



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

LUIZ GUSTAVO DE OLIVEIRA

INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE RODAS
FERROVIÁRIAS

Guaratinguetá
2013

LUIZ GUSTAVO DE OLIVEIRA

INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE RODAS FERROVIÁRIAS

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia
do Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção do título de
Doutor em Engenharia Mecânica na área de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

Guaratinguetá
2013

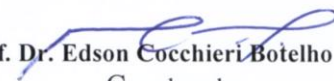
O48i	Oliveira, Luiz Gustavo de Influência do processo de fabricação no comportamento mecânico de rodas ferroviárias / Luiz Gustavo de Oliveira - Guaratinguetá : [s.n.], 2013. 143f .: il. Bibliografia: f. 134 Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013. Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães 1. Processos de fabricação 2. Aço – Fadiga 3. Rodas de vagão I. Título CDU 67.02(043)
------	---

LUIZ GUSTAVO DE OLIVEIRA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

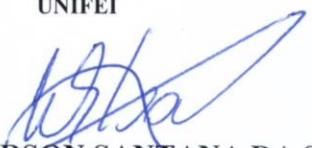
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Orientador / UNESP-FEG


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRADINI
UNESP-FEG


Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
UNESP-FEG


Profª. Drª. MIRIAN DE LOURDES NORONHA MOTTA MELO
UNIFEI


Prof. Dr. WANDERSON SANTANA DA SILVA
UFRN

Dezembro de 2013

DADOS CURRICULARES

LUIZ GUSTAVO DE OLIVEIRA

NASCIMENTO	22.11.1979 – TREMEMBÉ / SP
FILIAÇÃO	Luiz Carlos de Oliveira Maria José Rosa de Oliveira
1999/2004	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Universidade de Taubaté - UNITAU
2005/2008	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Nível de Mestrado – Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Guaratinguetá – SP
2010/2013	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Nível de Doutorado – Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Guaratinguetá – SP

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Luiz Carlos e Maria José

À minha amada esposa Angélica

Ao meu querido afilhado Henrique

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter me dado saúde e força para enfrentar este desafio e vencer as dificuldades encontradas nesta caminhada.

Aos meus queridos pais Luiz Carlos e Maria José, que sempre me ensinaram o valor da vida e por terem acreditado que eu era capaz.

À minha esposa Angélica, pelo apoio incondicional em todos os momentos e por compreender minha ausência durante os últimos anos que me dediquei a este trabalho.

Ao meu orientador Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães, pela amizade, estímulo e orientação.

Aos funcionários do DMT, Manoel Francisco dos Santos Filho e Wilson Monteiro dos Santos, que contribuíram com o desenvolvimento deste trabalho.

Aos alunos dos cursos de Engenharia de Materiais, Daiana Guedes e Engenharia Mecânica, Pedro Pesci, pela ajuda na realização dos ensaios mecânicos.

À MWL Brasil pelo incentivo e oportunidade, nas pessoas do Eng. Domingos José Minicucci e Eng. Renato Lyra Villas Bôas, e aos demais funcionários que contribuíram para realização desta pesquisa.

Faço um agradecimento especial aos Técnicos de Laboratório da MWL Brasil, Márcio Quintino Silva e Petter Alexandre dos Santos, pela presteza e amizade nos longos dias em que me auxiliaram na realização dos ensaios mecânicos e metalográficos.

Ao professor Dr. Rogério Hein pela atenção e auxílio na obtenção das imagens obtidas por MEV.

Aos professores do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/FEG, pelos ensinamentos transmitidos.

*"É melhor tentar e falhar, que preocupar-se e ver a vida passar.
É melhor tentar, ainda que em vão que sentar-se, fazendo nada até o final.
Eu prefiro na chuva caminhar, que em dias frios em casa me esconder.
Prefiro ser feliz embora louco, que em conformidade viver."*

(Martin Luther King)

OLIVEIRA, L. G. **Influência do processo de fabricação no comportamento mecânico de rodas ferroviárias**. 2013. 143 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Atualmente a indústria ferroviária enfrenta o desafio de reduzir os custos operacionais envolvidos no transporte de cargas e passageiros. Uma das formas de aumentar a eficiência deste tipo de transporte se baseia no aumento da velocidade dos trens e das cargas transportadas por eixo, o que torna as ferrovias mais competitivas. No entanto estas soluções geram elevadas tensões nas rodas ferroviárias aumentando assim a possibilidade de ocorrerem falhas por fadiga nas mesmas. Por se tratar do componente mais crítico nos trens, as rodas ferroviárias são alvo de grande parte das recentes pesquisas na área de desenvolvimento de novos materiais e processos de fabricação, uma vez que sua falha certamente ocasionará um descarrilamento do vagão ou locomotiva. A segurança da operação é o fator mais importante na ferrovia, portanto, novos materiais e processos produtivos devem ser exaustivamente testados a fim de garantir a confiabilidade dos componentes. O objetivo deste trabalho é verificar o desempenho de um aço microligado, recentemente desenvolvido no setor ferroviário, bem como estudar a influência dos processos de forjamento e fundição no comportamento mecânico e em fadiga de rodas ferroviárias. As rodas fundidas apresentam vantagens econômicas devido ao menor custo de fabricação, no entanto a sua utilização em composições destinadas ao transporte de passageiros deve ser bem avaliada uma vez que a aplicação deste tipo de componente de maneira alguma pode afetar a segurança de operação das ferrovias. Foram avaliadas três rodas através de ensaio microestrutural, tamanho de grão, nível de inclusão não-metálica, dureza, tração, impacto, tenacidade à fratura e fadiga, sendo uma roda fabricada por forjamento e com aço classe “C” (0,7% C), uma fabricada por fundição com o mesmo material e outra roda forjada produzida com o aço classe “C” desgaseificado à vácuo e microligado com nióbio e molibdênio. Os resultados dos ensaios indicam que a roda forjada e microligada apresentou valores superiores de limite de escoamento, dureza, tenacidade à fratura e resistência à fadiga quando comparado aos demais materiais estudados. No comparativo entre as rodas forjada e fundida, foram observadas propriedades de tração e dureza similares, sendo evidenciada superioridade do aço forjado nos ensaios de impacto, tenacidade à fratura e fadiga, levando a concluir que o processo de forjamento garante uma melhor confiabilidade e qualidade do componente. Através da análise dos resultados foi possível concluir que as normas atualmente utilizadas não são adequadas para avaliar a qualidade e confiabilidade das rodas ferroviárias, uma vez que tais especificações não solicitam ensaios de tenacidade à fratura e fadiga, que são fortemente influenciados por aspectos microestruturais, o que impossibilita comparar materiais e processos de fabricação quanto à segurança de operação.

PALAVRAS-CHAVE: Processos de fabricação. Aço microligado. Comportamento em fadiga. Rodas ferroviárias. Aço 0,7% C.

OLIVEIRA, L. G. **Influence of manufacturing process on mechanical properties of railway wheels**. 2013. 143 f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

Currently the rail industry has the challenge of reducing operating costs engaged in freight and passengers transport. One way to increase the efficiency of transportation is based on increasing the speed and load of the railway which make it more competitive. However these solutions generate a high level stress on railway wheels increasing the possibility of failure. Since it is the most critical component in trains, railway wheels are the subjected to a large part of recent research on new materials development and manufacturing processes, as their failure certainly will result a derailment of the wagon or locomotive. Safety during operation is the most important factor in the railway, thus, new materials and manufacturing processes must be extensively tested to ensure the reliability of the components. The purpose of this work is to verify the performance of a microalloyed steel, recently developed for the railroad industry, and investigate the influence of forging and casting processes on mechanical and fatigue behavior of railway wheels. The cast wheels present economic advantages due to lower manufacturing cost, however their use in railways designed to carry passengers should be thoroughly evaluated since the use of cast wheels cannot affect the safe operation of railroads. Three wheels were evaluated by microstructure testing, grain size, and content of nonmetallic inclusion determination, hardness, impact test, fracture toughness and fatigue test. One wheel was forged in Class "C" steel (0.7% C), one wheel cast in Class "C" material and the third one was forged in vacuum degassed microalloyed steel (Nb and Mo). Test results indicate that the microalloyed forged wheel presented superior values of yield strength, hardness, fracture toughness and fatigue behavior as compared to others. When comparing forged and cast wheels similar tensile and hardness properties were observed, being found superiority of forged steel on impact tests, fracture toughness and fatigue limit, concluding that the forging process ensures improved quality and reliability of the component. Through the analysis of results was concluded that the standards currently used are inadequate to evaluate the quality and reliability of railway wheels, because such specifications do not request fracture toughness and fatigue testing, which are strongly influenced by microstructural features, which makes it impossible to compare materials and manufacturing processes for safety of operation.

KEYWORDS: Manufacturing processes. Microalloyed steel. Fatigue behavior. Railway wheels . 0,7% carbon Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Estrada nos montes Apeninos, na Itália, com sulcos cavados na rocha	24
Figura 2	- Vagonete puxado por cavalo, em uma mina da Inglaterra.....	25
Figura 3	- Roda de madeira flangeada	25
Figura 4	- A primeira locomotiva a vapor, construída por Trevithick.....	26
Figura 5	- Principais regiões de uma roda ferroviária.....	27
Figura 6	- Dimensões padronizadas de rodas ferroviárias.....	28
Figura 7	- Geometrias de disco de rodas ferroviárias.....	29
Figura 8	- Modelo utilizado na análise por Elementos Finitos.....	29
Figura 9	- Esquema de aplicação da carga térmica de frenagem (cinza) e da convecção (amarela) no modelo utilizado na análise por Elementos Finitos	30
Figura 10	- Exemplo do resultado da distribuição de temperatura após a simulação de frenagem (resultados em °F)	30
Figura 11	- Resultado da distribuição de tensão no disco da roda após a frenagem e aplicação de cargas mecânicas (valores em psi)	30
Figura 12	- Distribuição de tensões resultantes da análise de interferência entre a roda e o eixo ferroviário (valores em psi)	31
Figura 13	- Tensões residuais distribuídas na roda após o término do tratamento térmico (valores em psi)	31
Figura 14	- Resultado dos parâmetros de Sines na região do disco da roda. Locais com menor coeficiente de segurança representados na cor vermelha	32
Figura 15	- Deformação crítica da roda ferroviária encontrada na frequência natural do modelo	32
Figura 16	- Ilustração gráfica de um carregamento cíclico de amplitude constante.....	37
Figura 17	- Representação esquemática do mecanismo de formação das bandas de deslizamento sob carregamento cíclico	39
Figura 18	- Estágios de propagação de trinca por fadiga	40
Figura 19	- Estrias de fadiga numa liga de alumínio correspondentes à sequência variada da amplitude de carregamento. Imagem capturada por MEV	41

Figura 20	- Curva S-N típica de materiais ferrosos com limite de resistência à fadiga	43
Figura 21	- Curva S-N típica de materiais não-ferrosos sem limite de resistência à fadiga	43
Figura 22	- Falhas em rodas ferroviárias. (a) Fratura total da roda (b) Perda de material do aro	44
Figura 23	- Trincas térmicas na pista de uma roda ferroviária	45
Figura 24	- Falhas provocadas por trincas subsuperficiais. (a) Esquema de propagação da trinca (b) Fratura final do aro da roda	46
Figura 25	- Falhas provocadas por trincas internas. (a) Esquema de propagação da trinca (b) Fratura final do aro da roda	47
Figura 26	- Comparativo da resistência ao crescimento de trinca por fadiga do material forjado e fundido retirado da região do aro de rodas ferroviárias	49
Figura 27	- Comportamento em fadiga em função da localização da inclusão..	50
Figura 28	- Principais regiões de uma roda ferroviária	53
Figura 29	- Sequência de deformação na 1ª operação do forjamento	54
Figura 30	- Esquema da prensa e das matrizes inferior e superior na 1ª operação do forjamento	54
Figura 31	- Sequência de deformação na 2ª operação do forjamento.....	55
Figura 32	- Esquema da prensa e das matrizes inferior e superior na 2ª operação do forjamento	55
Figura 33	- Sequência de deformação na 3ª operação do forjamento (laminação).....	55
Figura 34	- Esquema da laminação e dos rolos na 3ª operação do forjamento..	56
Figura 35	- Esquema das matrizes e do punção na 4ª operação do forjamento.	56
Figura 36	- Fossa refratária de resfriamento.....	57
Figura 37	- Representação esquemática da rota de tratamento térmico das rodas ferroviárias (Têmpera e Revenimento)	57
Figura 38	- Resfriamento durante o tratamento de têmpera da roda ferroviária.....	58
Figura 39	- Etapa de vazamento do aço para a panela	59
Figura 40	- Ilustração do molde fundo e molde tampa	59
Figura 41	- Esquema do processo de vazamento de roda ferroviária fundida, através do processo de pressão controlada	60

Figura 42	- Croqui de retirada da amostra metalográfica da “cabeça” do corpo de prova de tração	61
Figura 43	- Posição da retirada das amostras utilizadas na análise de inclusões não-metálicas	63
Figura 44	- Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração (dimensões em milímetros).....	64
Figura 45	- Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração	65
Figura 46	- Croqui da localização dos corpos de prova de tração na região do aro das rodas ferroviárias	65
Figura 47	- Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto (CT) utilizado nos ensaios de mecânica da fratura. $W= 50\text{ mm}$ e $B= 25\text{mm}$	66
Figura 48	- Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura (dimensões em milímetros).....	67
Figura 49	- Croqui da localização dos corpos de prova de tenacidade à fratura na região do aro das rodas ferroviárias	67
Figura 50	- Máquina servo hidráulica INSTRON utilizada nos ensaios de mecânica da fratura	68
Figura 51	- Extensômetro INSTRON utilizado nos ensaios	69
Figura 52	- Principais tipos de curvas carga - deslocamento de abertura da boca da trinca obtidas no ensaio K_{IC}	69
Figura 53	- Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios impacto Charpy (dimensões em milímetros).....	72
Figura 54	- Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto Charpy (dimensões em milímetros).....	72
Figura 55	- Croqui da localização dos corpos de prova de impacto Charpy na região do aro das rodas ferroviárias	73
Figura 56	- Posição das medições de dureza no aro das rodas (dimensões em milímetros)	74
Figura 57	- Máquina servo hidráulica MTS utilizada nos ensaios de fadiga	74
Figura 58	- Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios fadiga axial (dimensões em milímetros).....	75
Figura 59	- Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga axial (dimensões em milímetros).....	75
Figura 60	- Croqui da localização dos corpos de prova de fadiga na região do aro das rodas ferroviárias.....	76

Figura 61	- Modelo utilizado na análise por elementos finitos, condições de contorno (verde) e detalhes da malha	83
Figura 62	- Localização da aplicação do carregamento mecânico no modelo da roda ferroviária	83
Figura 63	- Distribuição das tensões no modelo da roda ferroviária	84
Figura 64	- Tela de alimentação dos valores de Tensão e Ciclos para criação da curva S-N no software SIMULATION para o material "CMW"	85
Figura 65	- Tela de alimentação dos valores de Tensão e Ciclos para criação da curva S-N no software SIMULATION para o material "CW"	85
Figura 66	- Tela de alimentação dos valores de Tensão e Ciclos para criação da curva S-N no software SIMULATION para o material "CC"	86
Figura 67	- Curvas do comportamento em fadiga dos materiais estudados utilizadas na análise por Elementos Finitos. Curva-0 (Material "CMW") / Curva-3 (Material "CW") / Curva-4 (Material "CC")	86
Figura 68	- Tela de definição dos parâmetros da análise de fadiga no software SOLIDWORKS SIMULATION	87
Figura 69	- Região delimitada pelos traços vermelhos onde os resultados de fadiga devem ser considerados	88
Figura 70	- Microestruturas do material "CC". Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	90
Figura 71	- Microestruturas do material "CW". Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	91
Figura 72	- Microestruturas do material "CMW". Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	92
Figura 73	- Tamanho de grão austenítico do aço "CC" (Fundido). Ataque: 6g de ácido pícrico + 300 ml H ₂ O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C. Ampliação 100 x	93
Figura 74	- Tamanho de grão austenítico do aço "CW" (Forjado). Ataque: 6g de ácido pícrico + 300 ml H ₂ O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C. Ampliação 100 x	93
Figura 75	- Tamanho de grão austenítico do aço "CMW" (Forjado Microligado). Ataque: 6g de ácido pícrico + 300 ml H ₂ O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C. Ampliação 100 x	94

Figura 76	-	Nível de inclusões não-metálicas no Aço “CC”. Método do “pior campo” (ISO-4967-98). Ampliação 100x. Sem ataque.....	96
Figura 77	-	Nível de inclusões não-metálicas no Aço “CW”. Método do “pior campo” (ISO-4967-98). Ampliação 100x. Sem ataque.....	98
Figura 78	-	Nível de inclusões não-metálicas no Aço “CMW”. Método do “pior campo” (ISO-4967-98). Ampliação 100x. Sem ataque.....	100
Figura 79	-	Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço “CC” (Fundido). Resultado em HRc.....	102
Figura 80	-	Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço “CW” (Forjado). Resultado em HRc	102
Figura 81	-	Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço “CMW” (Forjado Microligado). Resultado em HRc	103
Figura 82	-	Comparativo do valor médio de dureza para os materiais estudados. Valores em HRc e também convertidos para HB	104
Figura 83	-	Comparativo dos resultados de energia absorvida no ensaio de impacto dos materiais estudados	110
Figura 84	-	Comparativo dos resultados de tenacidade à fratura “K _C ” dos materiais estudados	113
Figura 85	-	Gráfico do comportamento em fadiga do material “CC”	116
Figura 86	-	Gráfico do comportamento em fadiga do material “CW”	117
Figura 87	-	Gráfico do comportamento em fadiga do material “CMW”	117
Figura 88	-	Comparativo do comportamento em fadiga dos materiais estudados	119
Figura 89	-	Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CC” . Corpo de prova 3F	122
Figura 90	-	Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CC” . Corpo de prova 3H	122
Figura 91	-	Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CW”. Corpo de prova 2F	122
Figura 92	-	Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CW”. Corpo de prova 2G	123
Figura 93	-	Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CMW”. Corpo de prova 3A	123
Figura 94	-	Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CMW”. Corpo de prova 3E	123

Figura 95	- Resultado da análise de fadiga para o material “CC” sob carregamento cíclico de 327 kN	124
Figura 96	- Resultado da análise de fadiga para o material “CW” sob carregamento cíclico de 327 kN	125
Figura 97	- Resultado da análise de fadiga para o material “CMW” sob carregamento cíclico de 327 kN	125
Figura 98	- Resultado da análise de fadiga com indicação dos locais com menor vida esperada para o material “CC”. Carregamento com fator de carga 2	126
Figura 99	- Resultado da análise de fadiga para o material “CW” Carregamento com fator de carga 2	127
Figura 100	- Resultado da análise de fadiga para o material “CMW” Carregamento com fator de carga 2	127
Figura 101	- Resultado da análise de fadiga com indicação dos locais com menor vida esperada para o material “CC”. Carregamento com fator de carga 3	128
Figura 102	- Resultado da análise de fadiga com indicação dos locais com menor vida esperada para o material “CW”. Carregamento com fator de carga 3	129
Figura 103	- Resultado da análise de fadiga para o material “CMW” Carregamento com fator de carga 3	129

