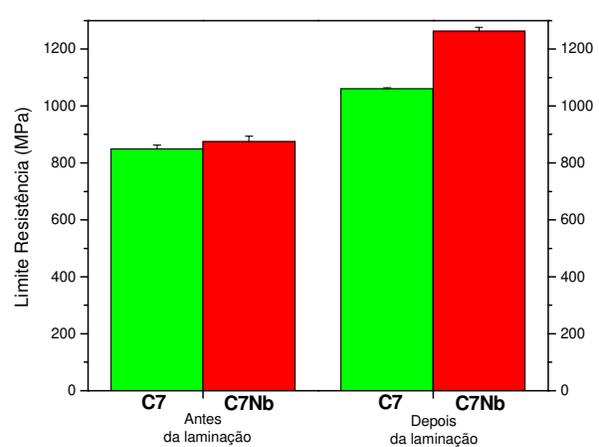


Figura 4.9: Resultados dos ensaios de tração nos aços C7 e C7Nb antes e depois da laminação.

No ensaio de impacto, na temperatura subzero, a energia absorvida no material microligado foi maior que no material sem a adição de nióbio e molibdênio. Já na temperatura ambiente e em temperatura alta, o inverso é observado, ou seja, a energia de impacto absorvida é menor no aço microligado, conforme pode ser observado na tabela 4.5 e figura 4.10.

Essa queda na energia absorvida na temperatura ambiente aliada à queda do alongamento e redução de área sugere fragilização do aço. Um estudo maior é preciso ser feito para detectar o motivo dessa fragilização.

Tabela 4.5: Energia absorvida no ensaio de impacto.

Energia absorvida (J)			
Aço	Temperatura de ensaio (° C)		
	-40	22	300
C7	5 ± 1	9 ± 1	42 ± 1
C7Nb	8 ± 0	6 ± 0	32 ± 2

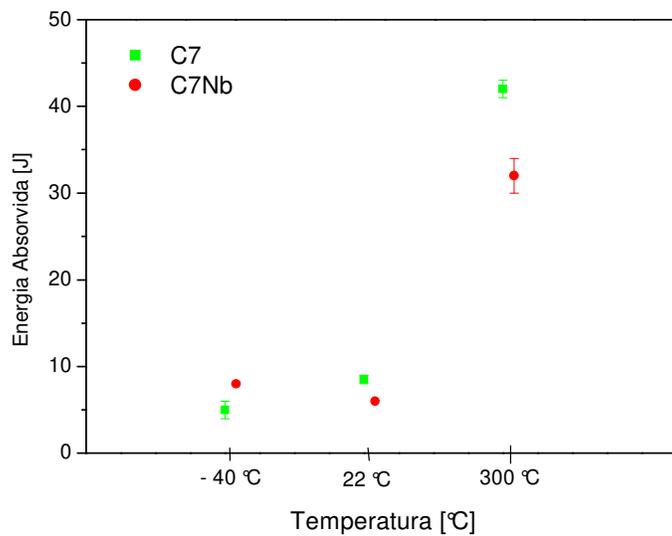


Figura 4.10: Energia absorvida durante o ensaio de impacto depois da laminação dos aços C7 e C7Nb.

A figura 4.11 representa a curva Jominy dos dois aços. Comparando-se as duas curvas, observa-se que, embora ambos tenham durezas máximas semelhantes, o aço microligado tem maior penetração de dureza que o aço sem adição de nióbio e molibdênio. Assim, o aço microligado apresentou uma maior capacidade de endurecimento, ou seja, uma maior temperabilidade (SILVA, 2010).

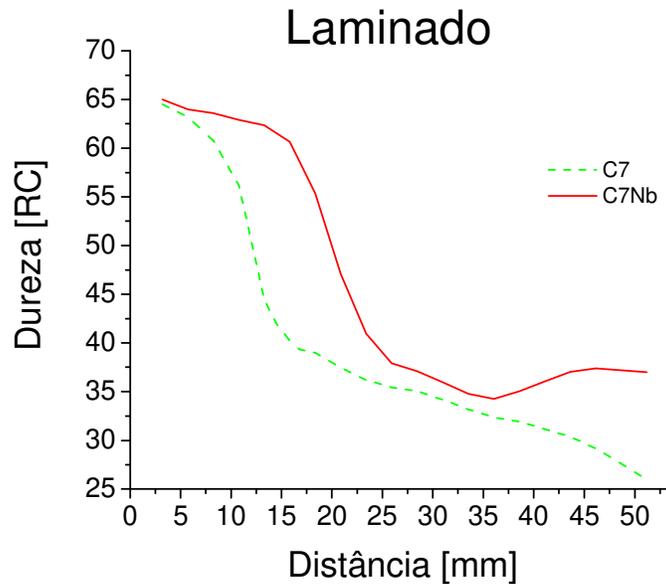


Figura 4.11: Ensaio Jominy subsize dos aços C7 e C7Nb depois da laminação.

Na figura 4.12 observa-se um resumo das propriedades relativas dos aços C7 e C7Nb após a laminação.

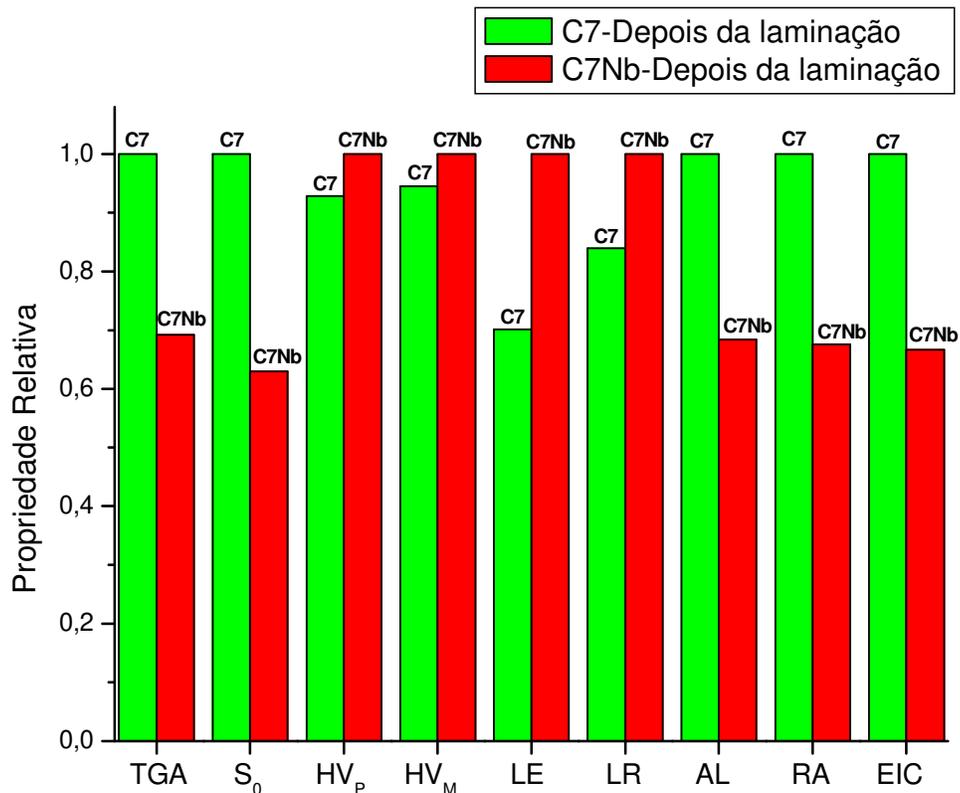
Verifica-se que a adição conjunta de nióbio e molibdênio provocou a redução do espaçamento interlamelar da perlita pela ação do nióbio e molibdênio em solução sólida e reduziu o tamanho de grão austenítico pela ação dos carbonitretos de nióbio e molibdênio que restringem o crescimento de grão.

A redução do espaçamento interlamelar da perlita provocou um aumento da microdureza da mesma, com reflexos no aumento da resistência mecânica do aço, tanto no limite de escoamento, como no limite de resistência.

Por outro lado o aço teve reduzida a sua ductilidade (medida pelo alongamento e redução de área) e também sua tenacidade, medida pelo ensaio de Charpy. Uma das razões poderia ser que o teor de nióbio no aço de 0,05% estava muito acima de seu limite de solubilidade na austenita que é de 0,02% na temperatura de austenitização para a laminação (1250 °C). O alto teor de nióbio pode ter provocado a precipitação de carbonitretos grosseiros durante a solidificação do aço, os quais não seriam dissolvidos durante o aquecimento a 1250 °C para a

laminação. Estes carbonetos grosseiros reduzem a ductilidade e a tenacidade do aço microligado, mas só podem ser observados por MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão) e esta análise não fazia parte deste trabalho de mestrado.

Entretanto ao se preparar as rodas ferroviárias isto foi levado em conta, usando aços com teores de nióbio que pudessem estar totalmente solubilizados durante o aquecimento para o forjamento.



TGA = Tamanho de grão austenítico.

S₀ = Espaçamento interlamelar da perlita.

HV_p = Microdureza da perlita.

HV_m = Macro dureza.

LE = Limite de escoamento.

LR = Limite de resistência.

AL = Alongamento.

RA = Redução de área.

EIC = Energia absorvida no impacto (J) no ensaio Charpy.

Figura 4.12: Propriedades relativas dos aços C7 e C7Nb depois da laminação.