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	-	Classes dos materiais conforme aplicação.....	33
Tabela 2	-	Comparativo entre propriedades de aços fabricados conforme AAR M-107 e aços modificados	35
Tabela 3	-	Nomenclatura adotada para cada condição de material e processo de fabricação	52
Tabela 4	-	Composição química dos aços estudados (porcentagem em peso)	61
Tabela 5	-	Cargas utilizadas durante o pré-trincamento dos corpos de prova.....	68
Tabela 6	-	Valores de t_p	79
Tabela 7	-	Valores de F_p para P=95%	81
Tabela 8	-	Tamanho de grão austenítico	94
Tabela 9	-	Resultado do nível de inclusões não-metálicas no Aço “CC” conforme o método do “pior campo” (ISO 4967-1998) e comparativo com o padrão ferroviário aceitável da norma EN13262 (2010).....	97
Tabela 10	-	Resultado do nível de inclusões não-metálicas no Aço “CW” conforme o método do “pior campo” (ISO 4967-1998) e comparativo com o padrão ferroviário aceitável da norma EN13262 (2010).....	99
Tabela 11	-	Resultado do nível de inclusões não-metálicas no Aço “CMW” conforme o método do “pior campo” (ISO 4967-1998) e comparativo com o padrão ferroviário aceitável da norma EN13262 (2010).....	100
Tabela 12	-	Resultados dos ensaios de tração no material “CC”	105
Tabela 13	-	Resultados dos ensaios de tração no material “CW”	105
Tabela 14	-	Resultados dos ensaios de tração no material “CMW”	105
Tabela 15	-	Comparativo dos resultados de tração das condições estudadas.....	106
Tabela 16	-	Energia absorvida no ensaio de Impacto para o aço “CC”	107
Tabela 17	-	Energia absorvida no ensaio de Impacto para o aço “CW”	108
Tabela 18	-	Energia absorvida no ensaio de Impacto para o aço “CMW”	108

Tabela 19	-	Comparativo dos resultados dos ensaios de Impacto.....	109
Tabela 20	-	Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material “CC”.....	111
Tabela 21	-	Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material “CW”.....	111
Tabela 22	-	Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material “CMW”	111
Tabela 23	-	Comparativo dos resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura.....	112
Tabela 24	-	Resultados dos ensaios de fadiga para o material “CC”.....	114
Tabela 25	-	Resultados dos ensaios de fadiga para o material “CW”	114
Tabela 26	-	Resultados dos ensaios de fadiga para o material “CMW”.....	115
Tabela 27	-	Equações das curvas S-N obtidas através dos ensaios de fadiga axial.....	118

NOMENCLATURA

Letras Latinas

A –	alongamento	[%]
a –	comprimento da trinca	[mm]
B –	espessura do corpo de prova	[mm]
K –	fator de intensidade de tensões	[MPa. $\sqrt{m}$]
N –	número de ciclos	
P –	carga	[N]
R –	razão de carga	
RA –	redução de área	[%]
S –	tensão	[MPa]
W –	largura do corpo de prova	[mm]

Letras Gregas

α –	Relação (a/W)	
σ –	tensão	[MPa]

Abreviações

CCC –	estrutura cúbica de corpo centrada	
CFC –	estrutura cúbica de face centrada	
C(T) –	compacto em tração	
HC –	estrutura hexagonal compacta	
K_{IC} –	tenacidade à fratura em condições de deformação plana e no modo I de carregamento	[MPa $\sqrt{m}$]

K_C –	tenacidade à fratura em condições de tensão plana	[MPa√m]
K_Q –	fator de intensidade de tensão que pode ser igual a K_{IC} se as condições de validade do ensaio forem satisfeitas	[MPa√m]
MEV –	microscópio eletrônico de varredura	
P_{max} –	carga máxima de fadiga	[N]
P_{min} –	carga mínima de fadiga	[N]
ΔP –	amplitude de carga	[N]
σ_a –	amplitude de tensão	[MPa]
σ_e –	limite de escoamento	[MPa]
σ_m –	tensão média	[MPa]
$\sigma_{m\acute{a}x}$ –	tensão máxima	[MPa]
σ_{min} –	tensão mínima	[MPa]
σ_T –	limite de resistência à tração	[MPa]
$\Delta\sigma$ –	intervalo de tensão	[MPa]

Siglas

AAR –	<i>“Association of American Railroad”</i>
ASTM –	<i>“American Society for Testing and Materials”</i>
BS –	<i>“British Standard”</i>
UIC –	<i>“Union Internationale Dês Chemis De Fer”</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	21
1.1	Objetivos	23
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1	Transporte ferroviário	24
2.1.1	Histórico	24
2.1.2	Projetos de rodas ferroviárias	27
2.1.3	Materiais de rodas ferroviárias	33
2.2	Fadiga em materiais metálicos	35
2.2.1	Conceitos básicos	35
2.2.2	Mecanismo de falha por fadiga	38
2.2.3	Curva S-N	42
2.2.4	Falhas em rodas ferroviárias	44
2.2.5	Fatores que influenciam a resistência à fadiga dos metais	47
2.2.5.1	Efeito do processo de fabricação	48
2.2.5.2	Efeitos microestruturais	49
3	MATERIAIS E MÉTODOS	52
3.1	Material	52
3.2	Rodas ferroviárias	53
3.3	Principais etapas do processo de fabricação	54
3.3.1	Forjamento a quente	54
3.3.2	Fundição sob pressão	58
3.4	Análise química	60
3.5	Análise microestrutural	61
3.5.1	Tamanho de grão austenítico	62
3.5.2	Determinação do nível de inclusões não-metálicas	63
3.6	Ensaio de tração	64
3.7	Ensaio de tenacidade à fratura	66
3.8	Análises fractográficas	71
3.9	Ensaio de impacto charpy.....	71
3.10	Ensaio de dureza	73

3.11	Ensaio de fadiga axial	74
3.12	Análise estatística dos resultados de fadiga	77
3.12.1	Intervalos de confiança de $\hat{A}$ e $\hat{B}$	79
3.12.2	Bandas de confiança da curva S-N.....	80
3.13	Análise de fadiga por elementos finitos	82
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	89
4.1	Aspectos microestruturais	89
4.2	Determinação do tamanho de grão austenítico	92
4.3	Nível de inclusões não metálicas	95
4.4	Resultados dos ensaios de dureza	101
4.5	Análise dos ensaios de tração	104
4.6	Análise dos resultados dos ensaios de impacto charpy “U”	107
4.7	Análise dos resultados dos ensaios de tenacidade à fratura	110
4.8	Análise dos resultados dos ensaios de fadiga	114
4.9	Análise fractográfica	120
4.10	Análise por Elementos Finitos	124
5	CONCLUSÕES	130
6	CONSIDERAÇÕES FINAIS	133
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	133
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	134

1 INTRODUÇÃO

A busca de uma maior competitividade dos produtos e serviços no setor de transporte ferroviário é essencial para a sua sobrevivência, e para tal é necessária a redução dos custos envolvidos neste processo. Uma das maneiras de reduzir os custos é através do aumento da carga transportada pelos vagões, do tamanho das composições e da velocidade dos trens. O que freqüentemente observa-se é um aumento simultâneo destes três quesitos (carga, tamanho e velocidade), o que por um lado aumenta o volume de carga transportada e diminui o tempo do trajeto, por outro lado aumenta a possibilidade de falhas e conseqüentemente aumenta a necessidade de manutenções corretivas (VILLAS BÔAS, 2010).

Os projetos de componentes ferroviários, tais como rodas e eixos, são críticos e devem ser tratados com o devido cuidado, pois suas falhas ocasionam acidentes devido a descarrilamentos e provocam enormes prejuízos financeiros, ambientais e humanos, prejudicando assim o bom desempenho do sistema de transporte ferroviário.

Atualmente, muitos esforços estão sendo feitos a fim de otimizar os projetos de componentes ferroviários visando um melhor desempenho e a redução de custos de fabricação (SEO et al., 2009). O desenvolvimento de novos materiais e a investigação minuciosa das propriedades mecânicas de materiais já existentes fabricados por diferentes processos de produção, tem um papel muito importante na otimização destes projetos. Uma vez que a segurança de operação é o fator mais importante na ferrovia, a redução de custo na fabricação de seus componentes em momento algum deve afetar a confiabilidade dos produtos. As rodas ferroviárias são os componentes mais críticos no veículo ferroviário, cuja falha freqüentemente resulta em consequências catastróficas. Estas falhas causam danos na suspensão dos trens, danos nos trilhos e, em alguns casos, descarrilamentos.

Durante muitas décadas o principal tipo de dano nas rodas ferroviárias era o desgaste, porém, com o aumento das cargas e velocidades nota-se uma tendência de mudança do tipo de dano para falhas por fadiga. No caso do desgaste o processo de deterioração da pista da roda é lento, sendo possível um monitoramento do mesmo, já

a fadiga causa fraturas abruptas nas rodas e muitas vezes não é possível a detecção do dano a tempo de evitar um acidente.

O estudo do comportamento em fadiga dos materiais empregados na fabricação de rodas ferroviárias é de grande importância para a segurança das operações, já que segundo Wagner et al. (2011), rodas utilizadas em trens de passageiros de alta velocidade são submetidas a um número de ciclos de carregamento extremamente elevado, podendo atingir até 5×10^9 revoluções durante sua vida em serviço. Fadiga em rodas ferroviárias é um assunto de crescente interesse, porém, experimentos em escala natural são extremamente complicados e caros. Diante disto, ensaios em corpos de prova têm sido realizados e os resultados alcançados fornecem valiosas informações do comportamento dos materiais ferroviários (KABO; EKBERG, 2002).

Os processos utilizados na fabricação das rodas ferroviárias visam garantir algumas características mecânicas e a qualidade do produto final. Dentre os processos utilizados em escala mundial e aprovados por normas técnicas estão o processo de forjamento à quente e o processo de fundição sob pressão em matriz de grafite. Estes dois processos utilizam a mais alta tecnologia existente atualmente e atendem as características requisitadas pelas normas ferroviárias. Contudo, a maioria das normas resume-se em ensaios estáticos e metalográficos, desprezando os ensaios dinâmicos como o ensaio de fadiga. O interesse pelo fenômeno da fadiga e a mudança do principal tipo de dano de desgaste para fadiga torna imprescindível um estudo sobre este fenômeno a fim de se garantir a confiabilidade dos produtos ferroviários.

As rodas ferroviárias forjadas possuem uma qualidade conhecida no meio de transporte ferroviário e são aplicadas tanto no transporte de carga como no transporte de passageiros, sendo neste último não aconselhável a aplicação de rodas fundidas. A vantagem econômica do processo de fundição tem despertado o interesse das ferrovias em aplicar tais rodas no transporte de passageiros. Nesta modalidade de transporte é adotado um nível de segurança consideravelmente alto que tem o objetivo de minimizar o risco de falhas, portanto, é imprescindível que as rodas forjadas e fundidas sejam criticamente testadas e comparadas quanto às suas propriedades mecânicas e desempenho (TARAFDER; SIVAPRASAD; RANGANATH, 2007).

Nesta pesquisa serão avaliadas as propriedades mecânicas, incluindo fadiga, e as características microestruturais de rodas ferroviárias fabricadas pelos processos de forjamento e fundição com o objetivo de verificar a confiabilidade das mesmas.

Será proposto também um aço forjado microligado ao Nióbio e Molibdênio; recentemente desenvolvido na indústria ferroviária; com o intuito de verificar a melhora de desempenho quando comparado com os aços comuns utilizados na fabricação de rodas. O desenvolvimento de aços microligados para aplicação em rodas ferroviárias é uma tendência das empresas e muito tem-se evoluído nos últimos anos, pois estes materiais tendem a apresentar melhor resistência ao desgaste e propriedades mecânicas.

Atualmente, a maioria das rodas são produzidas com aço médio e alto carbono, contendo na faixa de 0,45 – 0,77 % de Carbono em peso. Suas microestruturas são tipicamente constituídas por perlita e ferrita. A tensão de escoamento, tenacidade, ductilidade, resistência à fadiga de contato e danos térmicos destes aços na condição perlíticos-ferríticos são baixos. Desta forma, aumentos nas velocidades dos trens e na carga por eixo requerem que as rodas tenham uma maior estabilidade e confiabilidade (ZHANG; GU, 2008).

1.1 Objetivos

Em recentes pesquisas verificou-se que uma comparação sistemática entre o comportamento mecânico de rodas forjadas e fundidas não está disponível na literatura. A pesquisa proposta fará um comparativo entre rodas forjadas e fundidas a fim de verificar o comportamento estático e dinâmico de um aço frequentemente utilizado na fabricação deste componente, com teor de carbono de 0,70% em peso. Analisará a influência dos processos produtivos de forjamento e fundição no comportamento em fadiga das rodas, já que a fundição apresenta vantagens econômicas, porém, em hipótese alguma pode afetar a qualidade e a segurança de utilização dos componentes. Será estudada também a influência da micro-adição de Nióbio e Molibdênio neste mesmo aço e verificada a possível melhora no desempenho e confiabilidade de operação das rodas ferroviárias.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Transporte ferroviário

2.1.1 Histórico

A exemplo de muitos desenvolvimentos da sociedade atual, a ferrovia foi um produto da revolução industrial. No entanto, a ideia de um traçado para transportar mercadorias surgiu cerca de 2.000 anos atrás. A utilização de guias para as rodas dos carros vem do tempo dos romanos, tendo sido encontrados vestígios de sulcos em pedras nas antigas estradas abertas no início da era cristã. Os vagões tinham as rodas com a largura das ranhuras das pedras e eram puxados sobre as estradas por cavalos. Os sulcos mantinham os vagões na estrada, e o traçado nas rochas tornava o transporte de cargas pesadas mais suave do que se o transporte ocorresse nas estradas de terra. Estas ideias marcaram o início da ferrovia moderna (SETTI, 2000; AYDIN; DZHALEVA-CHONKOVA, 2013).

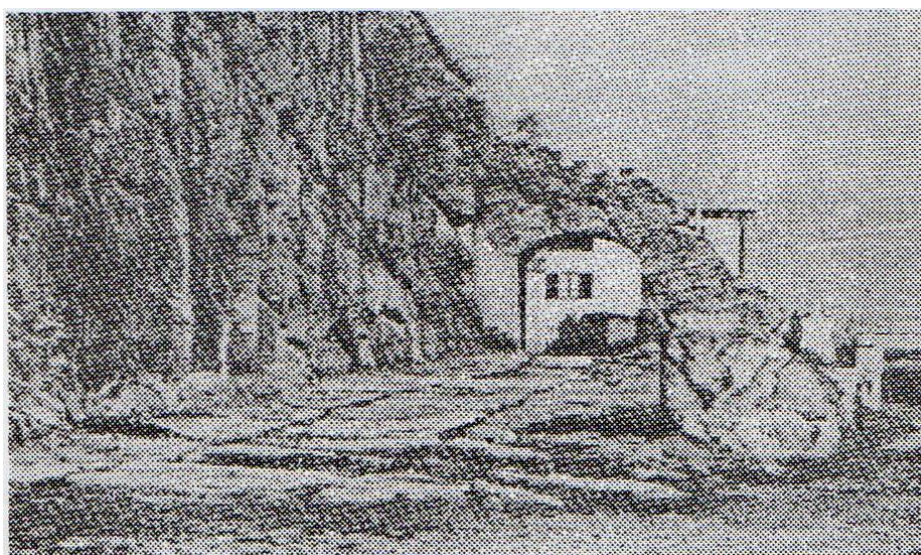


Figura 1 – Estrada nos montes Apeninos, na Itália, com sulcos cavados na rocha (SETTI, 2000).

Por volta de 1550, em diversos países europeus foi adotada a ideia de usar um vagonete guiado para o transporte do carvão e minério de ferro extraídos de minas subterrâneas. Em vez de sulcos nas rochas, os mineiros utilizavam dois trilhos de madeira fixados no solo e rodas também de madeira com um flange que as mantinha

nos trilhos e guiava os carros nas curvas. Os vagonetes eram puxados por homens ou cavalos e iam até o interior das minas (LAUERMAN, 2008).



Figura 2 – Vagonete puxado por cavalo, em uma mina da Inglaterra (Desenho de Gabriel Jars, acervo RFFSA / Museu do Trem)

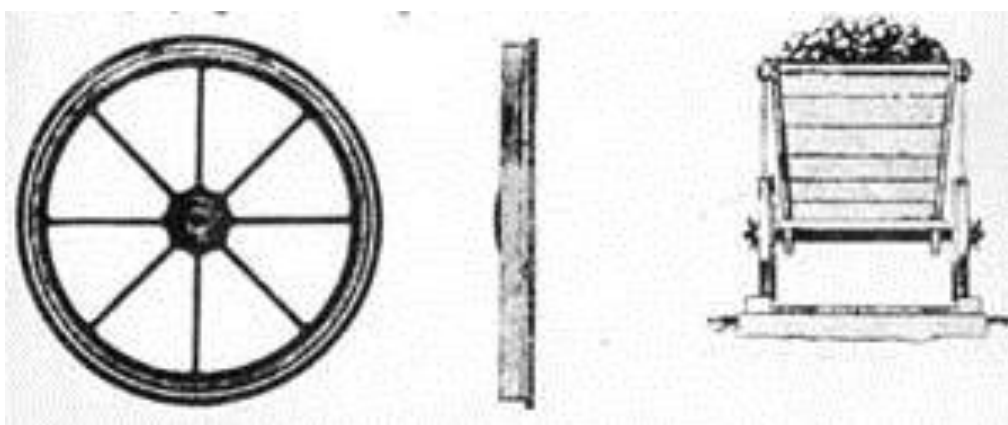


Figura 3 – Roda de madeira flangeada (SETTI, 2000).

Por volta de 1630 foram aperfeiçoados os vagonetes nas minas inglesas de New Castle, e no início do século XVIII começaram a ser utilizadas chapas de ferro para o revestimento dos trilhos de madeira a fim de torná-los mais duráveis, sendo algum tempo depois substituídos por trilhos fabricados inteiramente de ferro fundido e por rodas flangeadas também de ferro (SETTI, 2000).

Neste período, inventores desenvolviam a máquina a vapor que foi fundamental para o desenvolvimento dos trens e na modernização das ferrovias. Em 1803, Samuel Homfray decidiu financiar o desenvolvimento de um veículo movido a vapor para substituir os vagonetes puxados por cavalos nas estradas de ferro.

O inventor inglês Richard Trevithick construiu o veículo, a primeira locomotiva a vapor montada sobre quatro rodas planejada para se deslocar sobre trilhos. Em 22 de fevereiro de 1804, a locomotiva arrastou uma carga de 10 toneladas de ferro, 70 homens e cinco vagões extras ao longo de 9 quilômetros em uma ferrovia no País de Gales. Era a primeira locomotiva bem-sucedida do mundo e que despertou o interesse de inventores ingleses (PORTO, 2004; AYDIN; DZHALEVA-CHONKOVA, 2013).

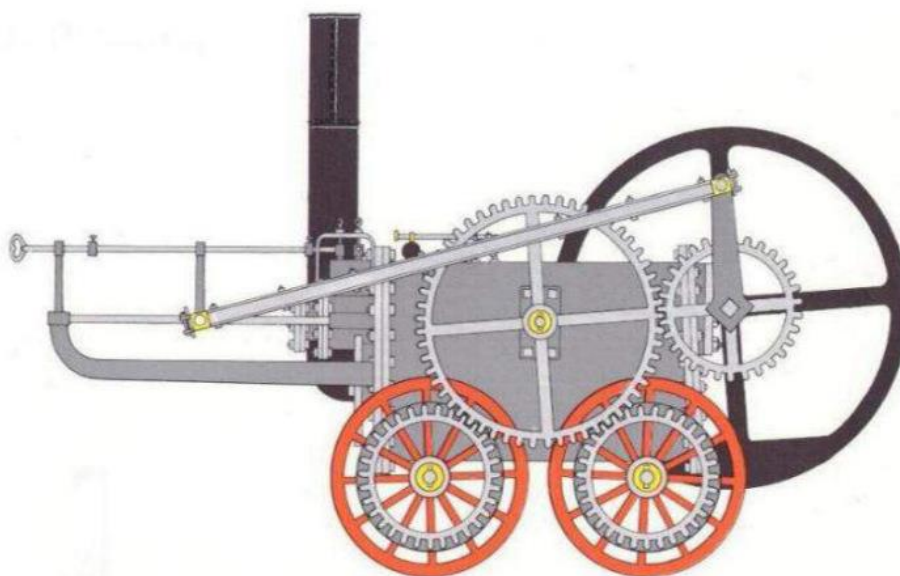


Figura 4 – A primeira locomotiva a vapor, construída por Trevithick - Fonte: <http://amantesdaferrovia.com.br/profiles/blogs/energia-vapor>, acessado em 04/08/2013

A primeira estrada de ferro pública do mundo foi a linha Stockton-Darlington, no nordeste da Inglaterra. Dirigida por George Stephenson, foi inaugurada em 1825. A partir da década de 1830, se desenvolveu com rapidez na Grã-Bretanha e na Europa continental a construção de linhas férreas ligando várias cidades (SETTI, 2000). Desta data em diante, ficou consagrada definitivamente a Estrada de Ferro como meio de transporte terrestre, tendo progredido rapidamente em todo o mundo.

2.1.2 Projetos de rodas ferroviárias

Com o intuito de evitar falhas em rodas ferroviárias, uma vez que as ferrovias estão aumentando a carga dos vagões sem a mudança dos seus componentes, os projetos de rodas estão passando por evoluções significativas nos últimos anos, tanto no material quanto na sua forma geométrica. Dentre as mudanças de geometria talvez a mais significativa tenha ocorrido na área do disco da roda (ALVES, OLIVEIRA; 2012).

As regiões de uma roda ferroviária são ilustradas na Figura 5 a fim de facilitar o entendimento deste trabalho de pesquisa.

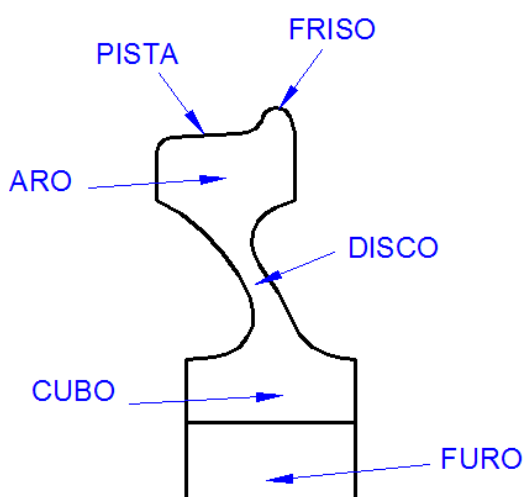


Figura 5 – Principais regiões de uma roda ferroviária.

No Brasil as rodas são projetadas seguindo as recomendações da norma AAR S-660 (2011) utilizada para vagões de carga e AAR S-669 (2011) no caso de locomotivas, as rodas utilizadas em carros de passageiros não possuem norma específica de projeto devido às singularidades de cada ferrovia.

O projeto previsto pelas especificações citadas contempla somente a região do disco das rodas, pois esta é a região mais crítica do componente, sendo as outras dimensões padronizadas pela norma AAR M-107 (2011), ou seja, o usuário define o

diâmetro e as demais medidas da roda através de uma tabela conforme Figura 6, e somente o perfil do disco é projetado a fim de garantir um projeto adequado.

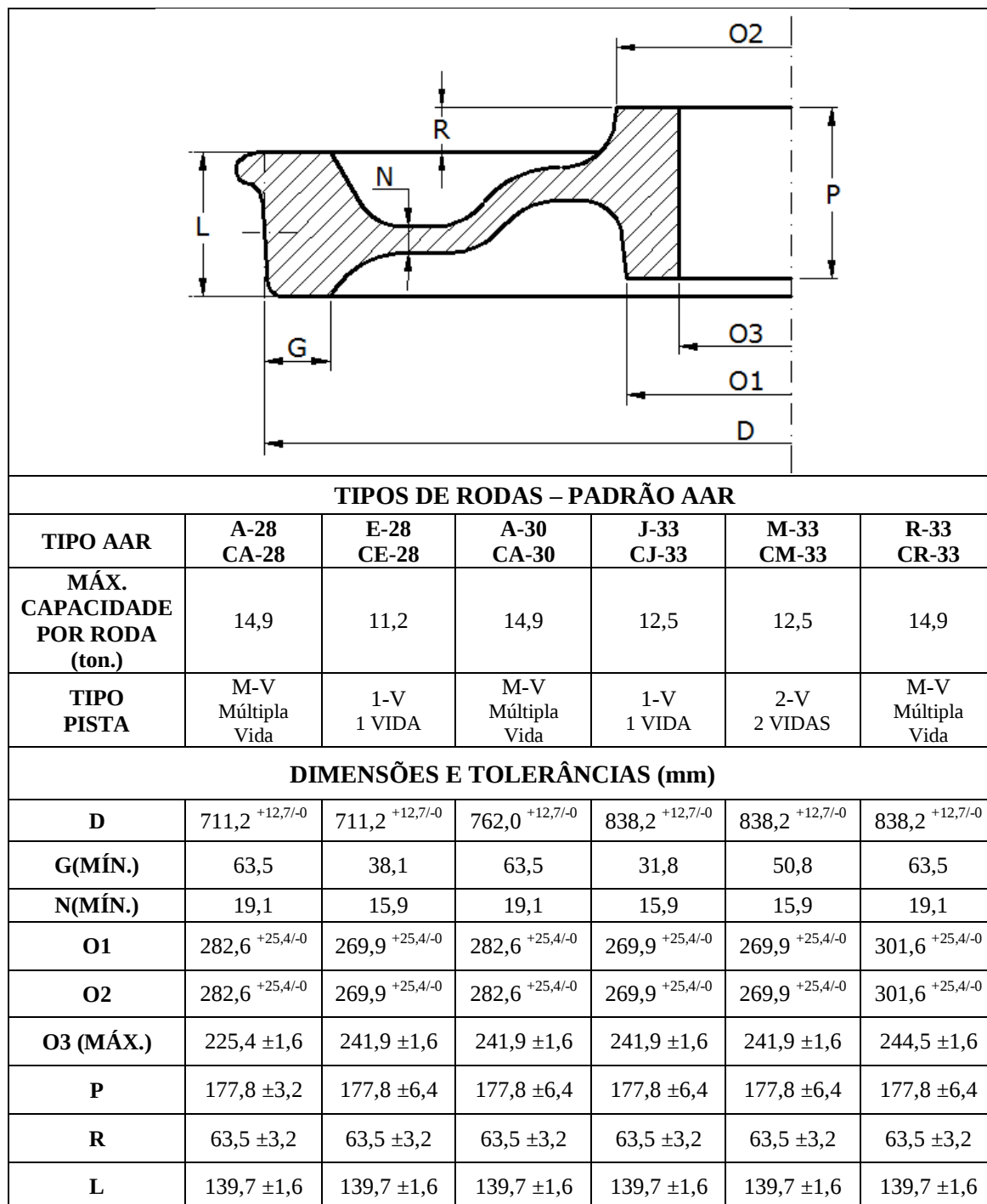


Figura 6 – Dimensões padronizadas de rodas ferroviárias (adaptada de AAR M-107)

As rodas mais antigas (algumas ainda em uso) tinham o disco reto, conforme Figura 7 (a), a evolução trouxe o disco parabólico (atualmente em uso), Figura 7 (b), e o último desenvolvimento é o disco “Low Stress”, Figura 7 (c), que atualmente vem sendo introduzido nas ferrovias em todo o mundo (ALVES, OLIVEIRA; 2012).

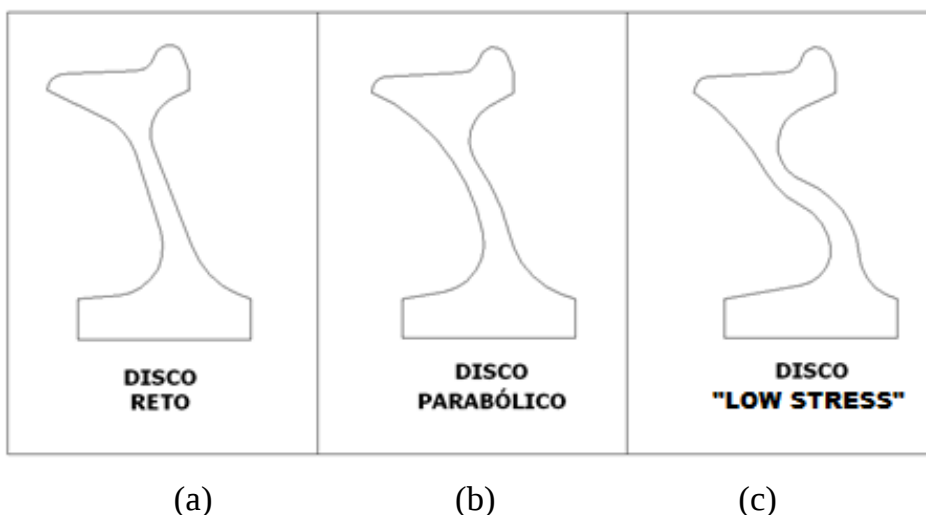


Figura 7- Geometrias de disco de rodas ferroviárias.

As normas AAR S-660 (2011) e AAR S-669 (2011) prevêm que o projeto do disco das rodas seja executado através de análises estruturais utilizando o Método dos Elementos Finitos. Na Figura 8 pode-se visualizar um modelo sólido da roda utilizado na simulação computacional por Elementos Finitos.

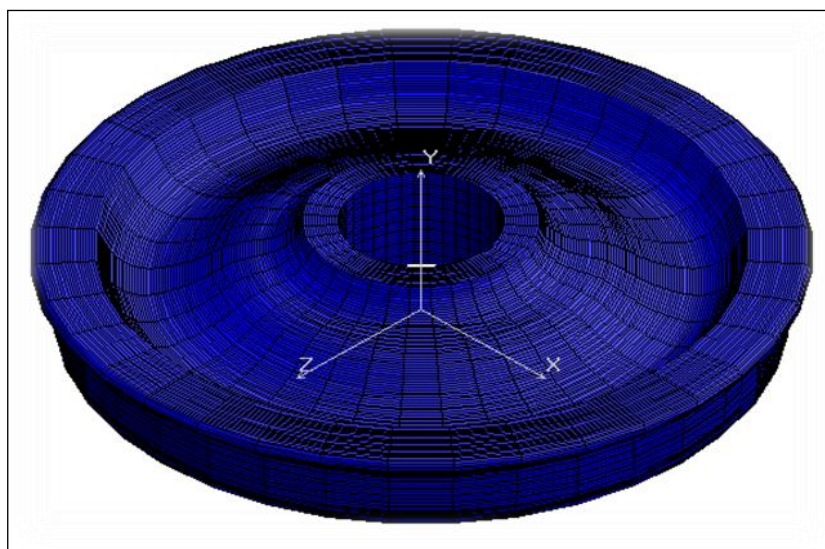


Figura 8 – Modelo utilizado na análise por Elementos Finitos.

Para as rodas de vagões a especificação define que a roda seja testada quanto à distribuição de temperatura após uma simulação de frenagem aplicada na pista da mesma, ilustradas nas Figuras 9 e 10, e também quanto à distribuição de tensões após a frenagem com a aplicação de cargas mecânicas em pontos específicos da pista de rolamento, conforme Figura 11.

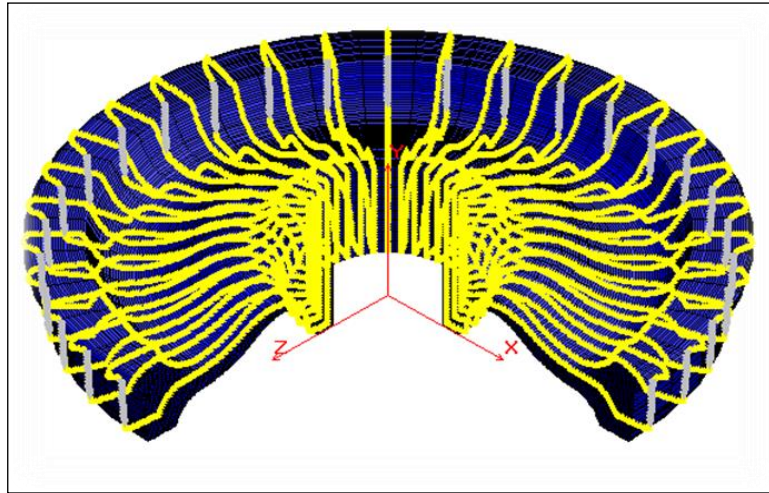


Figura 9 – Esquema de aplicação da carga térmica de frenagem (cinza) e da convecção (amarela) no modelo utilizado na análise por Elementos Finitos.

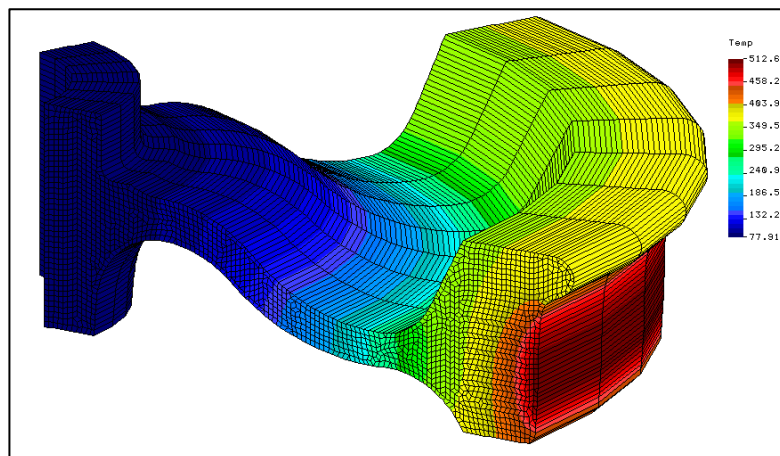


Figura 10 – Exemplo do resultado da distribuição de temperatura após a simulação de frenagem (resultados em °F).

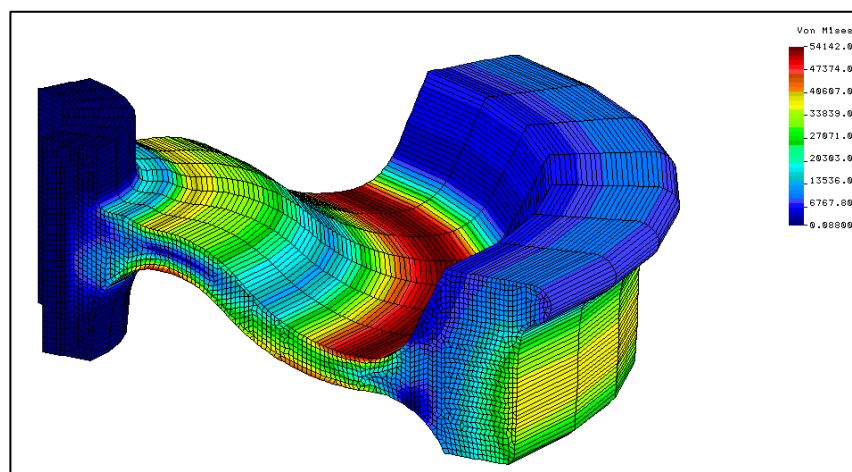


Figura 11 – Resultado da distribuição de tensão no disco da roda após a frenagem e aplicação de cargas mecânicas (valores em psi).

No caso das rodas de locomotivas, além das análises previstas na norma AAR S-660 (2011), acrescentam-se também análise de interferência entre a roda e o eixo, tensão residual após o tratamento térmico, fadiga utilizando o critério de Sines e vibração através da determinação da frequência natural e consequentemente o modo crítico de deformação da roda. As Figuras 12 a 15 ilustram exemplos de resultados de análises realizadas conforme a AAR S-669 (2011).

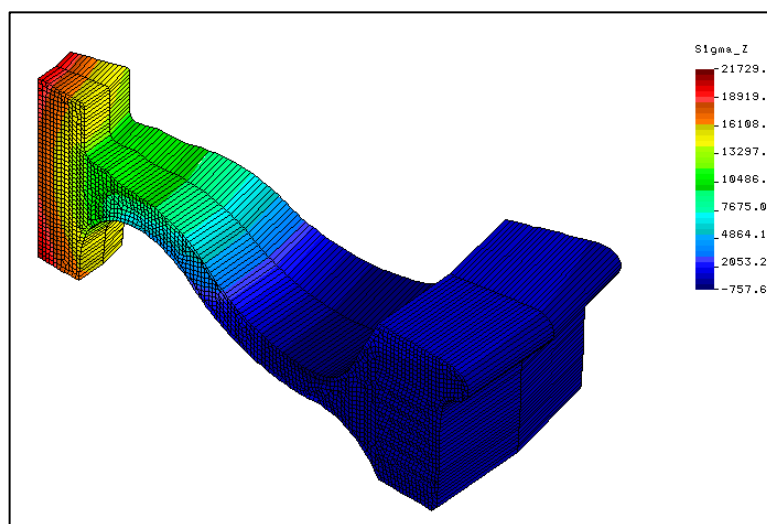


Figura 12 – Distribuição de tensões resultantes da análise de interferência entre a roda e o eixo ferroviário (valores em psi).