Parte II – Rodas ferroviárias produzidas pela MWL

4.3- Aços C7Nb-M1 e C7-M

a) Metalografia

As micrografias apresentadas na figura 4.13 mostram a estrutura perlítica dos aços C7Nb-M1 e C7-M obtidas a 15 mm da pista de rolamento. Assim como nos aços estudados na etapa I deste trabalho, os aços C7Nb-M1 e C7-M possuem teores de carbono próximos do eutetóide e portanto apresentam baixa quantidade de ferrita. Nota-se no aço C7Nb-M1, um volume maior de ferrita em relação ao aço C7-M. Isto ocorre devido à adição de molibdênio que favorece a formação dessa estrutura.

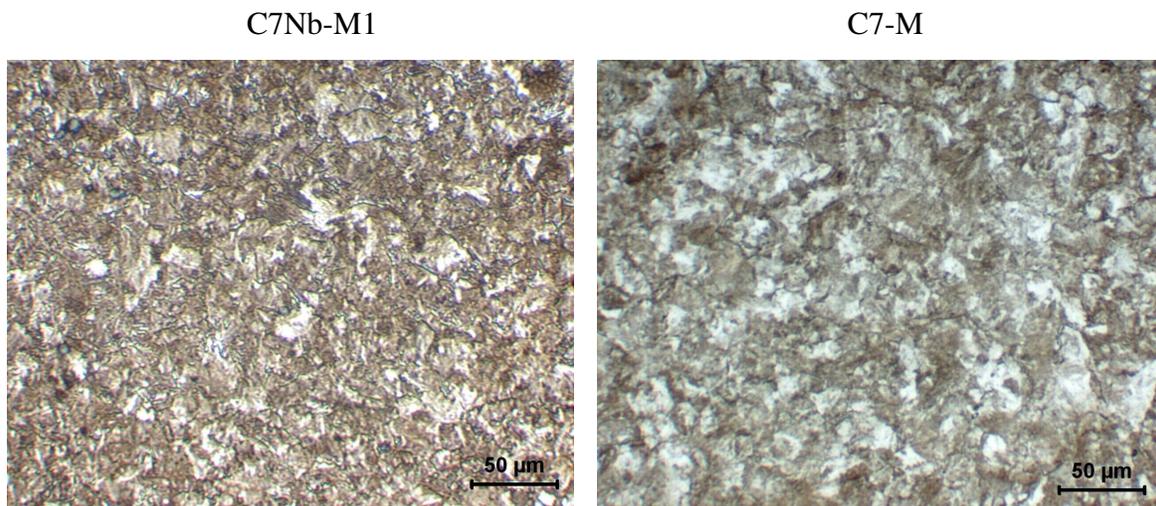


Figura 4.13: Micrografias obtidas por microscopia ótica dos aços C7Nb-M1 e C7-M, Nital 3%.

Na figura 4.14 observa-se que a presença do nióbio reduziu o tamanho de grão austenítico do aço C7Nb-M1 em relação ao aço C7-M. Essa redução é atribuída ao efeito do nióbio em solução sólida de retardar a recristalização da austenita após o forjamento e também ao efeito dos

carbonitretos de nióbio e molibdênio precipitados na austenita que restringem o crescimento dos grãos.

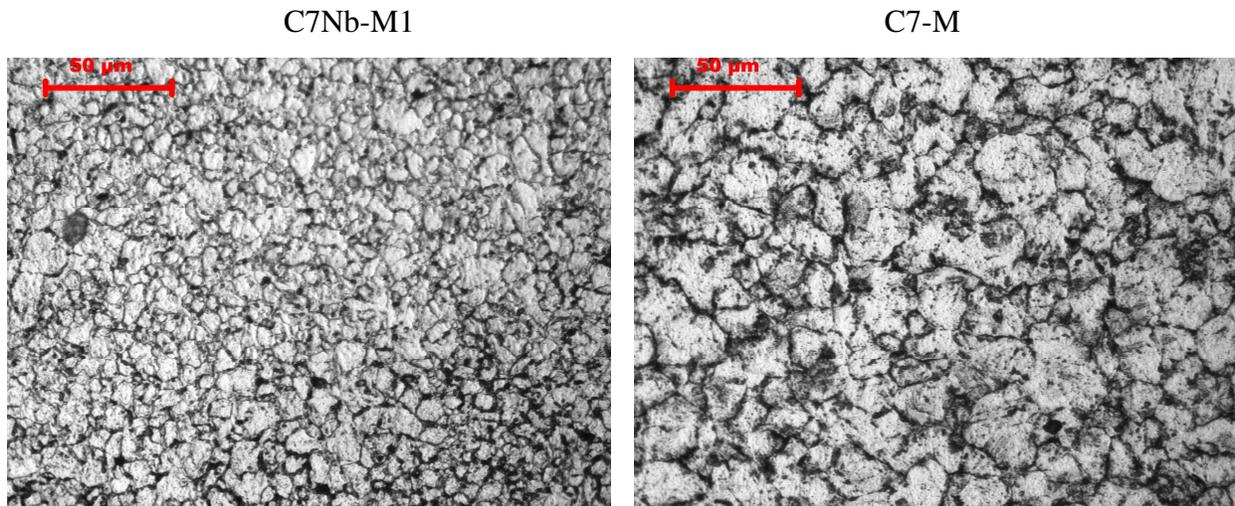


Figura 4.14: Tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M1 e C7-M. Ataque: 6g e ácido pícrico + 300 ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C.

A tabela 4.6 e figura 4.15 indicam uma redução de 42% do tamanho de grão austenítico do aço C7Nb-M1 em relação ao aço C7-M.

Tabela 4.6: Tamanho de grão austenítico

Aço	Diâmetro do grão austenítico (μm)
C7Nb-M1	11 ± 1,3
C7-M	19 ± 2,6

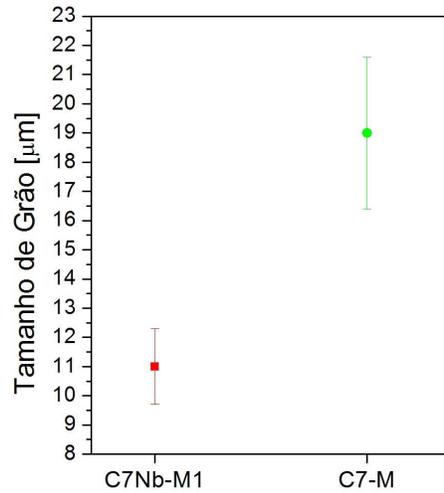


Figura 4.15: Tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M1 e C7-M.

O espaçamento interlamelar da perlita dos aços C7Nb-M1 e C7-M pode ser observado na figura 4.16.

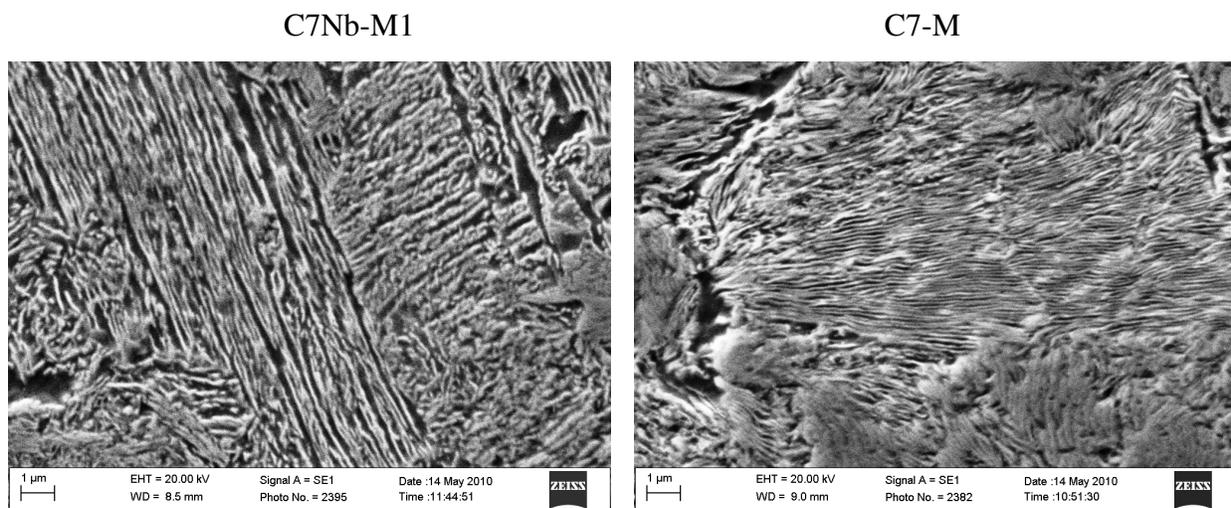


Figura 4.16: Microestrutura perlítica dos aços C7Nb-M1 e C7-M, Nital 3%.

Nota-se que o aço sem a adição de nióbio e molibdênio tem um espaçamento interlamelar menor do que no aço com adição de nióbio, conforme indicado na tabela 4.7 e figura 4.17. Ocorre que, neste caso, o nióbio tem dois efeitos antagônicos no espaçamento interlamelar da perlita. Quando está em solução sólida no aço austenitizado, o nióbio atrasa a formação da perlita reduzindo o espaçamento interlamelar. Quando está precipitado, restringe o crescimento do grão austenítico e este refino favorece a formação da perlita aumentando o espaçamento (SILVA,

2010). No caso das rodas, quando foi feito o tratamento térmico, a temperatura de austenitização (860 °C) não foi suficiente para solubilizar o nióbio que ficou em forma de carbonetos, restringindo o tamanho do grão austenítico. Desta forma, a formação da perlita no resfriamento do aço C7Nb-M1 foi favorecida gerando um espaçamento interlamelar maior.