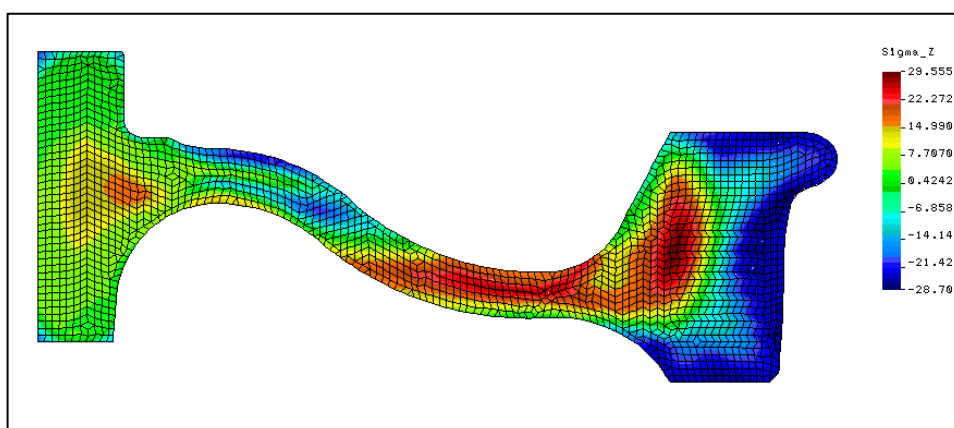


Figura 13 – Tensões residuais distribuídas na roda após o término do tratamento térmico (valores em ksi).

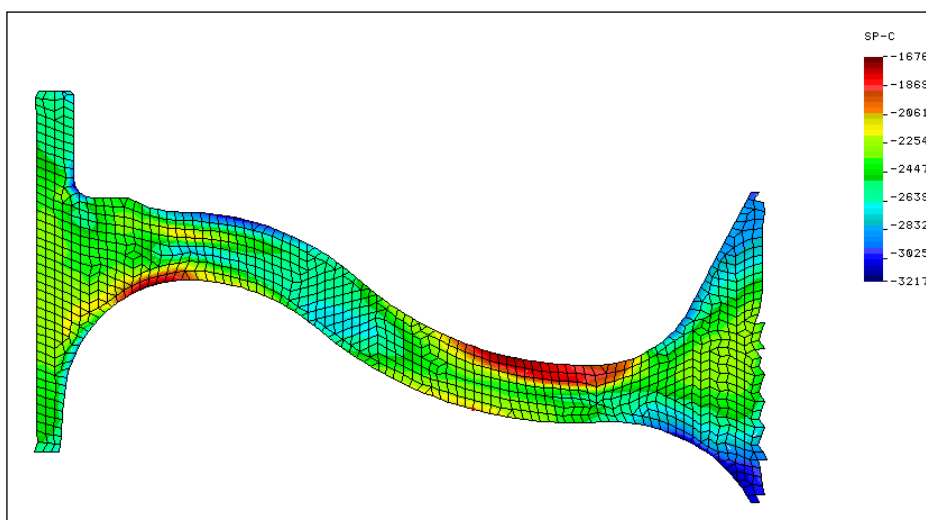


Figura 14 – Resultado dos parâmetros de Sines na região do disco da roda. Locais com menor coeficiente de segurança representados na cor vermelha.

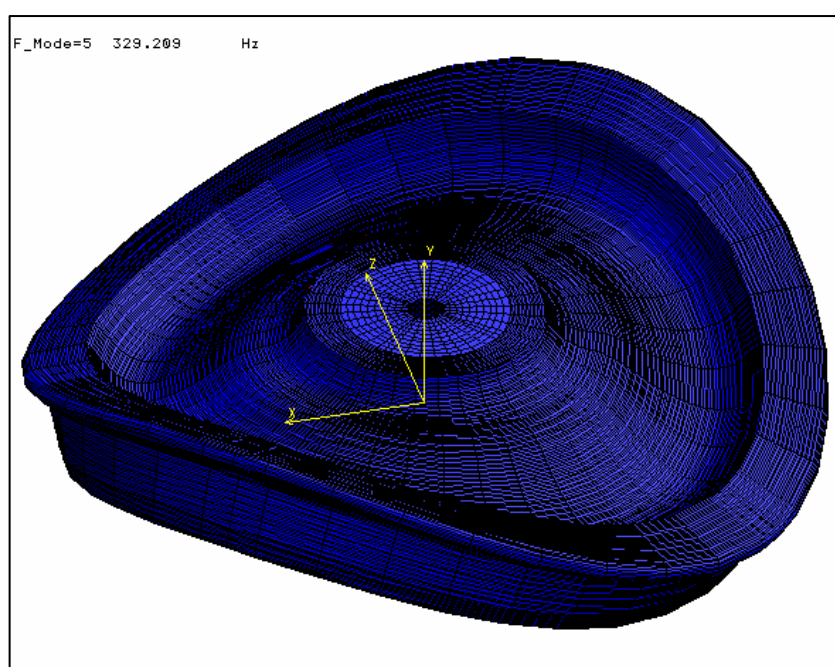


Figura 15 – Deformação crítica da roda ferroviária encontrada na frequência natural do modelo.

Para a realização da análise de vibração primeiramente processa-se uma análise modal obtendo-se os modos e frequências naturais de vibração, sendo que para essa última o intervalo é de 0 a 500 Hz. Encontra-se então qual é a frequência natural associada ao “*saddle mode*” (modo de “sela”) para sua utilização na análise harmônica de resposta para determinação do campo de tensões da roda. Valores típicos de

frequência natural do modo “sela” para rodas ferroviárias encontram-se na faixa de 300 a 350 Hz.

Após a análise realizada os resultados são enviados ao comitê da Association American Railroad (AAR) que verifica e decide pela emissão de um certificado de aprovação do projeto, autorizando sua fabricação em larga escala. As etapas de produção, bem como ensaios e procedimentos de qualidade são especificados pela AAR M-107 (2011), utilizada no Brasil, Estados Unidos e diversos locais no mundo.

2.1.3 Materiais de rodas ferroviárias

Rodas ferroviárias são os componentes mais críticos nos trens, requerem uma elevada confiabilidade e segurança de operação. Seu desempenho quanto à resistência ao desgaste, trincas térmicas, fadiga e fratura são os fatores que levam ao desenvolvimento de novos materiais e o aprimoramento dos já existentes, uma vez que a falha de uma roda ferroviária leva a consequências catastróficas.

Atualmente, as rodas são fabricadas de aço com médio e alto teor de carbono na faixa de 0,45 a 0,77% de C em peso, cuja estrutura é composta por perlita e ferrita. A norma americana AAR M-107 (2011) divide os materiais em classes de acordo com o tipo de aplicação conforme Tabela 1.

Tabela 1 – Classes dos materiais conforme aplicação (AAR M-107, 2011).

Classe	Carbono (%)	Dureza (Brinell)	Tipo de 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 e cargas moderadas.
B	0,57 – 0,67	302 – 341	Altas velocidades com condições severas de frenagem e cargas altas.
C	0,67 – 0,77	321 - 363	Baixas velocidades, condições leves de frenagem e cargas altas.
D	0,67 – 0,77	341 - 415	Baixas velocidades, condições leves de frenagem e cargas altas.

Nos últimos anos, pouco se evoluiu no desenvolvimento de novos aços para aplicação em rodas ferroviárias, porém, com a crescente demanda pelo aumento da segurança na operação dos trens, existem atualmente em desenvolvimento diversos aços microligados e aços bainíticos (MINICUCCI, 2003).

Segundo Zhang e Gu (2008), os aços com estrutura ferrítica-perlítica utilizados atualmente na fabricação de rodas apresentam uma região característica de iniciação de trincas, exatamente na interface entre a ferrita e a cementita da perlita, e que em carregamentos cíclicos pode diminuir sua vida em fadiga.

Os desenvolvimentos mais recentes destes aços incluem a microadição de elementos de liga em sua composição, os chamados aços microligados, e a obtenção de materiais mais limpos através da mudança do processo de fabricação, como por exemplo, a desgaseificação à vácuo que vem sendo utilizada pelas aciarias ferroviárias. Estes esforços, porém, tem um alcance restrito, pois os aços médio e alto carbono possuem uma melhora limitada devido aos seus baixos valores de tenacidade, ductilidade e resistência à fadiga.

Os aços bainíticos possuem baixo teor de carbono o que previne a formação de martensita em situações severas de frenagem e possuem uma tenacidade maior que os aços ferríticos-perlíticos atualmente utilizados. A grande dificuldade da aplicação destes aços na fabricação de rodas ferroviárias é a temperatura de forjamento e laminação. A faixa ideal de trabalho é muito estreita e exige um controle preciso para garantir sua microestrutura (VILLAS BÔAS, 2010).

A tabela 2 ilustra um comparativo das principais propriedades mecânicas dos aços ferríticos-perlíticos, microligados e bainíticos, onde:

B e C – Aços atualmente fabricados (ferríticos-perlíticos) 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 teor de carbono.

Tabela 2 – Comparativo entre propriedades de aços fabricados conforme AAR M-107 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.

Analisando os resultados apresentados, observa-se que os aços microligados possuem vantagens com relação aos convencionais. Os aços bainíticos apresentam vantagens mais significativas ainda, pois com baixos teores de carbono é possível atingir dureza e tenacidade superiores à classe C da AAR e dos microligados. Os aços bainíticos e microligados estão em fase de pesquisa e testes, mas tudo indica ser uma tendência muito forte nos próximos anos.

2.2 Fadiga em materiais metálicos

2.2.1 Conceitos básicos

O termo fadiga pode ser definido como sendo um processo progressivo de alteração estrutural, permanente e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações cíclicas em um ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em trincas ou fratura completa do material após um número suficiente de ciclos (ASTM E-1823, 2013). Estima-se que aproximadamente

90% das falhas em serviço dos componentes sujeitos a carregamentos repetidos e/ou vibrações deve-se ao fenômeno da fadiga (MEYERS; CHAWLA, 1982; DIETER, 1981).

O descobrimento do fenômeno da fadiga ocorreu por volta de 1800 na Europa, quando investigações realizadas em pontes e componentes ferroviários detectaram trincas após os mesmos serem submetidos a carregamentos cíclicos. Com o passar dos anos e o aumento da utilização de materiais metálicos, cada vez mais falhas em componentes sujeitos a cargas repetidas foram registrados, e a partir daí o homem tomou conhecimento de que um metal solicitado dinamicamente poderia apresentar falhas em níveis de tensões bem abaixo da tensão capaz de provocar a fratura do componente sob carregamento estático (SCHUTZ, 1996; SCHIJVE, 2003; ASM HANDBOOK, 1996).

Os primeiros estudos sobre fadiga foram conduzidos por Wöhler em meados de 1860, através da observação de eixos ferroviários sujeitos a carregamento de flexão-rotativa. O método desenvolvido caracteriza o comportamento em fadiga em termos de uma curva S-N, conhecida como diagrama de Wöhler, e é baseada na amplitude de tensão aplicada (S) e no número de ciclos (N) para a ruptura do material. Através deste estudo foi introduzido também o conceito de “limite de resistência à fadiga”, que determina um valor de amplitude de tensão abaixo do qual não ocorre mais a fratura por fadiga do material, comportamento conhecido como “vida infinita” (SURESH, 1998; ASM HANDBOOK, 1996).

Os ensaios de fadiga nos materiais envolvem carregamentos cíclicos entre os níveis de tensão máximo e mínimo que são constantes. A Figura 16 ilustra um carregamento cíclico de amplitude constante onde é apresentada a tensão máxima, $\sigma_{m\acute{a}x}$, e a tensão mínima, $\sigma_{m\acute{i}n}$, aplicadas durante o ensaio de fadiga.

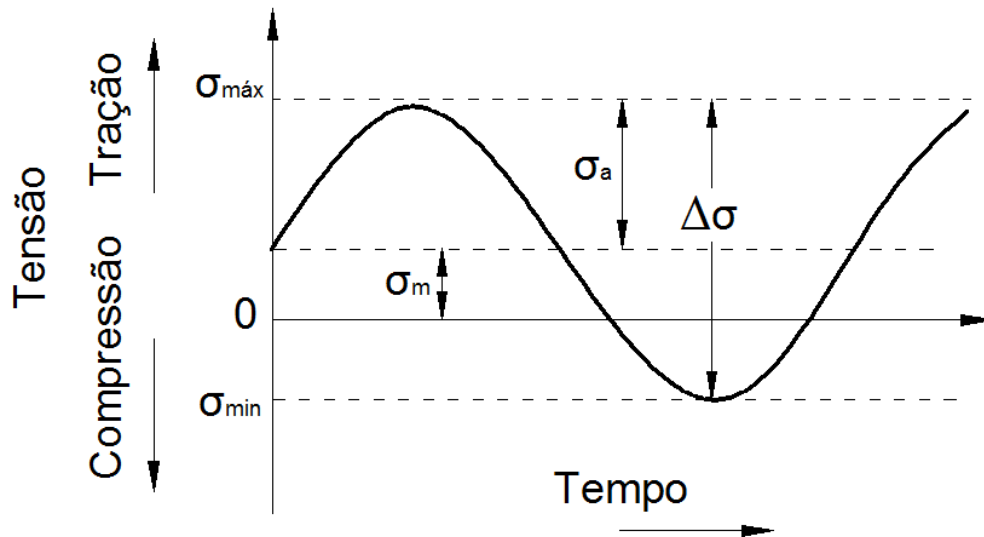


Figura 16 – Ilustração gráfica de um carregamento cíclico de amplitude constante.

O intervalo de tensão, $\Delta\sigma$, é a diferença entre os valores máximo e mínimo da tensão aplicada. A média entre esses valores máximo e mínimo fornece a tensão média, σ_m . A metade do intervalo de tensão é chamada de amplitude de tensão, σ_a . As expressões matemáticas destas definições são apresentadas nas Equações 2.1 a 2.3.

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{min} \quad (2.1)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{máx} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.2)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (2.3)$$

A relação entre a tensão mínima, σ_{min} , e a tensão máxima, $\sigma_{máx}$, é chamada de razão de tensão ou razão de carregamento, e é expressa como:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{máx}} \quad (2.4)$$

A razão de tensão, R , indica o tipo de carregamento que o material está sujeito. Se a faixa varia de carga nula para carga de tração, a solicitação é repetida e $R = 0$. Se ocorrer a completa inversão da tensão, de tração para compressão, a tensão média é

nula e $R = -1$. No caso de carregamento somente de tração, a solicitação é chamada de tração-tração e $R > 0$. Neste trabalho foi utilizada a razão de tensão $R=0,1$, ou seja, a tensão mínima equivale a 10% da tensão máxima.

2.2.2 Mecanismo de falha por fadiga

A fratura por fadiga predominantemente se inicia com uma descontinuidade do material que, sob aplicações de cargas repetidas, tende a crescer. À medida que a trinca aumenta de tamanho, a seção transversal resistente da peça diminui, o que resulta em um aumento de tensão na seção. Finalmente, é atingido o ponto onde a seção resistente remanescente não é mais capaz de suportar a concentração de carga, levando à fratura do componente. Deste modo, para que ocorra fadiga é necessário que uma trinca seja nucleada em uma determinada região do componente e que se propague, conduzindo a ruptura final do material (LOPES, 2006).

As trincas de fadiga nos materiais metálicos frequentemente se iniciam na superfície livre do material, podendo em alguns casos ter seu início no interior do componente devido a inclusões, interfaces e distribuição de tensões residuais. O processo de aparecimento destas trincas superficiais ocorre em bandas de deslizamento normais a superfície do material, que são formadas através do agrupamento de linhas de escorregamento devido a deformações microscópicas, levando a formação de ressaltos e reentrâncias, denominados intrusões e extrusões conforme ilustrado na Figura 17, e que conseqüentemente são locais propícios para nucleação de trincas por serem concentradores de tensões e acumularem grande deformação plástica localizada (SCHIJVE, 2003; DIETER, 1981; SURESH, 1998).

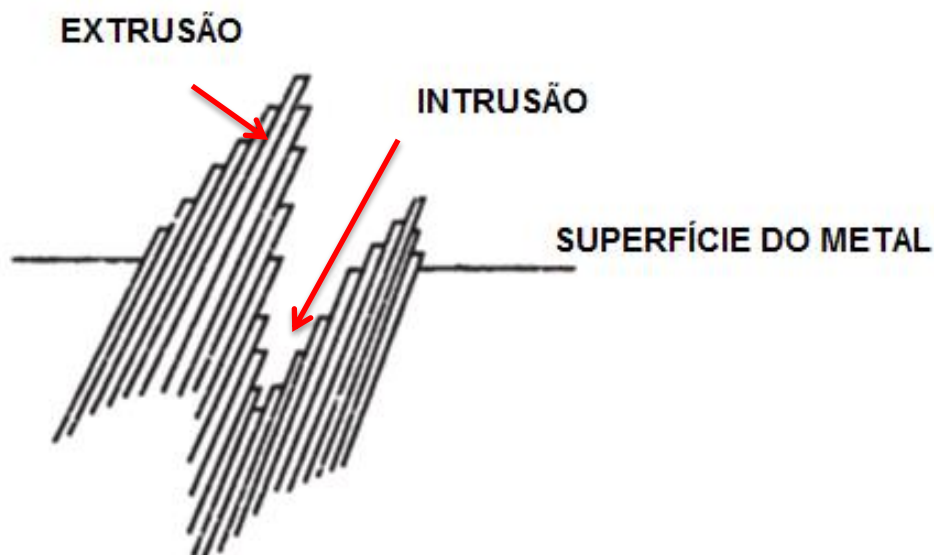


Figura 17 – Representação esquemática do mecanismo de formação das bandas de deslizamento sob carregamento cíclico (adaptado de SCHIJVE, 2003).

O processo de fadiga de um material pode ser dividido em três estágios conforme Figura 18, que vai da nucleação de microtrincas até a ruptura final do componente (MEYERS; CHAWLA, 1982; NEWMAN, 1998 ; CUI, 2002):

- Estágio I, corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada, bandas de deslizamento, e a sua propagação inicial. Este estágio pode corresponder de 0 a 90% do número total de ciclos que o componente suporta antes de falhar, dependendo do material;

- Estágio II, caracterizado pelo crescimento estável da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração. Pode corresponder a maior área da superfície de fratura, porém, não necessariamente corresponde a maior parte do número total de ciclos necessários para a falha do material;

- Estágio III, corresponde à ruptura final do material, que ocorre quando a trinca atinge o tamanho crítico necessário para sua propagação instável, uma vez que a seção transversal resistente do componente não mais suporta a carga aplicada.

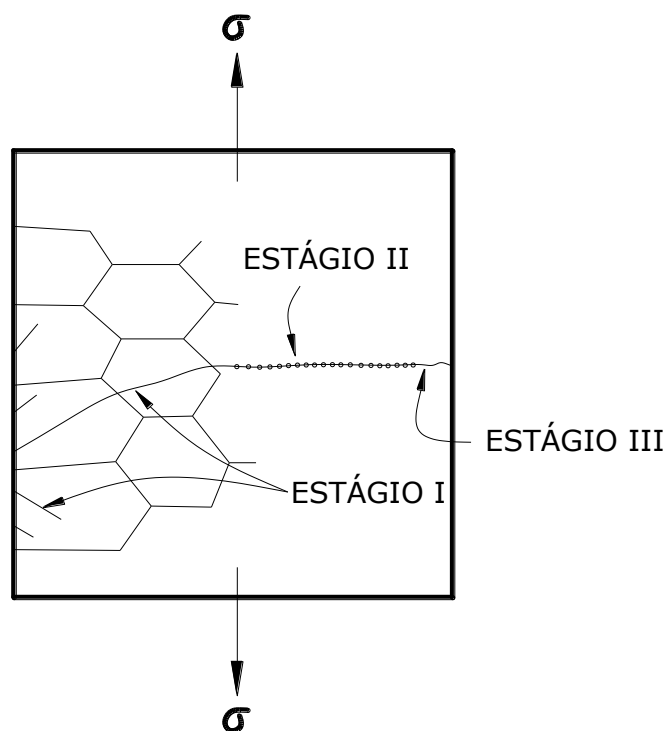


Figura 18– Estágios de propagação de trinca por fadiga (adaptada de MEYERS; CHAWLA, 1982).

A taxa de propagação de trinca durante o estágio I é geralmente muito pequena, da ordem de ângstrons por ciclo, quando comparada com a taxa de propagação do estágio II, da ordem de microns por ciclo (DIETER, 1981).

A superfície de fratura do estágio I não apresenta morfologia característica, em contraste com a fratura do estágio II, que pode ter características marcantes tais como as estrias de fadiga mostradas na Figura 19. As estrias surgem em superfícies de fratura por fadiga de diversos materiais, tais como os metálicos de estruturas CCC, CFC e HC e muitos materiais poliméricos, e se formam perpendicularmente ao avanço da frente da trinca (HERTZBERG, 1996).

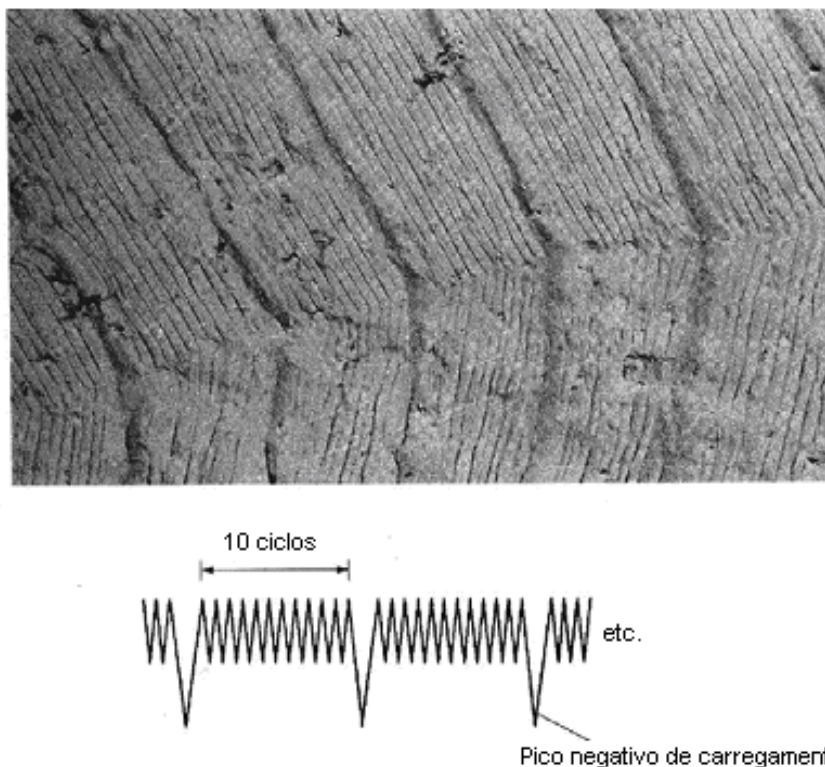


Figura 19- Estrias de fadiga numa liga de alumínio correspondentes à sequência variada da amplitude de carregamento. Imagem capturada por MEV (adaptada de SCHIJVE, 2003).

Cada estria representa o avanço incremental da frente da ponta da trinca produzido pelos ciclos de carregamento, e a extensão deste avanço varia com a amplitude de carga (HERTZBERG, 1996). É importante ressaltar que cada ciclo de carregamento não necessariamente produz uma estria de fadiga. A presença dessas estrias indica que a falha foi ocasionada por fadiga, porém, a propagação da trinca pode ocorrer sem a formação das mesmas. A ausência de tal característica na superfície de fratura por fadiga pode ocorrer devido a um espaçamento muito pequeno entre as estrias, tal que não seja visível pelos métodos de resolução utilizados, ou por ductilidade na ponta da trinca insuficiente para produzir por deformação plástica uma estria grande o bastante para ser observada, ou ainda pela própria extinção das estrias decorrente de algum tipo de dano na superfície do material (DIETER, 1981). É importante ressaltar que nem todos os materiais de engenharia apresentam a formação de estrias durante o estágio II da fadiga, e segundo Suresh (1998), nos aços a presença de tal característica é bastante infrequente.

A fadiga dos metais vem sendo estudada a mais de 160 anos e um bom conhecimento dos seus mecanismos tem sido alcançado (SCHUTZ, 1996; CUI, 2002). A abordagem convencional para a análise do comportamento em fadiga de componentes é baseada no uso da curva tensão-número de ciclos (S-N), que fornece a quantidade de ciclos necessários para que ocorra a nucleação de uma trinca por fadiga em um material sem defeitos e a mesma se propague até a ruptura. Porém, os componentes estruturais que já apresentarem defeitos semelhantes a trincas antes da sua utilização, têm o processo de fadiga controlado pela propagação da trinca, e a previsão da vida do componente é obtida com a alternativa baseada na Mecânica da Fratura (BRAZ, 1999).

2.2.3 Curva S-N

Os resultados experimentais dos ensaios de fadiga são geralmente apresentados através da curva S-N, onde é plotada a tensão “S” versus o número de ciclos “N” necessários para a fratura do material. O valor de tensão lançado no gráfico pode ser σ_a , $\sigma_{m\acute{a}x}$ ou $\sigma_{m\acute{i}n}$, e geralmente é utilizada uma escala logarítmica para “N” (DIETER, 1981).

Basicamente dois tipos diferentes de comportamento da curva S-N são observados. A Figura 20 ilustra o gráfico característico para algumas ligas ferrosas, inclusive o aço, e de titânio, onde a curva S-N se torna horizontal a um determinado nível de tensão, e supostamente abaixo desta tensão limite, chamada de limite de resistência à fadiga, o material suportaria um número infinito de ciclos sem se romper. Na prática, é considerada vida infinita para os materiais ferrosos como sendo $N = 10^6$ ou 10^7 ciclos.

Para as ligas não ferrosas não é observado este limite de resistência à fadiga, ou seja, a curva S-N nunca se torna horizontal e permanece com sua tendência decrescente conforme o número de ciclos aumenta, Figura 21, até que a fadiga irá ocorrer independente da magnitude da tensão. Nestes casos as propriedades de fadiga do material são caracterizadas fornecendo a resistência à fadiga para um número arbitrário de ciclos (SURESH, 1998; DOWLING, 1999).

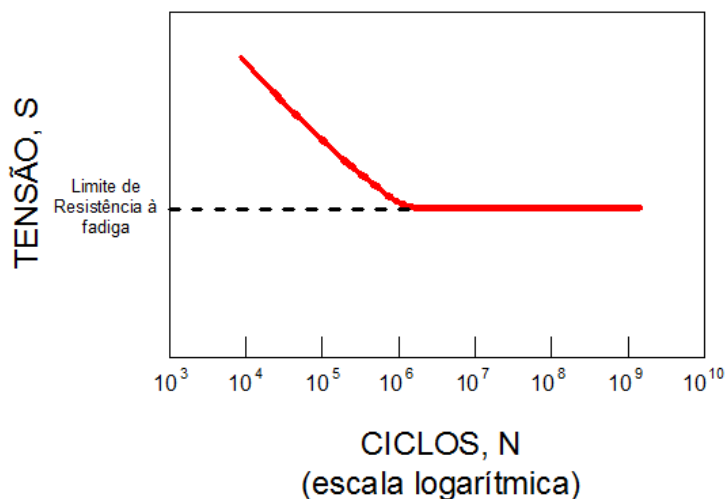


Figura 20 – Curva S-N típica de materiais ferrosos com limite de resistência à fadiga.

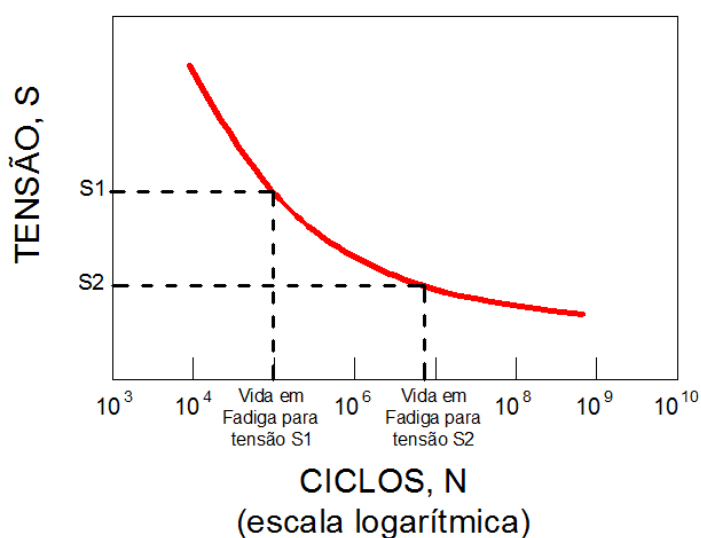


Figura 21 – Curva S-N típica de materiais não-ferrosos sem limite de resistência à fadiga.

Para a construção da curva S-N uma série de ensaios com carregamento cíclico é realizada, iniciando com um valor elevado de tensão máxima $\sigma_{m\acute{a}x}$, o que consequentemente irá romper o corpo de prova após um número baixo de ciclos “N”. Em seguida, diminui-se progressivamente o valor da tensão até que não ocorra mais a falha do corpo de prova para um elevado número de ciclos, o que teoricamente seria a vida infinita do material e consequentemente abaixo deste nível de tensão não ocorreria mais a falha do componente.

Em função do ensaio de fadiga ter uma elevada dispersão dos resultados do número de ciclos obtidos para um mesmo nível de tensão, é necessário realizar várias repetições do ensaio para os níveis adotados na construção da curva, a fim de se obter uma melhor confiabilidade dos testes.

2.2.4 Falhas em rodas ferroviárias

Falhas em rodas ferroviárias causadas por propagação de trincas de fadiga podem ocasionar a quebra total da roda ou a perda de uma parte da mesma, conforme ilustrado nas Figuras 22 (a) e (b). As consequências de tais falhas são danos nos trilhos e dormentes, na suspensão dos trens e nos rolamentos, podendo em alguns casos ocasionar o descarrilamento da composição. Como resultados estão grandes prejuízos financeiros devido a atrasos e manutenções corretivas e muitas vezes perdas de vidas humanas (ZERBST et al, 2005; GUAGLIANO; PAU, 2007; HANDA; MORIMOTO, 2012).

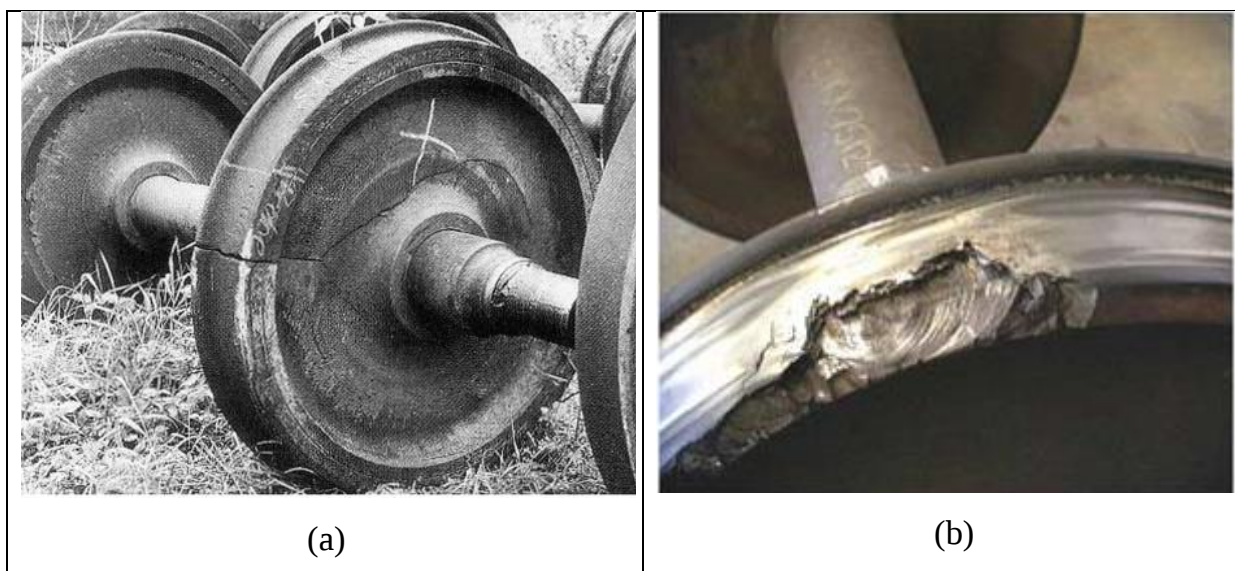


Figura 22 – Falhas em rodas ferroviárias forjadas. (a) Fratura total da roda (ZERBST et al, 2005). (b) Perda de material do aro (LIU et al, 2006).

Fadiga em rodas ferroviárias é um assunto de crescente interesse nas pesquisas, uma vez que elas podem falhar de diferentes maneiras e que estas correspondem a diferentes mecanismos de falhas (KABO; EKBERG, 2002; LIU et al, 2006). Segundo Ekberg e Kabo (2005), os modos de falhas são divididos em três tipos que

correspondem às diferentes localizações de início de um defeito: iniciação na superfície livre, iniciação subsuperficial e iniciação interna no componente.

A iniciação de trincas superficiais nas rodas é causada devido às cargas térmicas cíclicas geradas durante as frenagens ou pelo repetido contato mecânico superficial da roda com o trilho. Como o aquecimento da superfície da roda durante a frenagem e o posterior resfriamento não são uniformes, uma elevada tensão residual no aro da mesma é gerada. Segundo Moyer e Stone (1991), esta tensão residual alcança valores em torno de 465 MPa, o que pode causar o início de trincas de fadiga.

Outra consequência do elevado aquecimento superficial da roda seguido por um resfriamento rápido é que pode ocorrer a transformação local da estrutura perlítica para martensítica, que sob repetidos ciclos de contato roda/trilho pode gerar o aparecimento de trincas superficiais devido a sua fragilidade. Este processo de transformação martensítica é acompanhado de uma expansão volumétrica o que consequentemente produz uma interface com elevada tensão residual (ZERBST et al, 2005; MAKINO et al, 2012). A Figura 23 ilustra diversas trincas térmicas superficiais na região de frenagem da superfície de rolamento que podem se propagar para o interior da roda e ocasionar a perda de material superficial ou até mesmo a fratura completa da mesma.



Figura 23 – Trincas térmicas na pista de uma roda ferroviária (HANDA; MORIMOTO, 2012).

As trincas subsuperficiais e internas se iniciam abaixo da superfície de rolamento da roda e tem sua origem em imperfeições dos materiais como vazios e inclusões, que

funcionam como concentradores de tensões. Segundo Ekberg e Kabo (2005), na iniciação de trincas subsuperficiais, entre 5 e 10 mm de profundidade, o defeito tipicamente cresce para baixo em direção ao centro da roda e então desvia a uma profundidade de aproximadamente 20 mm com um contínuo crescimento na direção circunferencial até que a falha ocorre com a ramificação da trinca em direção à superfície, ocasionando uma perda de material da roda, conforme ilustrado na Figura 24 (a) e (b).

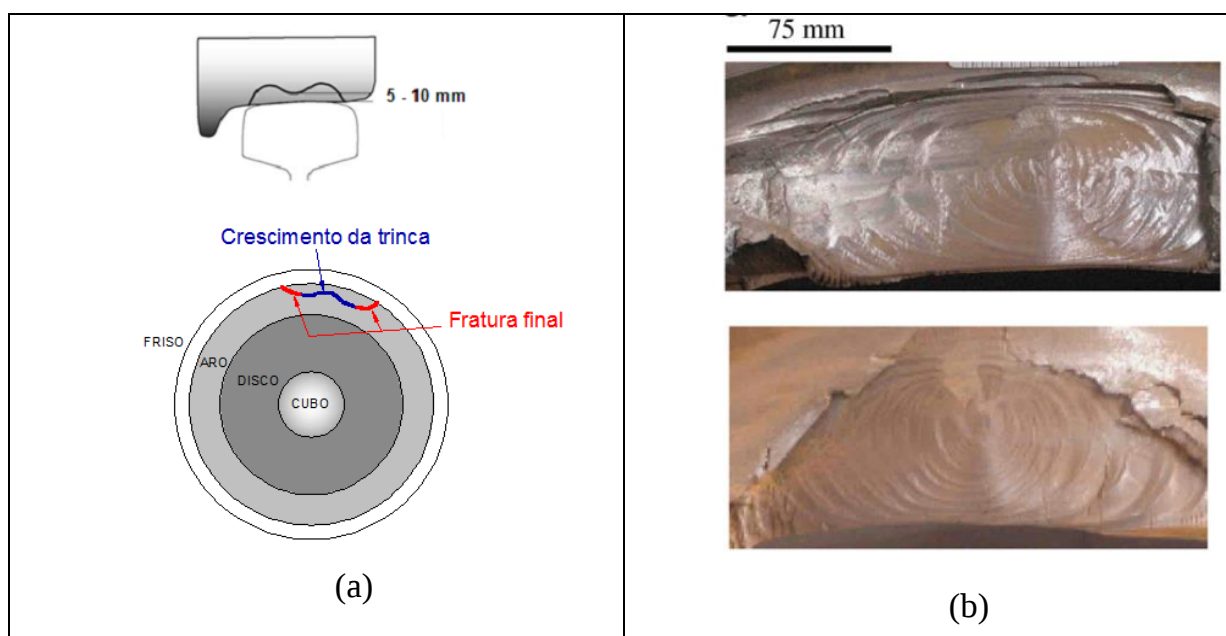


Figura 24 – Falhas provocadas por trincas subsuperficiais. (a) Esquema de propagação da trinca (adaptada de EKBERG; KABO, 2005). (b) Fratura final do aro da roda (LIU et al, 2006).