Tabela 4.7: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita

Aço	Espaçamento interlamelar da perlita (μm)
C7Nb-M1	$0,22 \pm 0,03$
C7-M	$0,15 \pm 0,02$

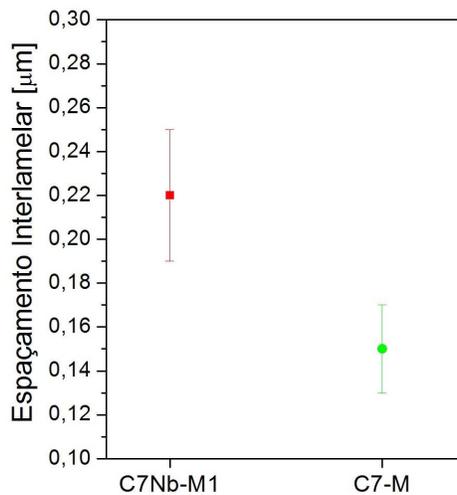


Figura 4.17: Espaçamento interlamelar mínimo dos aços C7Nb-M1 e C7-M.

b) Ensaio de dureza

A dureza foi medida em escala Brinell com esfera de 10 mm e carga de 3.000 kgf. Para tal medição, foi cortado e preparado um perfil do aro da roda e feita a medição em vários pontos conforme indicam as figuras 4.18 e 4.19, respectivamente para os aços C7Nb-M1 e C7-M. A primeira linha de medição está a 5 mm da pista de rolamento acabada seguido das outras três linhas a 15, 25 e 35 mm da pista de rolamento. Observa-se uma maior dureza no aço microligado (C7Nb-M1) em relação ao não microligado (C7-M).

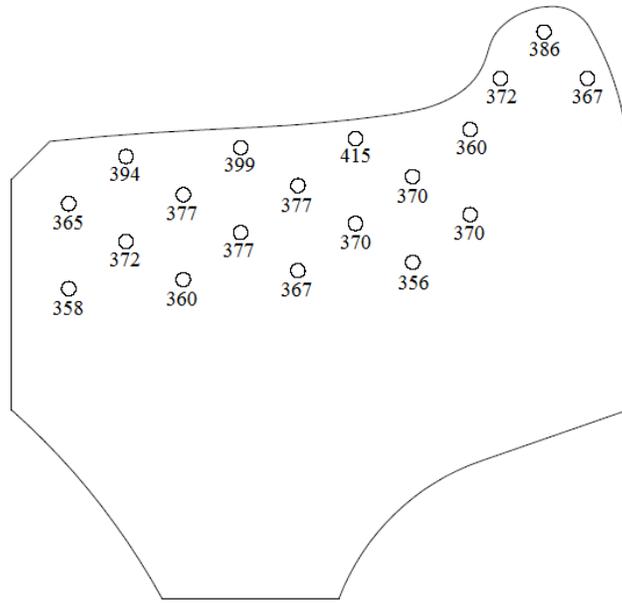


Figura 4.18: Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço C7Nb-M1.

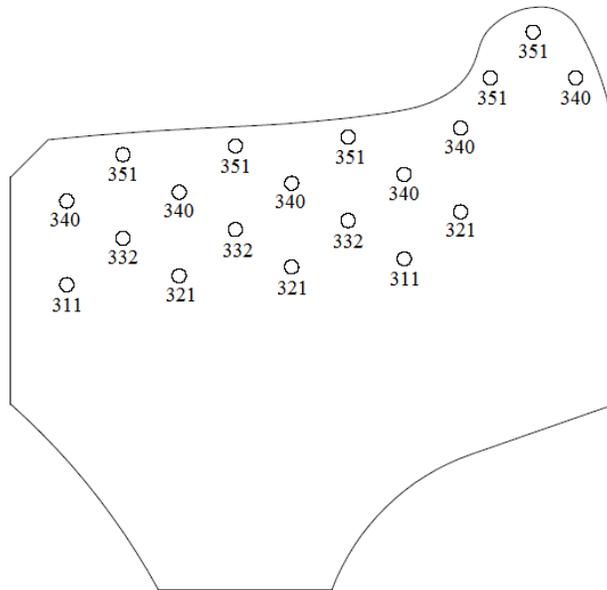


Figura 4.19: Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço C7-M.

c) Ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração feitos na roda de teste bem como a média dos resultados de ensaios feitos na MWL Brasil (vide tabela no anexo B) estão indicados na tabela

4.8. O aço C7Nb-M1 apresentou um aumento de 100 MPa no limite de escoamento em relação ao C7-M sem perda de ductilidade, expressa pela redução de área e alongamento.

Tabela 4.8: Ensaio de tração para os materiais da corrida C7Nb-M1 e C7-M.

Material	Nº CP	LE [MPa]	LR [MPa]	A [%]	RA [%]
C7-M	Média	747 ± 53	1192 ± 46	13 ± 1	33 ± 5
C7Nb-M1	1	841	1210	12	32
	2	851	1229	14	30
	Média	846 ± 7	1219 ± 13	13 ± 1	31 ± 1

d) Ensaio de impacto

O resultado do ensaio de impacto tipo Charpy feito na roda de teste bem como a média dos resultados de ensaios feitos na MWL Brasil (vide tabela no anexo B) estão indicadas na tabela 4.9. Este resultado mostrou que o aço microligado era menos resistente ao impacto que o aço não microligado.

Tabela 4.9: Ensaio de impacto para os materiais da corrida C7Nb-M1 e C7-M na temperatura ambiente.

Aço	Nº CP	Energia de impacto [J]
C7-M	1	13
	2	14
	3	14
	Média	14 ± 2
C7Nb-M1	1	7
	2	8
	3	8
	Média	8 ± 1

e) Ensaio de tenacidade à fratura

O resultado do ensaio de tenacidade à fratura (K_{Ic}) está descrito na tabela 4.10. O resultado do material C7-M corresponde a uma roda ensaiada com a composição química dentro da faixa

indicada na tabela 3.4 (vide resultado do ensaio no anexo A). No anexo C pode-se também verificar o valor típico de tenacidade à fratura para material classe C da AAR M-107. Nota-se um pequeno aumento (6%) no aço C7Nb-M1 em relação ao aço C7-M. Esse aumento pode ter sido causado pelo efeito do nióbio em refinar o grão austenítico. Apesar do aço C7Nb-M1 ter uma tenacidade menor expressa pelo resultado do ensaio de impacto, o comportamento deste aço na presença de uma trinca deve ser aproximadamente o mesmo do aço C7-M.

Tabela 4.10: Ensaio de tenacidade à fratura para os aços C7Nb-M1 e C7-M.

Aço	A [MPa.m ^{1/2}]	B [MPa.m ^{1/2}]	C [MPa.m ^{1/2}]	Média [MPa.m ^{1/2}]
C7-M	44,7	47,7	45,0	46 ± 2
C7Nb-M1	53,0	49,9	49,4	51 ± 2

4.4- Aço C7Nb-M2

Conforme relatado anteriormente, devido ao baixo valor obtido no ensaio de impacto do aço C7Nb-M1, optou-se por fazer uma nova corrida reduzindo-se o teor de nióbio de 0,041 para 0,013% que é o limite de solubilidade do nióbio a 1200 °C, temperatura usada para o início do forjamento da roda.

Com o novo aço (C7Nb-M2) foram forjadas novas rodas e tratadas pelo mesmo processo descrito anteriormente para o aço C7Nb-M1.

Todos os ensaios foram repetidos nas mesmas condições descritas anteriormente, feitos com o mesmo desenho dos corpos de prova retirados das mesmas posições considerando a roda totalmente usinada.

a) Metalografia

A figura 4.20 apresenta as micrografias do aço C7Nb-M2. A amostra também foi retirada a 15 mm da pista de rolamento. A foto (a) mostra uma estrutura perlítica com baixa quantidade de ferrita e a foto (b) o tamanho de grão austenítico.

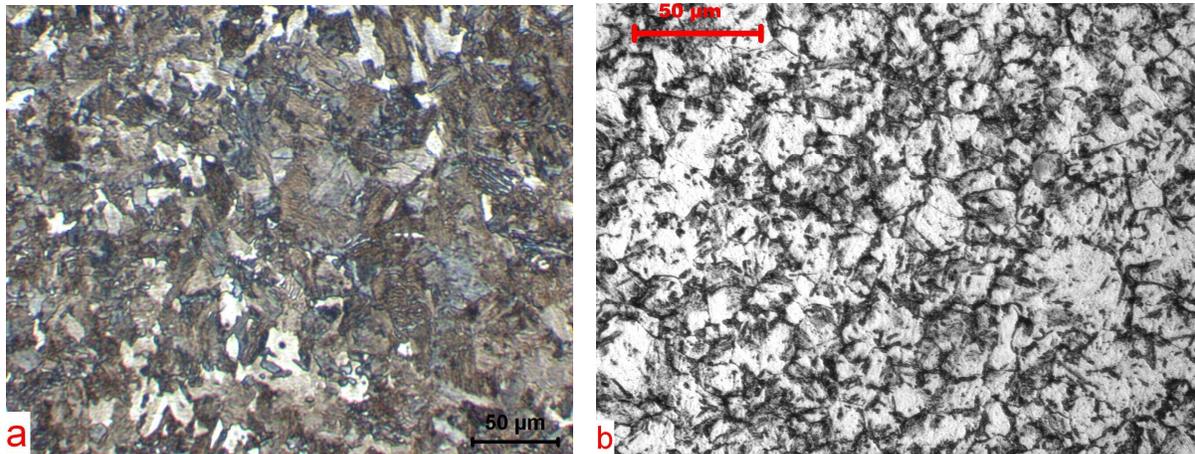


Figura 4.20: Micrografia obtida por microscopia ótica do aço C7Nb-M2, (a) Nital 3%, (b) Ataque: 6g e ácido pícrico + 300 ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C.