Quando a trinca se inicia a uma profundidade maior, de 10 a 25 mm, a mesma continua a crescer circunferencialmente nesta profundidade, até que ocorre um desvio em direção ao centro da roda ocasionando a fratura radial completa da mesma, conforme ilustrado na Figura 25 (a) e (b) (EKBERG; KABO, 2005).

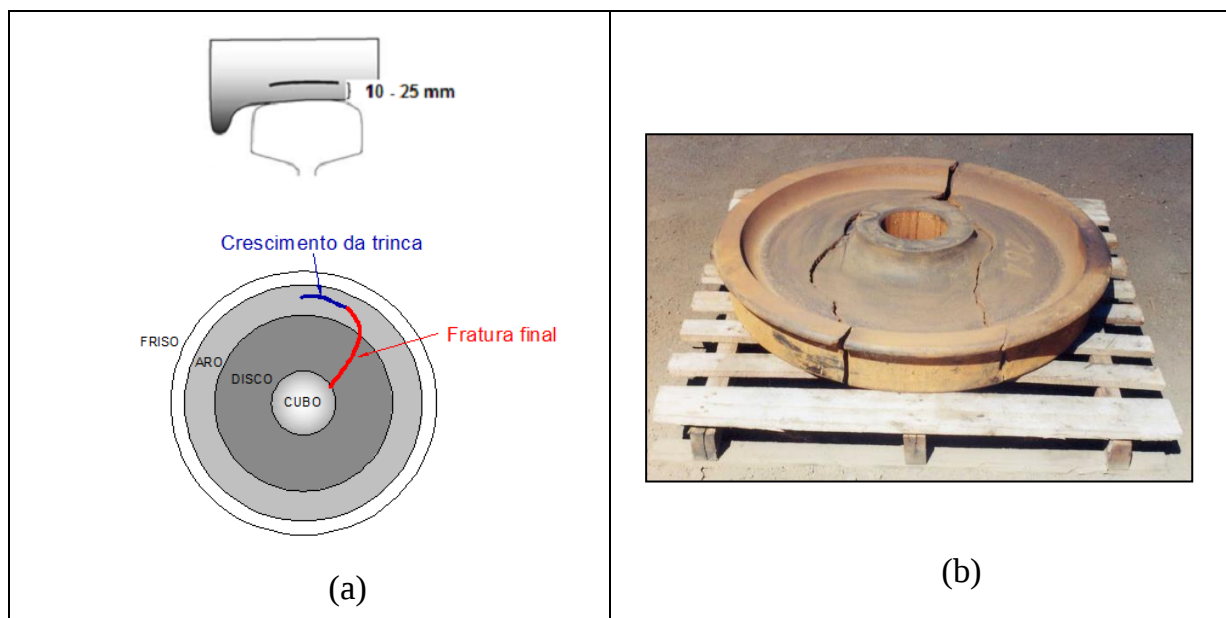


Figura 25 – Falhas provocadas por trincas internas. (a) Esquema de propagação da trinca (adaptada de EKBERG; KABO, 2005). (b) Fratura final do aro da roda (Imagem cedida pela MWL Brasil).

De acordo com dados da “Union Pacific Railroad”, 65% das falhas em rodas ferroviárias são causadas por perda de material no aro ou quebra total das mesmas, 5% por trincas térmicas e outros 30% por quebra do aro na direção circunferencial da roda (LIU et al, 2006).

2.2.5 Fatores que influenciam a resistência à fadiga dos metais

A resistência à fadiga dos materiais depende de muitas variáveis que podem ser externas ou do próprio material. Nos materiais metálicos utilizados na indústria ferroviária, os fatores mais comumente considerados que tendem a influenciar o comportamento em fadiga do mesmo são microestruturais, tais como: tamanho de grão, inclusões não-metálicas e defeitos internos (CUI, 2002; ZERBST et al, 2013).

O tipo do material e as condições de processamento, como por exemplo, forjamento a quente ou a frio, fundição, laminação, tratamentos térmicos e demais processos, são importantes fatores que afetam o comportamento à fadiga dos materiais e são responsáveis pelas variações microestruturais nos mesmos (MURAKAMI, 2002; CUI, 2002; TARAFDER et al, 2007).

2.2.5.1 Efeito do processo de fabricação

As rodas ferroviárias conforme citado anteriormente são fabricadas com aço e podem ser fundidas ou forjadas. Embora o processo de fundição utilizado empregue a mais alta tecnologia em fabricação, algumas características são intrínsecas aos produtos fundidos. Dentre elas, os defeitos internos como porosidades, cavidades e trincas provenientes da contração do material (COLLINI et al; 2011; NADOT et al, 2004).

Chen et al (2012) e Pyttel et al (2012), concluíram em seus trabalhos que nos aços fundidos as trincas geralmente são originárias destes defeitos internos provenientes do processo de fabricação e que funcionam como concentradores de tensão e conseqüentemente tem mais chance de nucleação de trincas de fadiga. Petrenec et al (2010), após simulação utilizando o método dos elementos finitos demonstrou que defeitos próximos à superfície são muito mais críticos no que diz respeito à redução da resistência à fadiga quando comparado com defeitos no interior do material, este comportamento se deve ao maior nível de concentração de tensão nos defeitos sub-superficiais dos materiais.

Para os aços fabricados pelo processo de forjamento uma das principais preocupações é o papel das inclusões não-metálicas sobre os mecanismos de falha por fadiga (PESSARD et al, 2011). As falhas por fadiga nos componentes forjados frequentemente se originam em defeitos internos como as inclusões ou na superfície livre do material devido ao processo de formação das bandas de deslizamento (ROIKO et al, 2012). Os materiais forjados ou laminados possuem boa resistência mecânica e à fadiga, estas características estão ligadas ao fato do material ter uma estrutura mais refinada devido ao processo de fabricação (PESSARD et al, 2011).

Tarafder et al (2007), estudou o comportamento de propagação de trinca por fadiga em corpos de prova retirados de rodas ferroviárias forjadas e fundidas e concluiu que o material forjado apresenta uma melhor resistência ao crescimento de trinca por fadiga quando comparado ao fundido, conforme Figura 26.

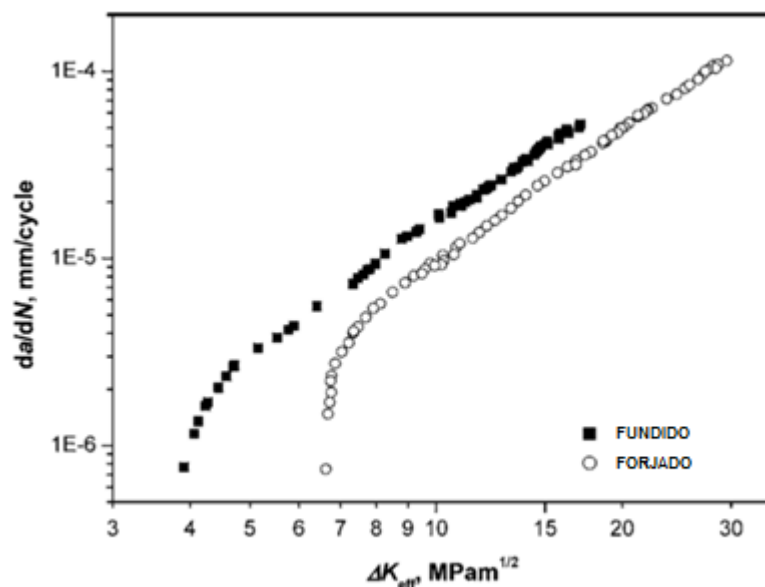


Figura 26 – Comparativo da resistência ao crescimento de trinca por fadiga do material forjado e fundido retirado da região do aro de rodas ferroviárias (adaptada de TARAFDER, 2007).

2.2.5.2 Efeitos microestruturais

As teorias tradicionais do efeito de concentradores de tensões e distribuição das tensões são aplicados a entalhes maiores que 1 mm, porém, conforme este entalhe diminui tais teorias se tornam inválidas (MURAKAMI, 2002). A presença de pequenos defeitos como inclusões não-metálicas e poros são comumente encontradas nos materiais e causam não somente uma redução na resistência à fadiga como também um considerável espalhamento dos resultados (ROIKO et al, 2012; MURAKAMI, 2012).

O tamanho de grão é outro fator que influencia a resistência à fadiga dos materiais (ANDERSON, 2005). Tokaji et al (1994), verificaram em seu trabalho que pequenas trincas de fadiga tendem a crescer mais rapidamente em materiais com granulação grosseira quando comparado com uma estrutura de granulação mais refinada. Segundo Murakami (2012), os contornos de grãos funcionam como uma barreira para o crescimento da trinca, o que explica a melhora no comportamento em fadiga nos materiais com grãos mais refinados.

As inclusões não metálicas geralmente reduzem a resistência a fadiga dos aços, sendo as inclusões de óxidos as que mais influenciam neste aspecto devido à sua característica dura e frágil. O efeito das inclusões no aparecimento de trincas por fadiga depende da composição química, da localização em relação à superfície, do tamanho e geometria da mesma (LAMBRIGHS et al, 2010). Segundo Murakami (2002), somente inclusões de óxidos maiores que 30 μ m de diâmetro devem ser levadas em consideração na avaliação da vida em fadiga dos materiais. Outra importante constatação foi feita por Lambrighs et al (2010), quanto à tendência da diminuição da vida em fadiga do material com o aumento do tamanho da inclusão.

Lambrighs et al (2010), mostraram que o efeito de inclusões de mesmo tamanho podem variar dependendo da localização na secção transversal do corpo de prova e que a vida em fadiga é menor quando as trincas se iniciam em inclusões superficiais comparada à iniciação interna, conforme ilustrado na Figura 27.

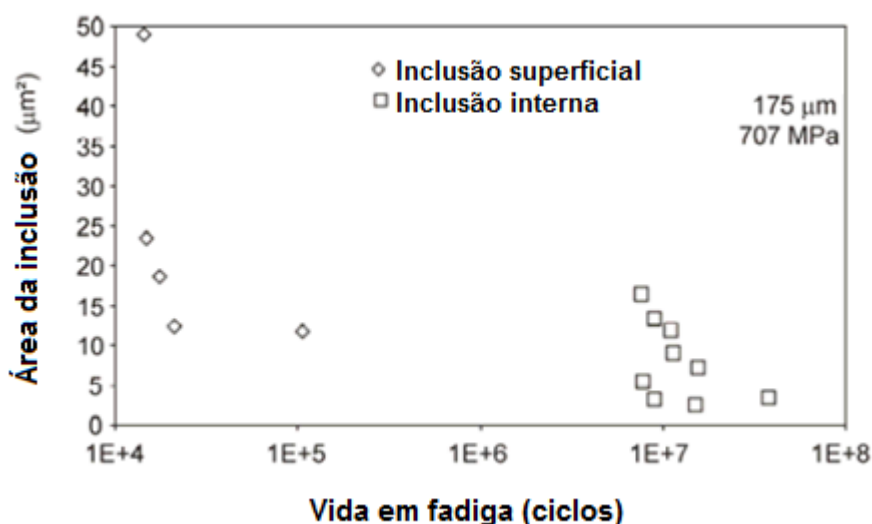


Figura 27 – Comportamento em fadiga em função da localização da inclusão (adaptada de LAMBRIGHS et al, 2010).

A composição das inclusões se torna importante em dois diferentes fatores, na diferença do coeficiente de expansão térmica e nas propriedades mecânicas entre a inclusão e a matriz do material, o que gera concentração de tensões nestas interfaces e consequentemente iniciação de trincas de fadiga.

A melhora da resistência à fadiga dos materiais utilizados na indústria ferroviária é uma tendência dos fabricantes, entretanto, como é impossível produzir um material sem defeitos e inclusões, o controle do tamanho e quantidade destes fatores torna-se cada vez mais importante na busca pelas melhores propriedades em fadiga dos mesmos.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

Nesta pesquisa foram estudados dois processos de fabricação de rodas ferroviárias; fundição e forjamento; e dois materiais diferentes; um aço carbono comum (0,7% de C em peso) e este mesmo aço desgaseificado à vácuo com microadição de Nióbio e Molibdênio.

O processo de desgaseificação à vácuo tem o objetivo de reduzir os gases, principalmente o hidrogênio, e também como consequência reduzir a quantidade de inclusões forçando-as a flotar para a escória.

O material utilizado neste trabalho é denominado pela norma ferroviária AAR M-107 (2011) como Classe “C”, portanto, daqui em diante esta nomenclatura será utilizada para identificar este aço. Uma vez que no outro tipo de material a composição química se diferencia da Classe “C” somente pela adição de Nióbio e Molibdênio, sua identificação será feita pela adição da letra “M” de microligado à nomenclatura da classe original, sendo assim, o aço microligado será identificado como Classe “CM”.

De acordo com o material e o processo de fabricação utilizados foram definidas três condições para estudo, sendo uma roda fabricada com o material Classe “C” e pelo processo de forjamento, uma roda fundida com o material Classe “C” e uma roda forjada fabricada com o aço desgaseificado à vácuo Classe “CM”. As nomenclaturas das condições estudadas estão descritas na Tabela 3 e serão adotadas ao decorrer deste trabalho.

Tabela 3- Nomenclatura adotada para cada condição de material e processo de fabricação.

NOMENCLATURA	MATERIAL	PROCESSO DE FABRICAÇÃO
CW	Classe “C”	Forjamento (Wrought)
CC	Classe “C”	Fundição (Cast)
CMW	Classe “C” Microligado Desgaseificado à vácuo	Forjamento (Wrought)

3.2 Rodas ferroviárias

As rodas ferroviárias são fabricadas de acordo com as recomendações de normas técnicas, dentre as mais importantes podemos destacar a AAR M107 (2011) e a BS EN 13262 (2010).

No Brasil, a norma utilizada para fabricação de rodas de vagão e locomotivas é a AAR M107 (2011), que prevê dois processos de fabricação, forjamento à quente e fundição sob pressão. Neste trabalho foram utilizadas três rodas de vagão com diâmetro externo de 33”, sendo denominada pela especificação como R-33. Duas rodas foram fabricadas pelo processo de forjamento, uma com o material Classe “C” e outra com o Classe “CM” desgaseificado à vácuo, e uma roda foi fabricada com o aço Classe “C” pelo processo de fundição sob pressão em matriz de grafite.

As rodas ferroviárias são divididas em 5 partes importantes: pista de rolamento, friso, aro, disco e cubo, como pode ser observado na Figura 28.

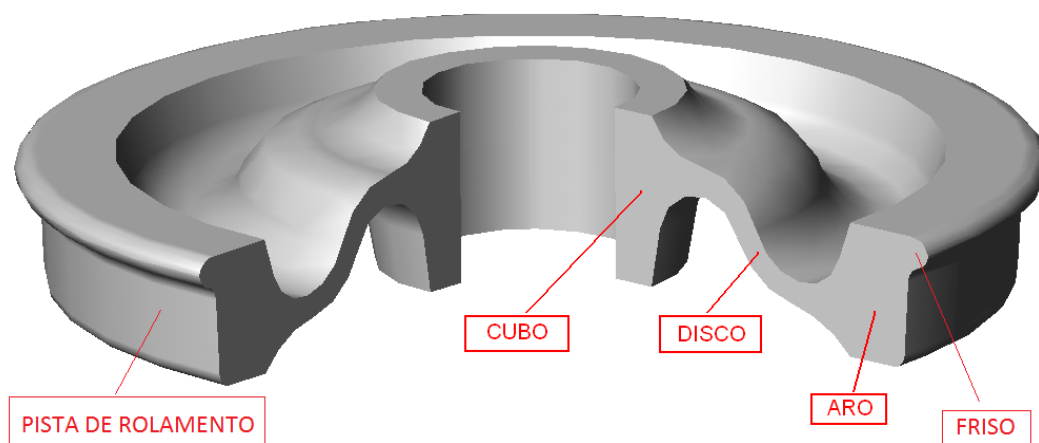


Figura 28 – Principais regiões de uma roda ferroviária.

Adotou-se para as três rodas estudadas a retirada dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e microestruturais na região do aro, pois esta é a que melhor representa as características da mesma, já que segundo as normas ferroviárias a roda deve ter somente a região do aro e pista de rolamento submetidas ao processo de têmpera.

3.3 Principais etapas do processo de fabricação

3.3.1 Forjamento a quente

O processo de forjamento inicia-se com o aquecimento dos blocos em um forno rotativo até aproximadamente 1250°C. Após a retirada do forno os blocos são prensados em duas etapas em prensa hidráulica de 6.000 toneladas com troca automática de matrizes entre as duas prensagens. As Figuras 29 e 31 mostram a sequência de deformação na 1ª e 2ª operações do forjamento respectivamente. O esquema da prensa e das matrizes (superior e inferior) é ilustrado na Figura 30 para a 1ª operação e na Figura 32 para a 2ª operação.

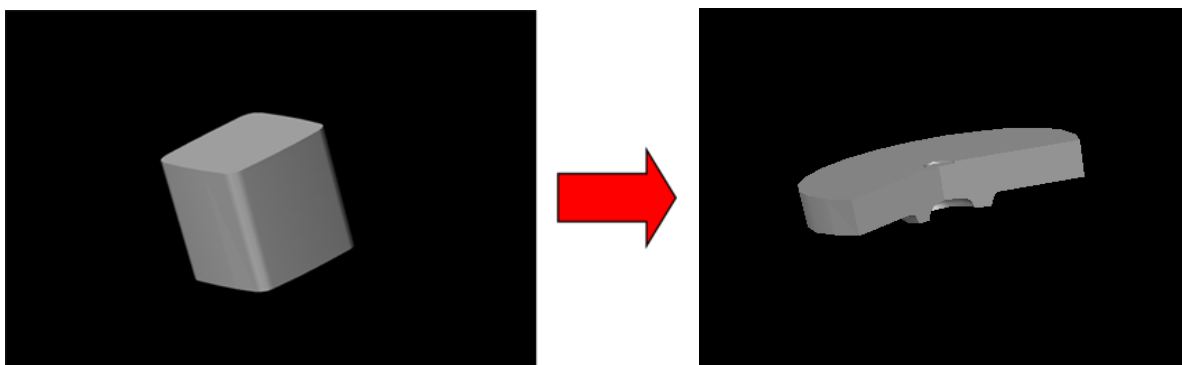


Figura 29 – Sequência de deformação na 1ª operação do forjamento.