A tabela 4.11 e a figura 4.21 apresentam o tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M2 e C7Nb-M1. Nota-se que o aço com maior teor de nióbio (C7Nb-M1) tem o tamanho de grão, aproximadamente, 15% menor em relação o aço com menor teor de nióbio (C7Nb-M2).

Tabela 4.11: Tamanho de grão austenítico

Aço	Diâmetro do grão austenítico (µm)
C7Nb-M2	13 ± 1,5
C7Nb-M1	11 ± 1,3

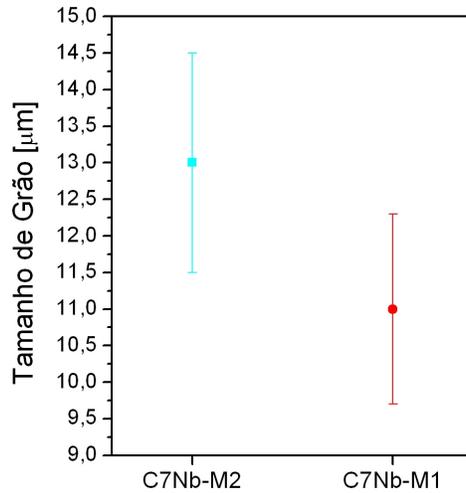


Figura 4.21: Tamanho de grão austenítico dos aços C7Nb-M2 e C7Nb-M1.

A figura 4.22 mostra o espaçamento interlamelar da perlita no aço C7Nb-M2. A tabela 4.12 e figura 4.23 indicam o valor do espaçamento em comparação com o aço C7Nb-M1. Nota-se que o aço C7Nb-M1, cujo tamanho de grão austenítico está mais refinado, tem um espaçamento maior que o aço C7Nb-M2.

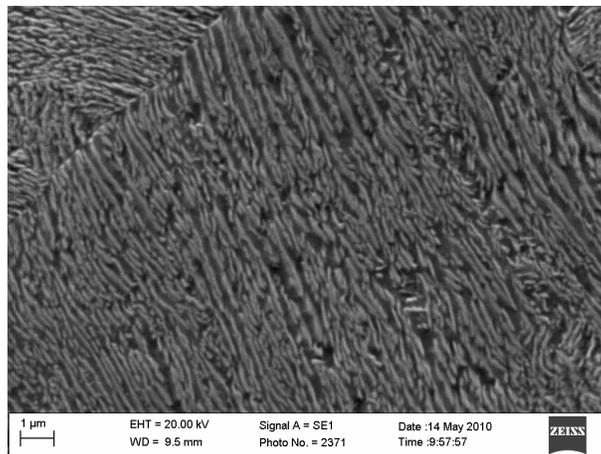


Figura 4.22: Microestrutura perlítica do aço C7Nb-M2, Nital 3%.

Tabela 4.12: Espaçamento interlamelar mínimo da perlita

Aço	Espaçamento interlamelar da perlita (μm)
C7Nb-M2	$0,20 \pm 0,02$
C7Nb-M1	$0,22 \pm 0,03$

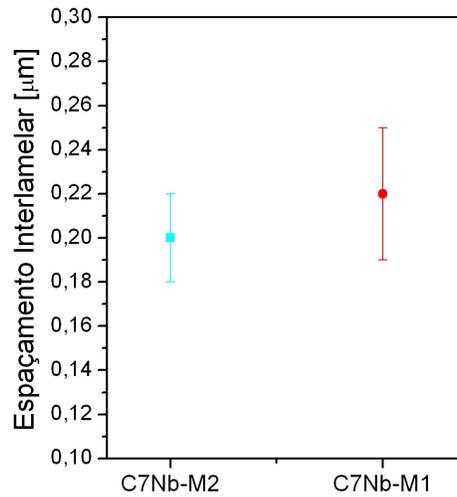


Figura 4.23: Espaçamento interlamelar mínimo dos aços C7Nb-M2 e C7Nb-M1.

b) Ensaio de dureza

A dureza foi medida em escala Brinell com esfera de 10 mm e carga de 3.000 kgf. A figura 4.24 ilustra o mapa de dureza da roda feita com o aço C7Nb-M2. Comparando-se as figuras 4.18 e 4.24 observa-se que a redução do teor de nióbio não alterou muito o perfil de dureza da roda.

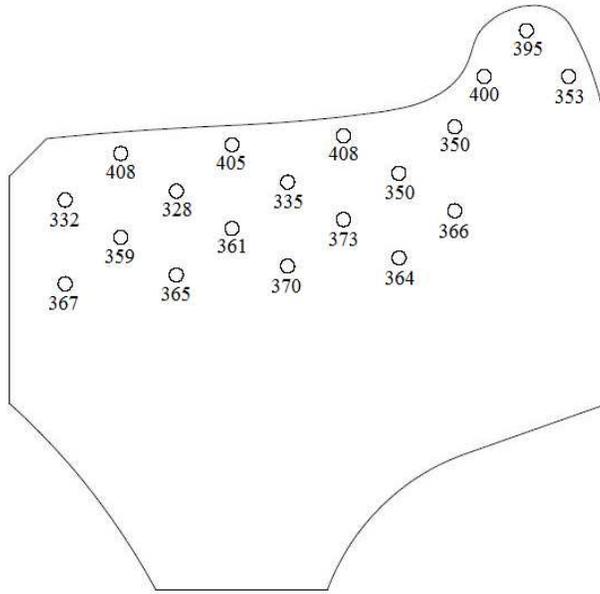


Figura 4.24: Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço C7Nb-M2.

c) Ensaio de tração

Os valores obtidos no ensaio de tração com o material C7Nb-M2 encontram-se na tabela 4.13, juntamente com os do aço C7Nb-M1. Verifica-se que com a diminuição do teor de nióbio houve uma pequena redução no limite de escoamento (4%) e no limite de resistência (6%), porém nota-se um aumento bastante significativo na ductilidade, expressa pelo alongamento (15%) e pela redução de área (22%).

Tabela 4.13: Ensaio de tração nas rodas fabricadas com o aço C7Nb-M2 e C7Nb-M1.

Aço	Nº CP	LE [MPa]	LR [MPa]	AL [%]	RA [%]
C7Nb-M2	1	807	1134	14	39
	2	815	1157	16	37
	Média	811 ± 6	1146 ± 16	15 ± 1	38 ± 1
C7Nb-M1	1	841	1210	12	32
	2	851	1229	14	30
	Média	846 ± 7	1219 ± 13	13 ± 1	31 ± 1

d) Ensaio de impacto

Os valores obtidos no ensaio de impacto tipo Charpy com o aço C7Nb-M2 encontram-se na tabela 4.14, juntamente com os do aço C7Nb-M1.

Tabela 4.14: Ensaio de impacto nas rodas fabricadas com o aço C7Nb-M2 e C7Nb-M1.

Aço	Nº CP	Energia de impacto [J]
C7Nb-M2	1	18,0
	2	18,0
	3	17,0
	Média	18 ± 1
C7Nb-M1	1	7,0
	2	8,0
	3	8,0
	Média	8 ± 1

e) Ensaio de tenacidade à fratura

Os valores obtidos no ensaio de tenacidade à fratura (K_{Ic}) com o aço C7Nb-M2 encontram-se na tabela 4.15, juntamente com os do aço C7Nb-M1.

Tabela 4.15: Ensaio de tenacidade à fratura nas rodas fabricadas com o aço C7Nb-M2 e C7Nb-M1.

Aço	A [MPa.m ^{1/2}]	B [MPa.m ^{1/2}]	C [MPa.m ^{1/2}]	Média [MPa.m ^{1/2}]
C7Nb-M2	57,4	64,4	62,0	61 ± 4
C7Nb-M1	53,0	49,9	49,4	51 ± 2

Analisando-se os valores obtidos nas tabelas 4.14 e 4.15, nota-se que a redução do teor de nióbio de 0,041 para 0,013% provocou um aumento tanto na energia de impacto (130%) como também da tenacidade à fratura (21%). Esse aumento sugere que o aço C7Nb-M1 tem uma tendência de se comportar de maneira frágil na temperatura ambiente muito maior do que o aço C7Nb-M2 e que na presença de uma trinca, a ruptura do aço C7Nb-M1 seria mais rápida. Ocorre que para a temperatura de austenitização de 1250 °C com teor de nióbio de 0,041% no aço C7Nb-

M1, a maior parte deste não estaria dissolvido na austenita ficando na forma de carbonitretos grosseiros devido à alta temperatura de austenitização empregada. Essas partículas grosseiras podem ter prejudicado as propriedades mecânicas do aço, principalmente a ductilidade e tenacidade (MEI, 1989). Usando um teor menor de nióbio (0,013%) no aço C7Nb-M2, o mesmo estaria totalmente em solução sólida na temperatura de austenitização utilizada (1250 °C) e os precipitados de Nb (C, N) formados durante o resfriamento seriam finos e dispersos produzindo um aço mais tenaz e dúctil em relação ao C7Nb-M1.

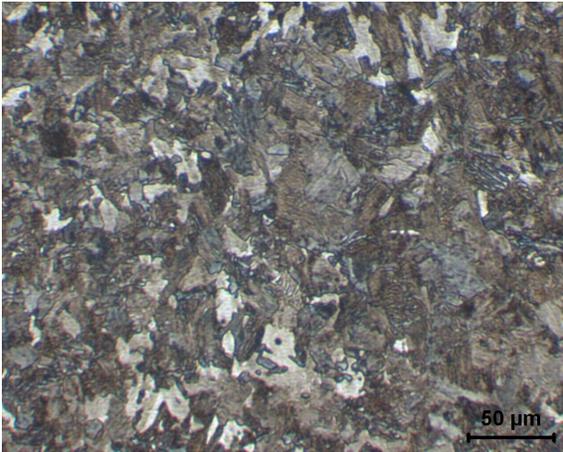
4.5- Comparação de resultados entre o aço microligado desenvolvido (C7Nb-M2) e o aço tradicionalmente produzido pela MWL (C7-M)

Serão analisados agora os resultados dos ensaios realizados em rodas fabricadas com os aços C7Nb-M2 e C7-M.

a) Metalografia

A figura 4.25 compara as micrografias dos aços C7Nb-M2 e C7-M. Nota-se o aumento do volume de ferrita no aço microligado em relação ao aço C7-M devido à ação do molibdênio que favorece a sua formação.

C7Nb-M2



C7-M

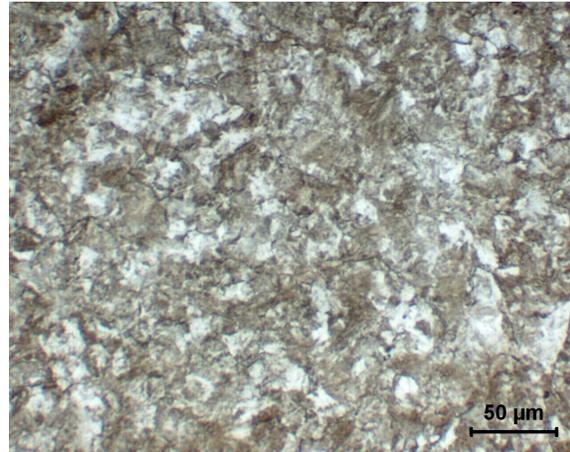


Figura 4.25: Micrografias obtidas por microscopia ótica dos aços C7Nb-M2 e C7-M, Nital 3%.

b) Dureza

Conforme observado na figura 4.26, o aço microligado C7Nb-M2 apresentou um ganho de dureza em relação ao aço C7-M. Pode-se observar que a dureza da segunda linha do aço C7Nb-M2 está com valores menores que a terceira e quarta linhas. Este fenômeno é relativamente normal em mapas de dureza de rodas ferroviárias e necessita de um maior estudo para se entendê-lo.

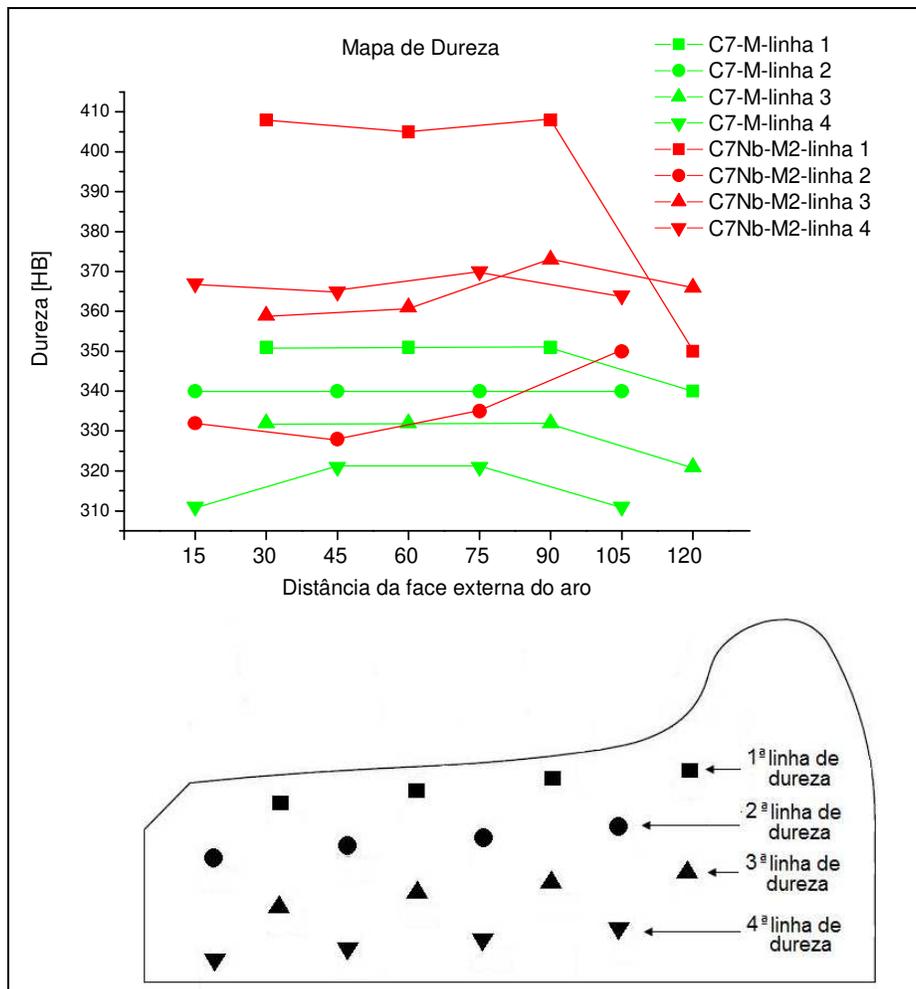


Figura 4.26: Mapas de dureza das rodas fabricadas com os aços C7Nb-M2 e C7-M.

c) Tração

Apesar de haver uma diminuição do limite de resistência para o material microligado, o ganho no limite de escoamento foi de 8,5% (figura 4.27 e tabela 4.16). Segundo Cummings (CUMMINGS, 2009), os aumentos do limite de escoamento e da dureza inibem danos relativos à fadiga superficial na pista de rolamento. Também houve ganho na ductilidade sendo que a microadição elevou o alongamento de 13 para 15% e a redução de área de 33 para 38%.

Tabela 4.16: Resultados dos ensaios de tração nos aços C7Nb-M2 e C7-M.

Aço	Nº CP	LE [MPa]	LR [MPa]	AL [%]	RA [%]
C7-M	Média	747 ± 53	1192 ± 46	13 ± 1	33 ± 5
C7Nb-M2	1	807	1134	14	39
	2	815	1157	16	37
	Média	811 ± 6	1146 ± 16	15 ± 1	38 ± 1

LE – limite de escoamento

LR – limite de resistência

AL – alongamento

RA – redução de área

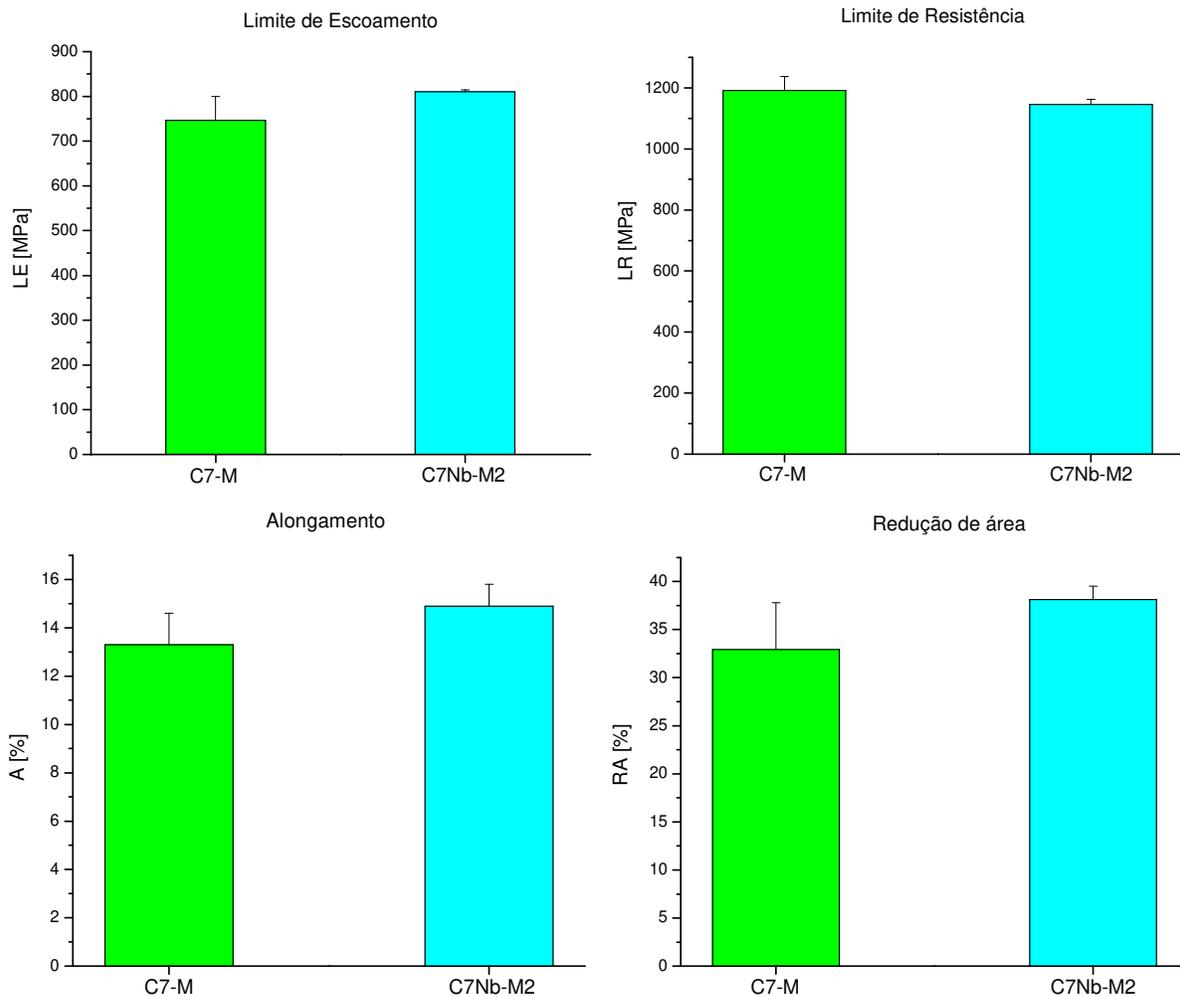


Figura 4.27: Resultados dos ensaios de tração nos aços C7Nb-M2 e C7-M.

d) Impacto

A energia absorvida no impacto no aço microligado foi superior ao material classe C da AAR (C7-M), conforme pode ser observado na tabela 4.17 e figura 4.28.