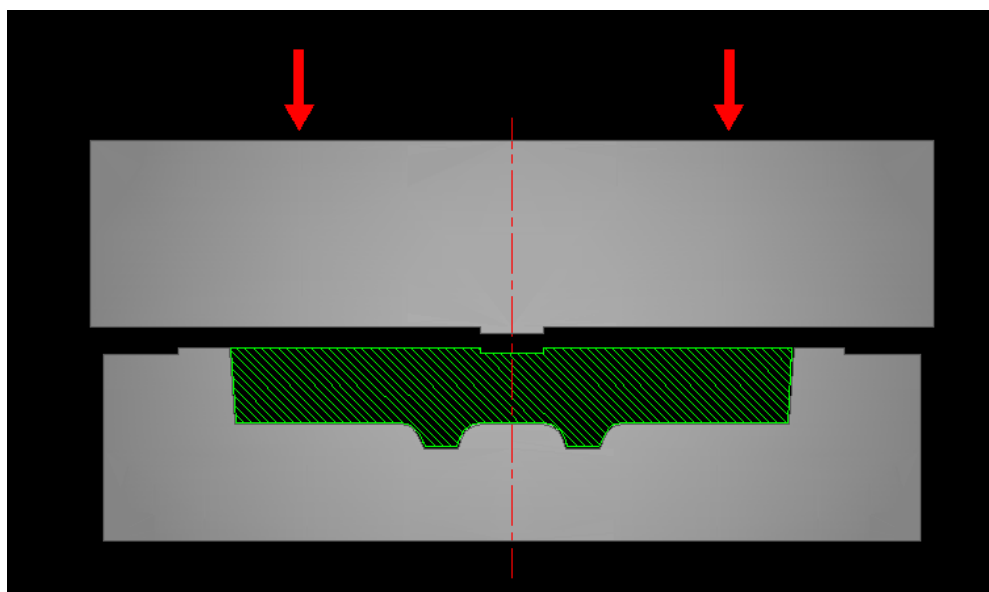


Figura 30 – Esquema da prensa e das matrizes inferior e superior na 1ª operação do forjamento.

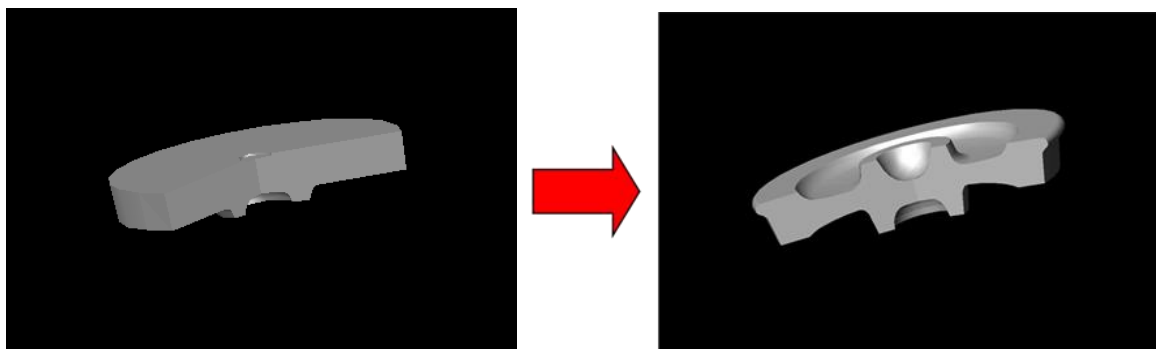


Figura 31 – Sequência de deformação na 2ª operação do forjamento.

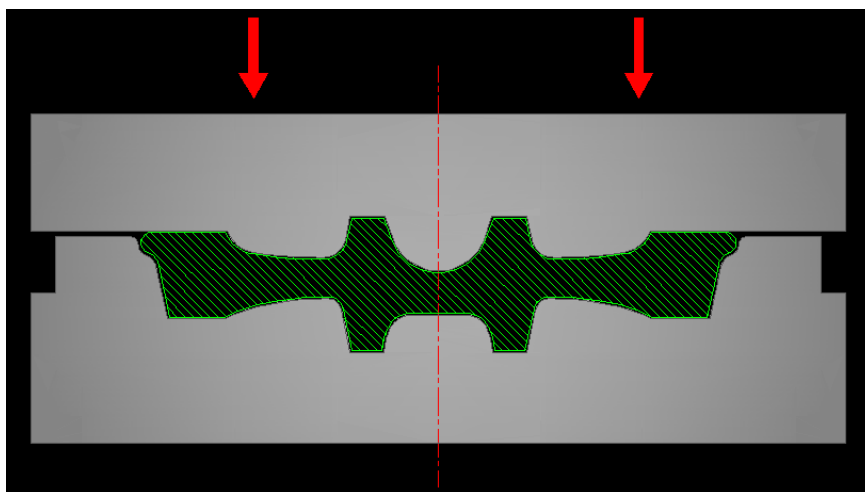


Figura 32 – Esquema da prensa e das matrizes inferior e superior na 2ª operação do forjamento.

A etapa seguinte é a laminação, onde são formadas a pista de rolamento e o friso pelo do deslocamento de material do disco para a região do aro da roda, através de rolos de laminação que trabalham simultaneamente durante o giro da mesma (Figuras 33 e 34).

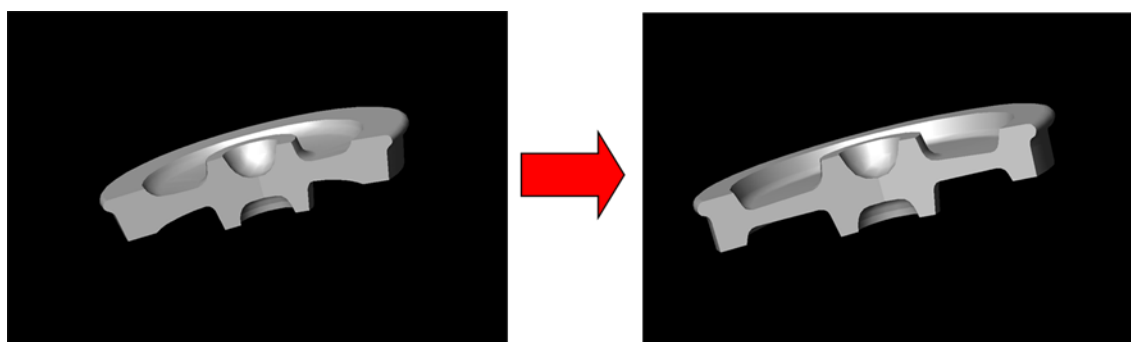


Figura 33 – Sequência de deformação na 3ª operação do forjamento (laminação).

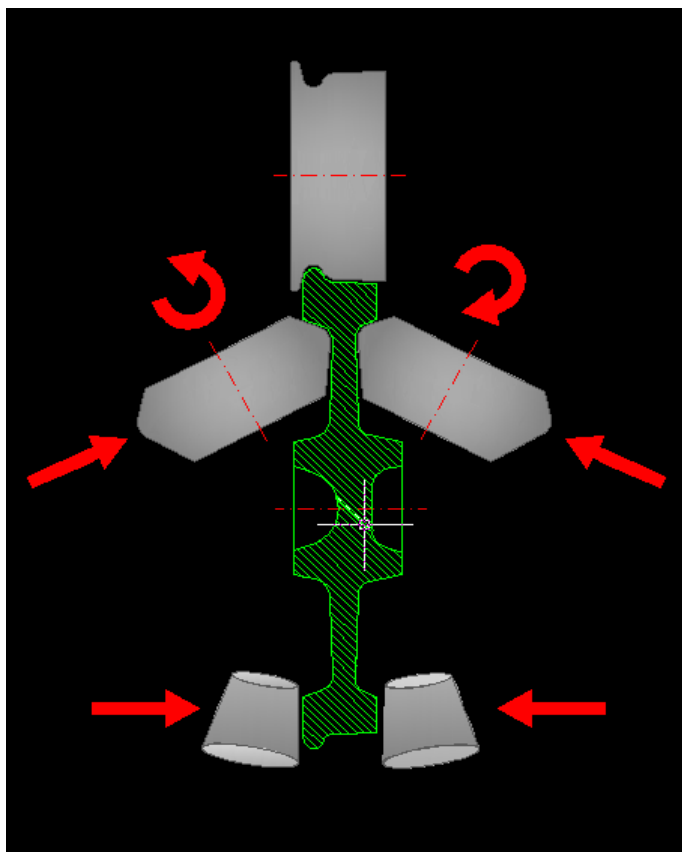


Figura 34 – Esquema da laminação e dos rolos na 3ª operação do forjamento.

A quarta e última operação do forjamento é a prensagem final da roda, onde é feita a conformação do disco e o puncionamento (cisalhamento) do furo da mesma. Esta operação é feita em uma prensa de 1560 toneladas e a temperatura após o término do processo fica entre 850 e 1000°C. A Figura 35 representa a conformação do disco da roda e o puncionamento do furo da mesma.

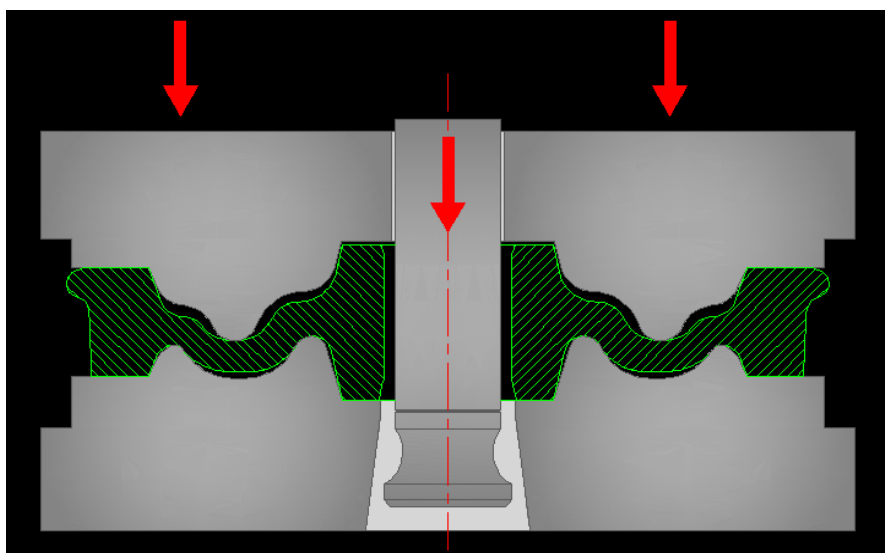


Figura 35 – Esquema das matrizes e do punção na 4ª operação do forjamento.

Após o término do processo de forjamento as rodas são colocadas em uma fossa refratária coberta a fim de proporcionar um resfriamento lento e controlado, evitando assim trincas térmicas (Figura 36).



Figura 36 – Fossa refratária de resfriamento.

A próxima etapa de fabricação das rodas forjadas é o tratamento térmico da pista, friso e aro da mesma. As normas ferroviárias requisitam que estas regiões sejam temperadas e revenidas com o objetivo de aumentar sua resistência mecânica e ao desgaste. O tratamento térmico das rodas foi realizado de acordo com a especificação AAR M-107 (2011) cujos tempos e temperaturas estão esquematizados na Figura 37.

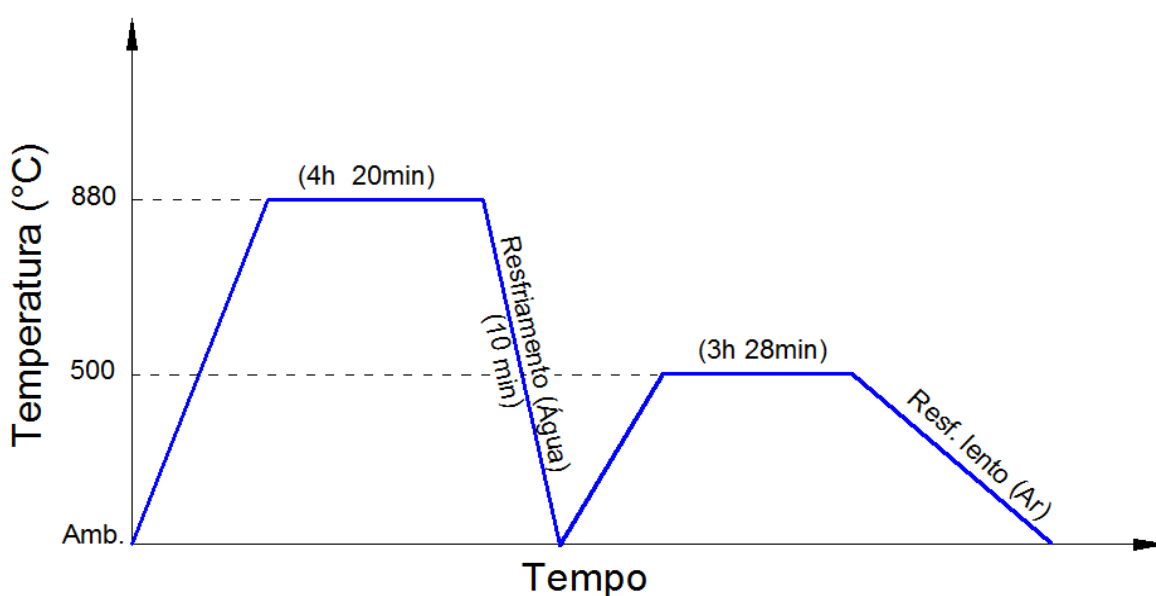


Figura 37 – Representação esquemática da rota de tratamento térmico das rodas ferroviárias (Têmpera e Revenimento).

A Figura 38 ilustra o processo de resfriamento com água durante o tratamento térmico de têmpera da roda, que é feito através de jatos pressurizados direcionados para a superfície de rolamento da mesma.

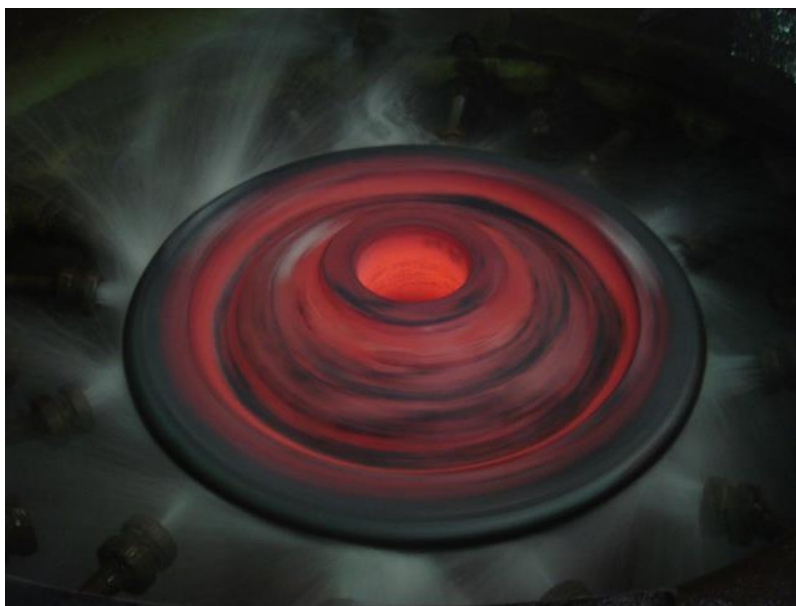


Figura 38 – Resfriamento durante o tratamento de têmpera da roda ferroviária.

Ao término do tratamento térmico as rodas são usinadas com o objetivo de retirar a camada superficial temperada da superfície de rolamento, cuja estrutura foi transformada em martensita (aproximadamente 3 mm) e que possui uma característica frágil o que ocasionariam problemas de trincas ao entrar em contato com o trilho ferroviário. As rodas passam também por rigorosos critérios de ensaios não destrutivos como ultra-som e partículas magnéticas. As características mecânicas podem ser testadas por meio de ensaios de dureza, tração, charpy e tenacidade à fratura, dependendo da especificação adotada em sua fabricação.

3.3.2 Fundição sob pressão

O processo de fundição sob pressão é realizado com um controle rigoroso de algumas variáveis como temperatura, tempo e pressão. A fabricação é dividida em diversas etapas, tendo início com a produção do aço onde o mesmo é vazado por gravidade em painéis especiais conforme mostrado na Figura 39, nesta etapa a temperatura do aço líquido chega em torno de 1700°C (RIBEIRO, 2008).



Figura 39 – Etapa de vazamento do aço para a panela (RIBEIRO, 2008)

Após o vazamento do aço líquido na panela, a próxima etapa é o vazamento deste aço no molde da roda ferroviária, que é composto por duas partes, inferior e superior, chamadas respectivamente de molde fundo e molde tampa conforme ilustrado na Figura 40. Os moldes são fabricados de grafite e são usinados, o que garante a todas as rodas fundidas as mesmas dimensões e tolerâncias.



Figura 40 – Ilustração do molde fundo e molde tampa. (RIBEIRO, 2008)

A panela com o metal fundido é colocada numa câmara chamada de tanque de vazamento e selada hermeticamente. O processo de vazamento do aço para a fabricação das rodas ferroviárias é mostrado conforme o esquema da Figura 41, e consiste basicamente na injeção de ar sob pressão controlada dentro do tanque de

vazamento, o que faz o aço da panela ser direcionado para os moldes através de um tubo de cerâmica até preencher todo o vazio interno formado pelos moldes de grafite.

Após a solidificação do aço nos moldes, a roda já está formada e passa pela operação de corte à quente dos massalotes, posteriormente a roda fundida segue as mesmas operações da roda forjada, tratamento térmico, acabamentos específicos de usinagem, ensaios não destrutivos (partículas magnéticas e ultrassom) e ensaios mecânicos, a fim de garantir a qualidade e os requisitos da norma de fabricação.