Tabela 4.17: Resultados dos ensaios de impacto nas rodas dos aços C7Nb-M2 e C7-M na temperatura ambiente.

Aço	Nº CP	Energia de impacto [J]
C7-M	1	13
	2	12
	3	16
	Média	14 ± 2
C7Nb-M2	1	18
	2	18
	3	17
	Média	18 ± 1

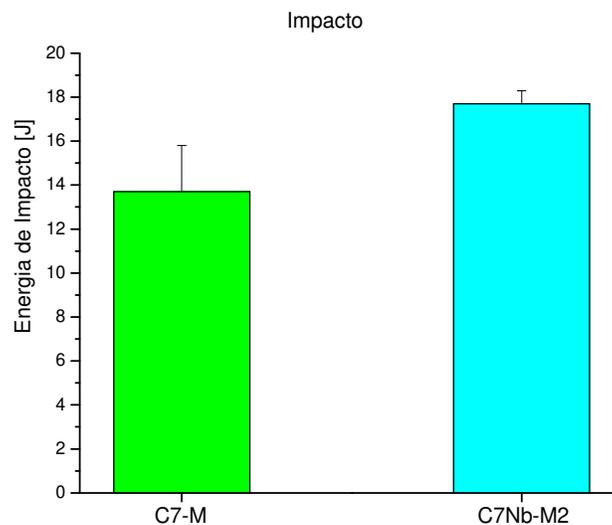


Figura 4.28: Resultados dos ensaios de impacto nas rodas dos aços C7Nb-M2 e C7-M na temperatura ambiente.

e) Tenacidade à fratura

Segundo Cummings (CUMMINGS, 2009), o aumento da tenacidade à fratura faz com que a roda tenha alto desempenho em serviço e seja mais resistente a falhas no aro devido à trincas

verticais. O aço microligado apresentou um ganho de mais de 30% no valor da tenacidade à fratura em relação ao aço C7-M tradicionalmente produzido (tabela 4.18 e figura 4.29).

Tabela 4.18: Tenacidade à fratura dos aços C7-M e C7Nb-M2.

Aço	A [MPa.m ^{1/2}]	B [MPa.m ^{1/2}]	C [MPa.m ^{1/2}]	Média [MPa.m ^{1/2}]
C7-M	44,7	47,7	45,0	46 ± 2
C7Nb-M2	57,4	64,4	62,0	61 ± 4

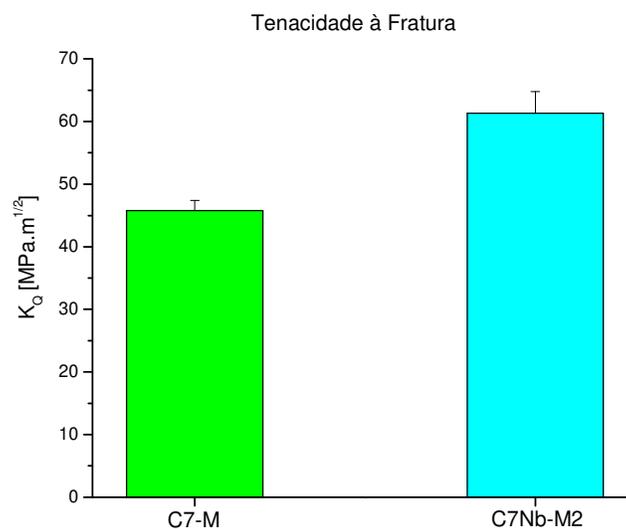
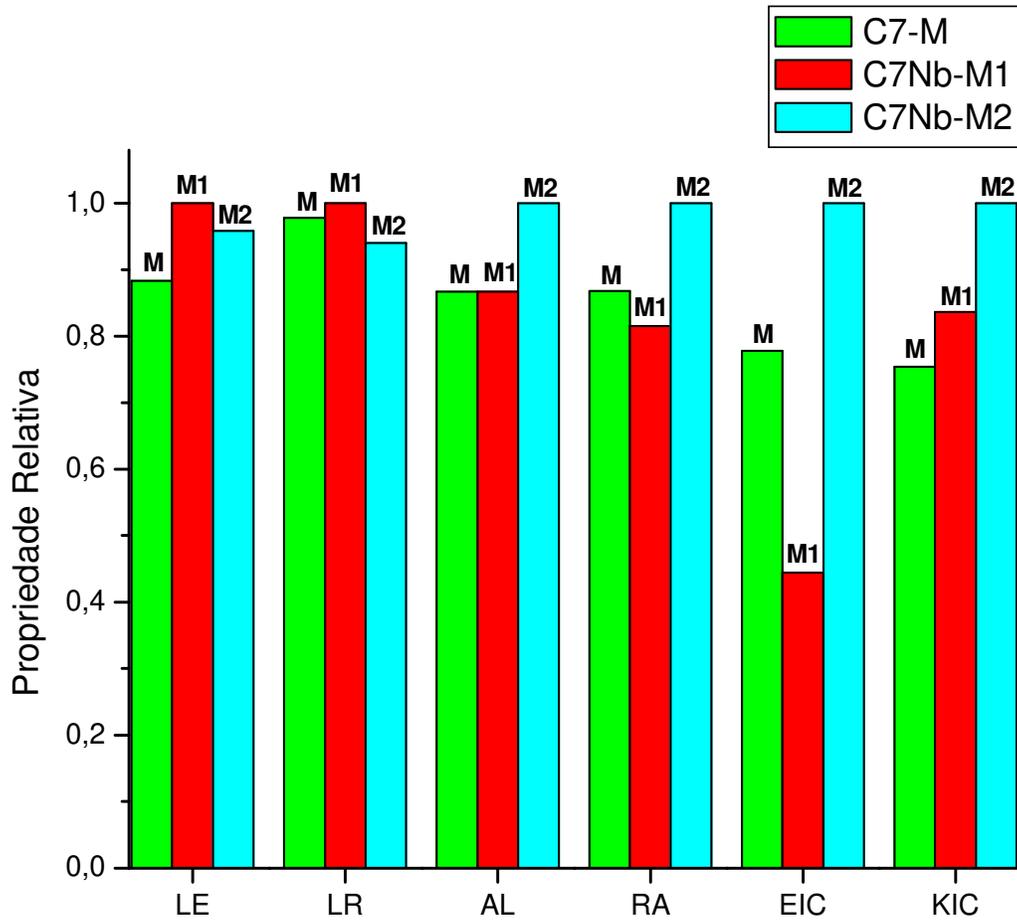


Figura 4.29: Tenacidade à fratura dos aços C7-M e C7Nb-M2.

Na figura 4.30 observa-se um resumo dos resultados obtidos. O aço C7Nb-M2 desenvolvido nesta pesquisa apresentou melhores propriedades mecânicas que o aço C7-M atualmente utilizado pela MWL Brasil para fabricação de rodas ferroviárias da classe C da AAR. Além de apresentar maior dureza e maior limite de escoamento, que reduzem danos de fadiga, o aço desenvolvido apresentou maior ductilidade e tenacidade medidas nos ensaios de Charpy e K_{Ic}, que o tornam mais resistentes à formação de trincas devido aos impactos sofridos em serviço.



LE = Limite de escoamento.

LR = Limite de resistência.

AL = Alongamento.

RA = Redução de área.

EIC = Energia absorvida no impacto (J) no ensaio Charpy.

KIC = Tenacidade à fratura.

Figura 4.30: Propriedades relativas dos aços C7-M, C7Nb-M1 e C7Nb-M2.

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

A adição de 0,05% Nb e 0,12% Mo no aço 0,7% C na primeira etapa do trabalho realizado em laboratório, produziu um aumento no limite de resistência de 19% e de 43% no limite de escoamento depois da laminação com redução de 67%. Porém foi observada redução da ductilidade medida pelo alongamento (32%) e redução de área (17%). Constatou-se também uma redução da energia de impacto de 33% na temperatura ambiente. A presença do nióbio e molibdênio reduziu a temperatura de início de formação da perlita após a laminação em 60 °C. Essa redução da temperatura levou a uma redução do espaçamento lamelar de 37% comparando-se com o aço não microligado. Também em relação ao aço não microligado, o aço com adição de nióbio e molibdênio apresentou uma redução do diâmetro de grão austenítico de 31% e aumento da temperabilidade medida pelo ensaio Jominy. O aumento da fração volumétrica da ferrita e sua acicularização no aço microligado foi atribuída à adição de molibdênio realizada com fabricação de rodas ferroviárias na MWL Brasil.

Na segunda etapa do trabalho, a adição de 0,013% Nb e 0,13% Mo provocou um aumento da dureza no perfil da roda, aumentou o limite de escoamento em 8,5%, o alongamento e redução de área em 15%, a energia de impacto em 29% e a tenacidade à fratura em 33%. Este aumento da dureza e resistência mecânica com aumento da ductilidade e tenacidade mostrou que a microadição de nióbio e molibdênio é eficiente para melhorar a qualidade das rodas ferroviárias atualmente produzidas pela MWL Brasil.

Como sugestões para trabalhos futuros, propõe-se:

- Ensaio de desgaste do tipo esfera contra disco para simular o conjunto roda-trilho e comparar o efeito da adição de microligantes nessa propriedade.
- MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão) para verificar a precipitação dos carbonitretos de nióbio e molibdênio.

- Ensaio para verificar a resistência à fadiga, determinação da temperatura de transição dúctil-frágil e ensaio de tração em temperaturas elevadas em aços com e sem microadição de nióbio e molibdênio.

Referências Bibliográficas

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. **Manual of Standards and Recommended Practices**: Section G, AAR M-107. USA, 2009. p.21-56.

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. **Manual of Standards and Recommended Practices**: Section GII, RP 631. USA, 2009. p.19-50.

ALVES, L. H. D. **Mecanismo de desgaste de rodas ferroviárias**. São Paulo, 2000. 125f..
Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

ASM HANDBOOK. **Fatigue and Fracture**. 1ª ed. USA: ASM International, 1996. v.19, p.963.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel**, ASTM A 255. USA, 2007. 26p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, ASTM A 370. USA, 2009. 47p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, ASTM E 23. USA, 2007. 28p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials**, ASTM E 399. USA, 2009. 33p.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels - Microstructure and Properties**. 2ª ed. USA: Butterworth Heinemann, 1995. 324p.

CLARKE, M. **Wheel rolling contact fatigue and rim defects investigation**, In: Wheel steel handbook, Rail Safety & Standards Board (RSSB). London, 2008. 22p.

CLAYTON, P. The relations between wear behavior and basic material properties for pearlitic steels. **Wear**, Netherlands, v.60, p.75-93, oct. 1980.

CONSTABLE, T.; BOELEN, R.; PERELOMA, E. V. The quest for improved wheel steels enters the martensitic phase. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.14, 2004, Orlando. 14p.

CUMMINGS, S. Wheel spalling literature review. In: Proc. of ASME Rail Transportation Division Fall Technical Conference, 2008, Chicago. 11p.

CUMMINGS, S.; KALAY, S. Rolling beyond class C. **Railway Age Magazine**, USA, p.54, Sep. 2009.

CUMMINGS, S.; KALAY, S.; HERNÁNDEZ, F. R. Development and testing of high performance wheel steels for heavy haul operations in North America. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 9p.

CUMMINGS 1, S.; READ, D. Analysis of wheel tread damage through the use of inspections and instrumented wheelsets. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 11p.

CUNHA, A. P. A. **Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas de aço 0,5% C laminado a quente**. Campinas, 2009. 88f.. Dissertação (Mestrado em Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

DOI, S. N. **Efeito do nióbio sobre o processamento austenítico e a transformação para perlita em aços eutetóides**. Campinas, 1991. 149f.. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

EUROPEAN STANDARD. **Railway Applications – Wheelsets and Bogies – Wheels – Product Requirement**, EN 13262. Brussels, 2004. 52p.

FEGREDO, D. M.; KALOUSEK, J.; SHEHATA, M. T. The effect of progressive minor spheroidization on the dry-wear rates of a standard carbon and a Cr-Mo alloy rail steel. **Wear**, USA, 161, p.29-40, 1993.

Fundação Instituto de Pesquisas Econômicas – Fipe. Departamento de Economia da Faculdade de Economia, Administração e Contabilidade da Universidade de São Paulo (FEA-USP). **Índice de Desempenho Econômico do Transporte (IDET)**. São Paulo, 2009. Relatório do transporte de carga no setor ferroviário.

GALDINO, E. Transporte de Passageiros e Cargas Impulsionam Setor Ferroviário. **Máquinas e Metais**, São Paulo, n.525, p.32-49, out. 2009.

GHIDINI, A.; SCHNEIDER, J.; DIENER, M. Metallurgical characterization of advanced wheel steels for freight cars. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 12p.

HETTASCH, G.; FRÖHLING, R. D. Wheelsets – profile dimensions and tolerances. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 15p.

International Molybdenum Association (IMOA). http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_alloy_steels_irons/molybdenum_grade_alloys_steel_irons.html, acessado em 03/2010.

KESTENBACH, H. J.; CAMPOS, S. S.; MORALES, E. V. Role of interphase precipitation in microalloyed hot strip steels. **Materials Science and Technology**, USA, v.22, n.6, p.615-626, 2006.

Key to Metal. <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&LN=PT&site=KTS&NM=87>, acessado em 03/2010.

KRISTAN, J. V.; STONE, D. H. Railroad wheel alloy developed to inhibit spall formation as a result of wheel slide. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.14, 2004, Orlando. 8p.

LAUERMAN, E. D. **Ferrovias – Via Permanente**. Santa Maria, 2008. 58f.. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Civil) – Faculdade de Engenharia Civil, Universidade Federal de Santa Maria.

LONSDALE, C.; DEDMON, S.; PILCH, J. Recent developments in forged railroad wheels for improved performance. In: Proc. of ASME Joint Rail Conference, 2005, n.RTD2005-70014, p.39-43.

LONSDALE, C.; NORTON, M.; OSUCH, K.; SITARZ, M.; WOOD, L. G. Worldwide application of cast steel wheel technology for the global railroad industry. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 45p.

MAGALHÃES, P. C. B. **Contato Roda-Trilho**, In: Tratado de Estradas de Ferro - Material Rodante, parte II, Conceitos Teóricos, item 5. 1ª ed. Rio de Janeiro: Reflexus Estúdio de Produção Gráfica, 2000. p.81-111.

MAKINO, T.; YAMAMOTO, M.; FUJIMURA, T. Effect of material on spalling properties of railroad wheels. **Wear**, USA, v.253, n.1, p.284-290, 2002.

MEI, P. R. **Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono**. Campinas, 1983. 418f.. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

MEI, P. R. **Efeitos do tratamento termomecânico na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono microligados com nióbio**. Campinas, 1989. 220f.. Tese (Livre-docência) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

MINICUCCI, D. J. **Principais Defeitos em Rodas Ferroviárias: Manual de Treinamento da MWL Brasil**. Caçapava, p.38-43. Trabalho não publicado.

MURADYAN, L. A. Investigation of service conditions of railway wheels and analysis of causes of its reducing. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 7p.

PORTO, T. G. **PRT 2501 – Ferrovias**. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2004. 81p. (Apostila, Departamento de Engenharia de Transportes).

RAILWAY GROUP STANDARD. **Railway wheelsets**, GM/RT 2466. London, 2010. 56p.

REIS, L. C. **Estudo do efeito do boro e das condições de trefilação na delaminação de aços perlíticos**. Belo Horizonte, 2009. 81f.. Dissertação (Mestrado em Metalurgia de Transformação) – Faculdade de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais.

ROZA, L. C. **Teoria da tração e da frenagem**, In: Tratado de Estradas de Ferro - Material Rodante, parte II, Conceitos Teóricos, item 1. 1ª ed. Rio de Janeiro: Reflexus Estúdio de Produção Gráfica, 2000. p.23-50.

SAKAMOTO, H.; TOYAMA, K.; HIRAKAWA, K. Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel. **Materials Science and Engineering A**, USA, v.285, p.288-292, 2000.

SETTI, J. B. **História do Trem**, In: Tratado de Estradas de Ferro - Material Rodante, parte I História, item 1, 1ª ed. Rio de Janeiro: Reflexus Estúdio de Produção Gráfica, 2000. p.3-19.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3ª ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 646p.

SILVA JUNIOR, R. F. A Formação da Infra-Estrutura Ferroviária no Brasil e na Argentina. **Sistema Eletrônico de Revistas**, Curitiba, n.14, p.19-33, 2007.

STONE, D.; DEDMON, S.; PILCH, J.; CUMMINGS, S. Vertical Split Rim Wheels In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 6p.

TEIMOURIMANESH, S.; LUDÉN, R.; VERNERSSON, T. Braking capacity of railway wheels – state-of-the-art survey In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 17p.

TOURNAY, H. M. A Root Cause for Thermal Mechanical Fatigue Resulting in High Impact Wheels In: Proc. of International Wheelset Congress, n.16, 2010, Cidade do Cabo. 8p.

VEGA, M. I.; MEDINA, S. F.; QUISPE, A.; GÓMEZ M., GÓMEZ P. P. Recrystallisation driving forces against pinning forces in hot rolling of Ti-microalloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, USA, v.423, p.253-261, 2006.

VILLAS BÔAS, R. L. **Relatório Técnico do Projeto MWL-Unicamp**. Caçapava, 22p. Trabalho não publicado.

ZHANG, B. Status of the investigation on the wheel tread spalling in China railway rolling stock. In: Proc. of International Wheelset Congress, n.14, 2004, Orlando. 10p.

Trabalhos publicados pelo aluno relativos à dissertação

VILLAS BÔAS, 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.

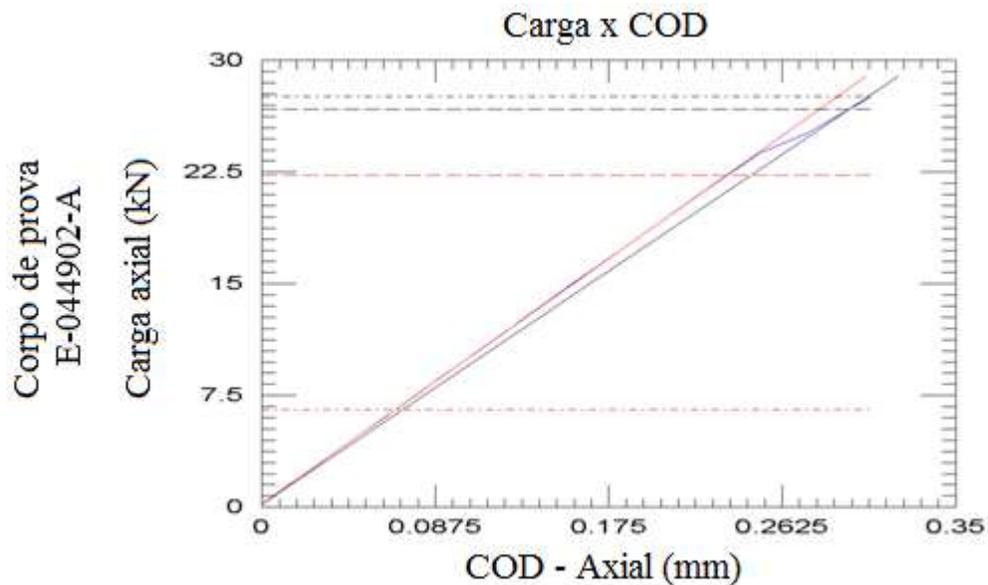
MINICUCCI, D. J.; MILAGRES, M. R.; VILLAS BÔAS, R. L., Fracture toughness test in railroad wheels. In: Proc. of 16th International Wheelset Congress, Cidade do Cabo, África do Sul, 2010. p. 01-10.

VILLAS BÔAS, R. L.; CUNHA, A. P. A.; FONSECA, S. T.; SILVA, M. H.; MEI, P. R., Efeitos da adição de nióbio e molibdênio em aço 0,7% C para fabricação de rodas ferroviárias. In: VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2010, Campina Grande. (Aceito para apresentação).

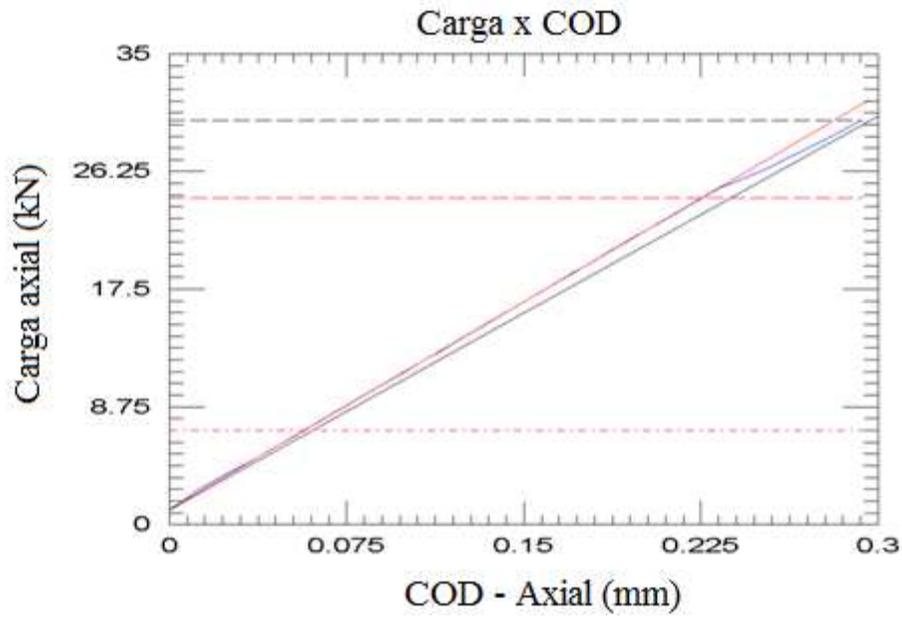
ANEXO A – Relatório de ensaio de tenacidade à fratura

Relatório de ensaio de tenacidade à fratura de um material classe C com composição química conforme especificado na tabela 3.4, material C7-M.

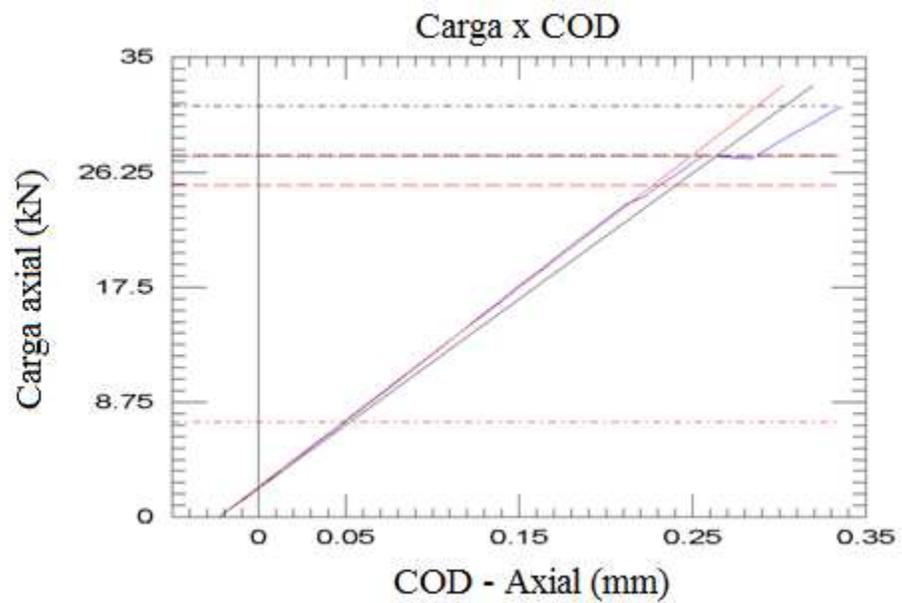
	RELATÓRIO ENSAIO TENACIDADE A FRATURA FRACTURE TOUGHNESS TEST REPORT			Relatório Nº 013-10 P-1755
				Página: 1/2
Resumo do teste				
Identificação	Método	<i>K1C - 25</i>	Padrão	<i>KIC Fracture Toughness</i>
	Corrida	<i>P - 1755</i>	Plataforma	<i>MTS FlexTest 40</i>
	Material	<i>M22</i>		
Resultado do teste de K1C				Média
Corpo de prova	KQ (MPa √m)	K1C (MPa √m)	(ksi √in)	(Mpa √m)
<i>E-044902-A</i>	-	44,69	40,67	45,78
<i>E-044902-B</i>	-	47,68	43,39	(ksi √in)
<i>E-044902-C</i>	44,97	-	40,92	41,66
Resultado do ensaio de tração				
Tensão escoamento	815.8 MPa		Limite de resistência	1211.9 MPa
Alongamento			Módulo de elasticidade	211300 MPa



Corpo de prova
E-044902-B



Corpo de prova
E-044902-C



COD – Crack opening displacement (Abertura crítica da trinca).

ANEXO B – Resultado de ensaios mecânicos realizados na MWL

Ensaio realizado no laboratório da MWL Brasil com rodas material classe C e composição química conforme especificado na tabela 3.4, material C7-M.

LE [MPa]	LR [MPa]	A [%]	RA [%]	Impacto [J]		
784,8	1255,7	14,6	33,4	13	13	15
804,4	1226,3	14,0	32,0	12	10	14
784,8	1242,9	13,6	31,8	15	15	15
775,0	1216,4	13,6	36,9	14	14	16
784,8	1206,6	14,0	28,0	16	14	16
815,2	1216,4	13,0	33,7	14	12	12
788,7	1241,9	11,6	33,7	14	12	16
667,1	1241,9	12,0	30,1	14	12	16
745,6	1237,0	12,6	30,0	14	14	14
754,8	1180,4	13,1	28,0	15	14	12
682,8	1173,3	15,2	37,9	14	11	14
683,8	1176,2	15,2	21,3	14	11	15
792,3	1158,1	13,0	34,9	-	-	16
791,7	1237,0	13,6	36,6	16	14	16
694,5	1165,4	13,6	35,4	12	10	10
649,4	1120,3	15,6	42,4	12	-	-
788,2	1224,5	13,6	36,9	14	14	16
686,6	1135,9	13,0	37,6	10	12	12
814,6	1241,1	11,6	-	14	12	16
770,8	1237,1	12,6	33,7	14	16	14
732,1	1147,7	12,7	27,8	15	13	14
746,4	1168,6	12,6	28,5	16	16	18
-	1210,7	12,0	28,3	-	-	-
752,2	1154,1	13,0	30,8	-	-	-
714,9	1156,0	10,2	23,6	-	-	-
786,2	1195,5	11,6	28,4	-	-	-
759,5	1140,3	13,0	32,1	-	-	-
632,7	1071,7	15,7	39,3	14	14	12
830,9	1220,0	12,2	31,4	-	-	-
708,0	1203,2	13,6	37,3	13	12	13
737,4	1212,0	15,0	36,1	14	13	15
681,5	1114,9	15,4	41,2	13	12	13
Média	746,5	1191,5	13,3	32,9	14	
D. Padrão	53,3	45,7	1,3	4,9	1,7	

ANEXO C – Resultados de laboratório de avaliação de rodas

Tabela obtida na revista Railway Age de setembro de 2009 indicando o limite de escoamento e o valor de tenacidade à fratura típicos de material classe C da AAR.

Tabela 1. Resultados de Laboratório de Avaliação de Rodas					
Roda	Microestrutura	Limite de Escoamento (MPa)	Dureza (HB)	Tenacidade à Fratura (MPa.m ^{1/2})	Tensão Residual
1	Perlítica	793	396	44	Compressão
2	Perlítica	724	362	74	Compressão
3	Perlítica	731	349	63	Compressão
4	Perlítica	827	405	47	Compressão
5	Perlítica	931	404	43	Compressão
6	Bainítica	1179	368	100	Compressão
7	Perlítica	758	411	54	Compressão
SRI	Perlítica	972	405	48	Compressão
AAR Classe C	Perlítica	689-793	321-363	41	Compressão
RAILWAY AGE MAGAZINE		SETEMBRO 2009		www.railwayage.com	