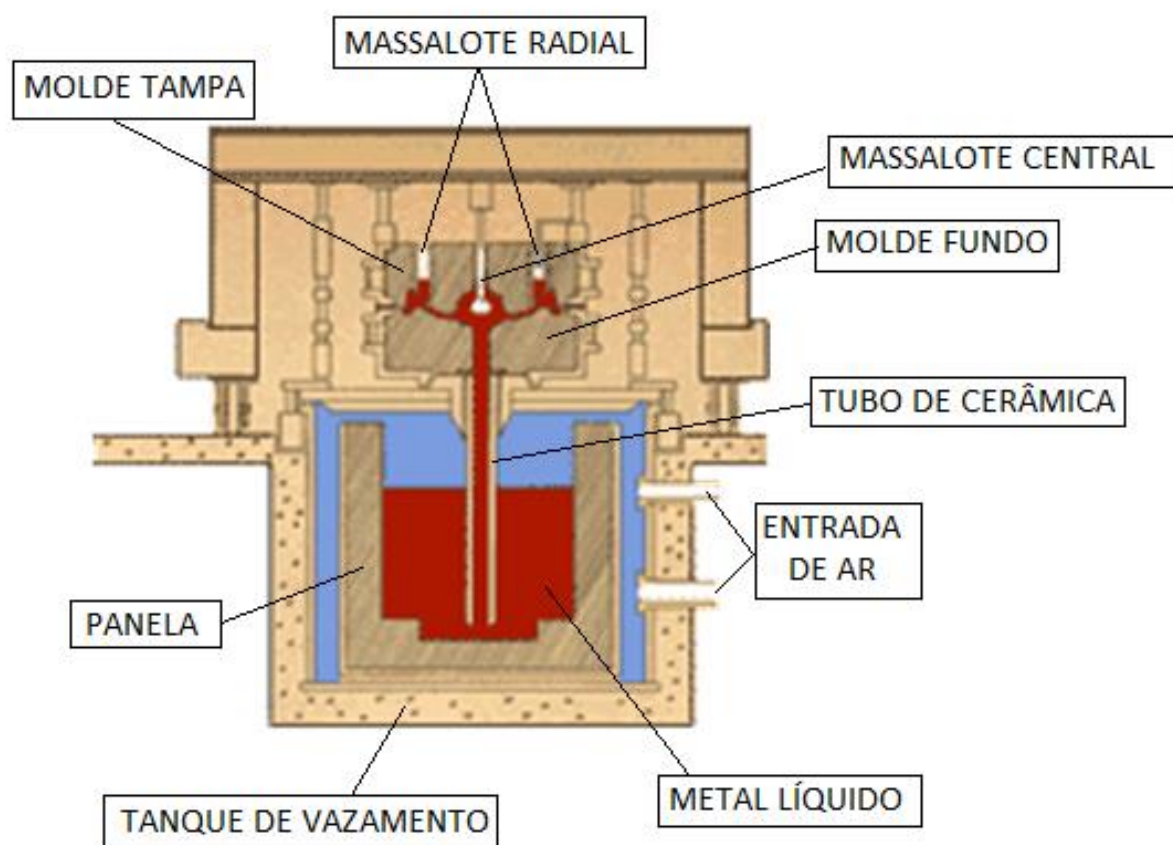


Figura 41 - Esquema do processo de vazamento de roda ferroviária fundida, através do processo de pressão controlada.

3.4 Análise química

As composições químicas dos materiais estudados foram realizadas nas dependências da empresa MWL Brasil, utilizando-se um espectrômetro de emissão óptica, marca ARL, modelo 3460 e software WinOE com análise de 21 elementos, onde se obteve as porcentagens em peso dos principais elementos constituintes dos aços pesquisados. Os resultados das análises químicas dos aços “CW”, “CC” e

“CMW” são mostrados na Tabela 4, onde também é apresentada a faixa dos elementos químicos especificada pela norma AAR M-107 (2011) a fim de facilitar a verificação da validação do processo produtivo. Através dos resultados obtidos conclui-se que os três aços utilizados neste trabalho estão de acordo com a especificação de fabricação ferroviária para o material Classe “C”. Nota-se no material “CMW” a presença de Nióbio e Molibdênio por se tratar de um aço microligado.

Tabela 4 – Composição química dos aços estudados (porcentagem em peso).

MATERIAL	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Cr%	Nb%	Mo%	Al%	Cu%
ESPECIFICADO AAR M-107	0,67 0,77	0,60 0,90	0,030 máx.	0,005 0,040	0,15 1,00	0,25 máx.	-----	-----	0,06 máx.	0,35 máx.
CW	0,712	0,806	0,016	0,013	0,272	0,179	----	----	0,009	0,118
CC	0,719	0,731	0,021	0,012	0,553	0,043	----	----	0,009	0,022
CMW	0,754	0,791	0,011	0,019	0,315	0,250	0,009	0,129	0,017	0,075

3.5 Análise microestrutural

As amostras utilizadas na análise microestrutural foram retiradas dos corpos de prova de tração após o ensaio dos mesmos. A região analisada foi a “cabeça” do corpo de prova conforme ilustrado na Figura 42. Este procedimento de retirada das amostras metalográficas dos corpos de prova de tração é comum e previsto em diversas especificações ferroviárias, incluindo a norma AAR M-107 (2011) que foi utilizada para fabricação das rodas estudadas neste trabalho.

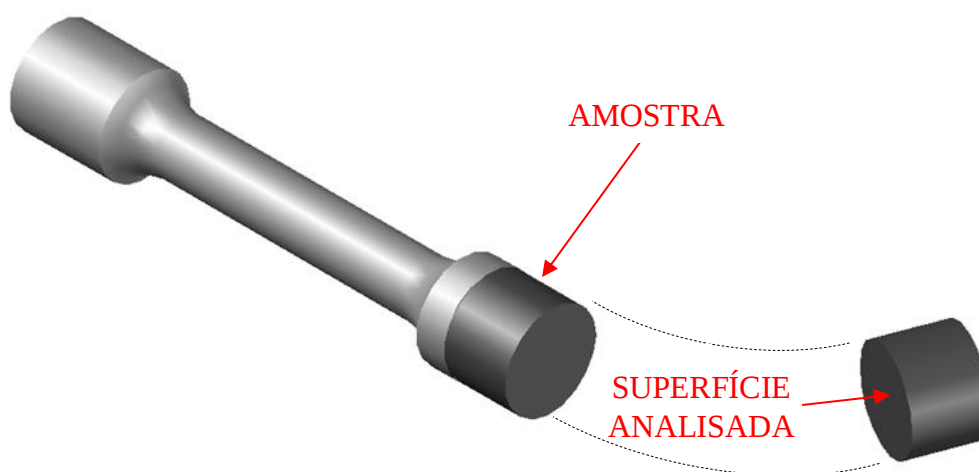


Figura 42 – Croqui de retirada da amostra metalográfica da “cabeça” do corpo de prova de tração.

A preparação das amostras e a análise da microestrutura dos materiais foram realizadas no Laboratório Metalográfico da empresa MWL Brasil. As amostras submetidas aos exames de metalografia foram lixadas em uma sequência de granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200, dentro do procedimento convencional. O polimento fino foi realizado em pasta de diamante com granulometria de 1 e 3 μm . O microscópio óptico utilizado foi da marca Zeiss, com ampliação máxima de 1000x, modelo Axiovert 40mat, assistido pelo software AxioVision 4.8.2. As amostras foram atacadas com o reagente Nital 2%. O Nital revela a ferrita com uma cor branca e os produtos transformados com uma cor escura.

3.5.1 Tamanho de grão austenítico

Para a verificação do tamanho de grão austenítico foi feita uma têmpera nas amostras dos aços estudados. O procedimento adotado para a retirada das amostras foi o mesmo da análise microestrutural, ou seja, retirou-se da “cabeça” do corpo de prova de tração.

As amostras foram aquecidas, individualmente, até a temperatura de 790°C durante 15 minutos. A temperatura de 790°C foi adotada pois é a temperatura de transformação da estrutura perlítica para austenítica destes aços ferroviários Classe “C” conforme levantado por VILLAS BÔAS (2010). O resfriamento foi realizado mergulhando as amostras aquecidas em um recipiente com água na temperatura ambiente.

Prosseguindo com o ensaio, os corpos de prova foram preparados para análise metalográfica (lixamento e polimento) sendo posteriormente atacados para revelar o tamanho de grão austenítico. O ataque foi realizado utilizando uma solução composta por 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 preparada. Aqueceu-se a solução até 50°C mantendo durante 5 minutos o ataque nestas condições.

O microscópio óptico utilizado para a realização das imagens foi o mesmo da análise microestrutural.

As medidas do tamanho de grão foram obtidas através do método de interceptos lineares em 10 diferentes regiões (CUNHA, 2009), utilizando a equação (3.1).

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

sendo:

- D_{γ} => o diâmetro do grão austenítico (μm);
 L_T => comprimento da linha teste (60 mm);
 I => n° de intersecções entra a linha teste e os contornos de grão;
 A => ampliação no microscópio.

3.5.2 Determinação do nível de inclusões não-metálicas

A análise do nível de inclusões não-metálicas foi realizada em 6 amostras para cada condição de material estudada e seguiu as recomendações das especificações BS EN 13262 (2010) e ISO 4967 (1998), sendo as amostras retiradas conforme Figura 43.

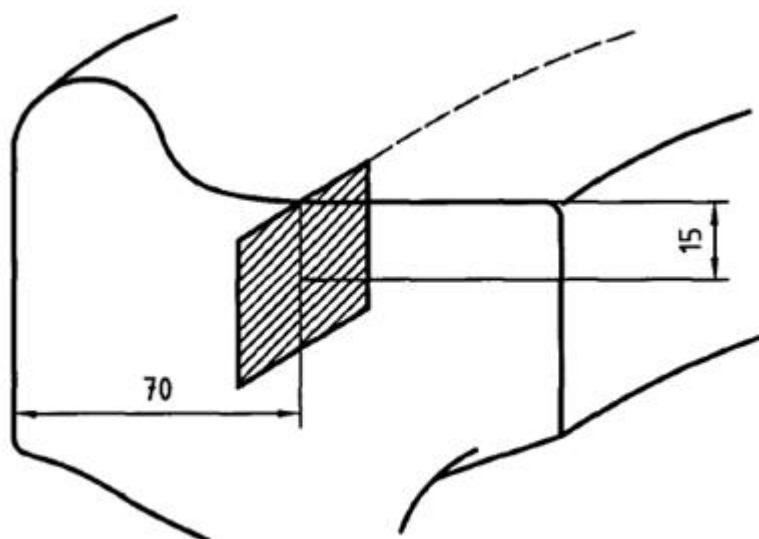


Figura 43 – Posição da retirada das amostras utilizadas na análise de inclusões não-metálicas.

As amostras utilizadas na análise possuíam uma área polida de aproximadamente 200 mm^2 (20 x 10 mm), conforme recomendações da norma ISO 4967 (1998). A

preparação da superfície seguiu o mesmo procedimento utilizado nas análises microestruturais (lixamento e posterior polimento), porém, nenhum tipo de ataque foi realizado nas superfícies após o polimento conforme especificações técnicas. As amostras após preparadas foram observadas em microscópio óptico com aumento de 100x, cuja superfície foi totalmente analisada. O microscópio óptico utilizado para a realização das imagens foi o mesmo da análise microestrutural.

O método utilizado para classificação do nível de inclusões foi o método “A”, indicado na norma ferroviária BS EN 13262 (2010) e descrito na ISO 4967 (1998). Tal método é conhecido como o método do “pior campo”, ou seja, a superfície da amostra é analisada totalmente e procura-se independentemente para cada tipo de inclusão a mais alta concentração contida na superfície analisada. Este “pior campo” é então classificado por um número que representa a quantidade de inclusão e o aspecto fino ou grosso da mesma, ambas as características são classificadas através de comparação com diagramas previstos na norma ISO 4967 (1998).

3.6 Ensaio de tração

Os corpos de prova para o ensaio de tração cuja geometria está indicada na Figura 44, foram usinados segundo a norma ASTM E8/E8M (2011) e BS EN 13262 (2010). Foram preparados cinco corpos de prova por condição do material e os mesmos retirados da região do aro da roda conforme ilustrado nas Figuras 45 e 46.

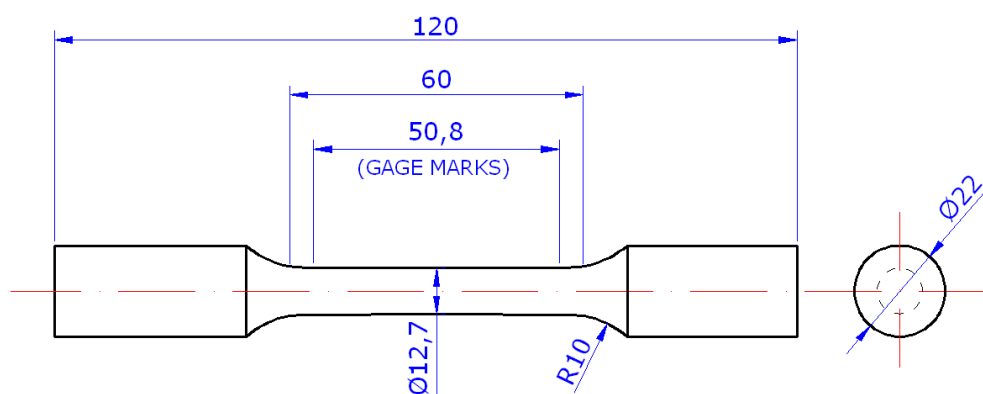


Figura 44 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração (dimensões em milímetros).

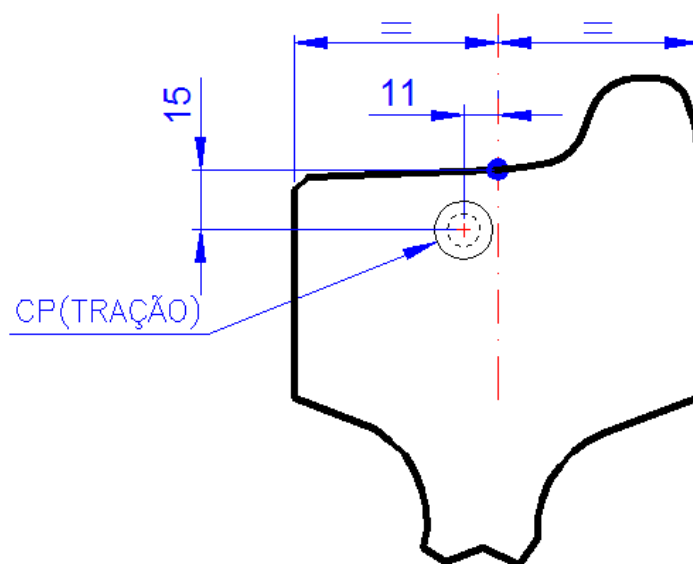


Figura 45 – Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração

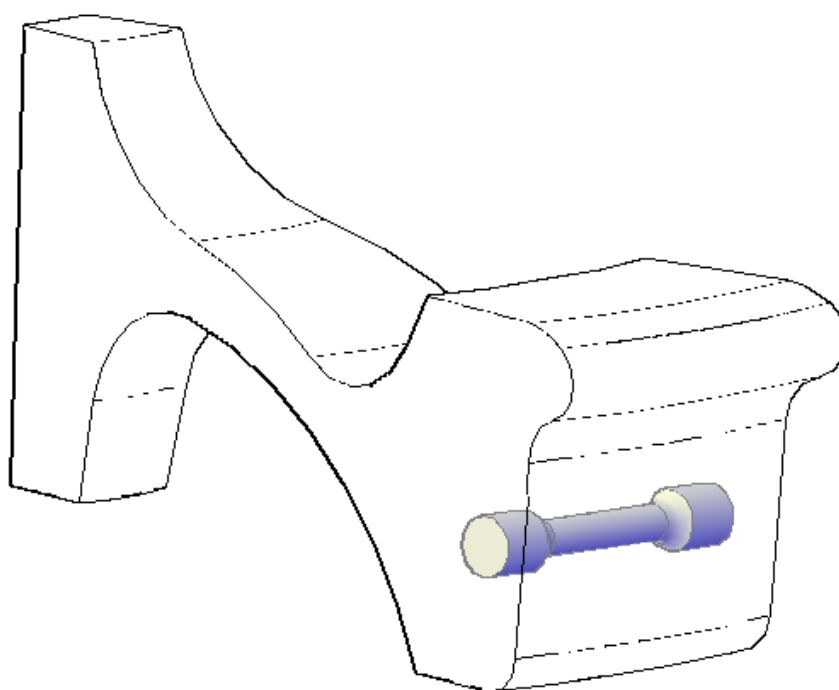


Figura 46 – Croqui da localização dos corpos de prova de tração na região do aro das rodas ferroviárias.

Para os ensaios foi utilizada uma máquina de tração da marca LOSENHAUSEN, com capacidade para 40 toneladas, onde foram determinados os parâmetros de limite de resistência a tração (σ_T), limite de escoamento (σ_e), alongamento total (A) e redução de área (RA). Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente, sendo o

alongamento e a redução de área medidos conforme a norma ASTM A370 (2012). O alongamento foi determinado com o auxílio de marcas feitas ao longo da parte central do corpo de prova, conforme mostrado na Figura 44 (“gage marks”), e foi determinado através da medição da distância entre tais marcas antes do ensaio e após o rompimento da amostra, unindo-se as partes separadas. A redução de área foi determinada pela medição do diâmetro do corpo de prova antes do ensaio e após seu rompimento, através da união das partes.

3.7 Ensaio de tenacidade à fratura

Foram realizados ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente, para os três materiais estudados neste trabalho. Os corpos de prova utilizados foram do tipo tração compacto C(T) com entalhe reto e foram confeccionados de acordo com o estabelecido pela norma ASTM E 399 (2012) cuja geometria está esquematizada na Figura 47. A retirada das amostras foi feita de acordo com as normas ferroviárias BS EN 13262 (2010) e UIC-812-3 (2011) conforme Figuras 48 e 49.

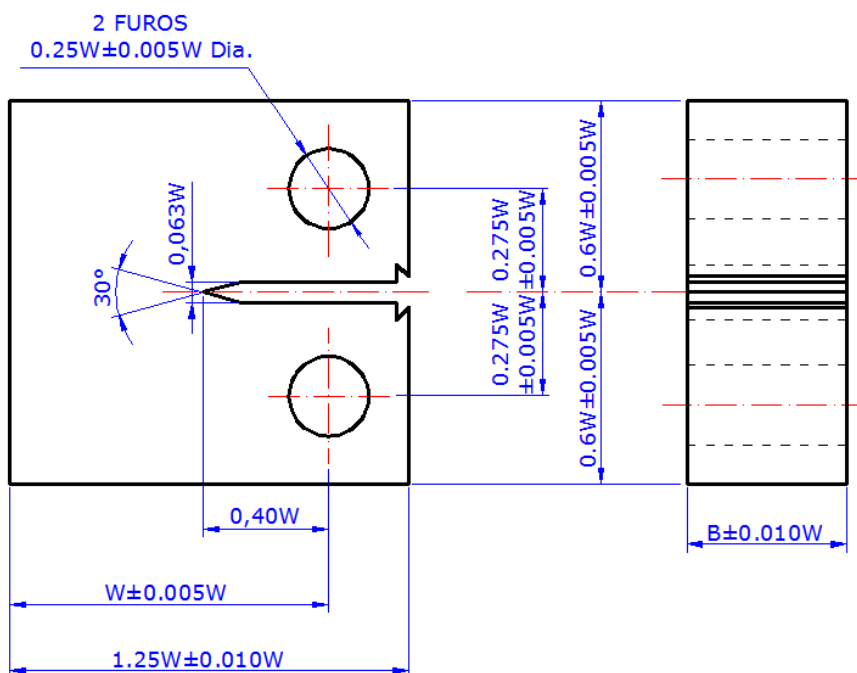


Figura 47 - Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto (CT) utilizado nos ensaios de mecânica da fratura. $W = 50$ mm e $B = 25$ mm

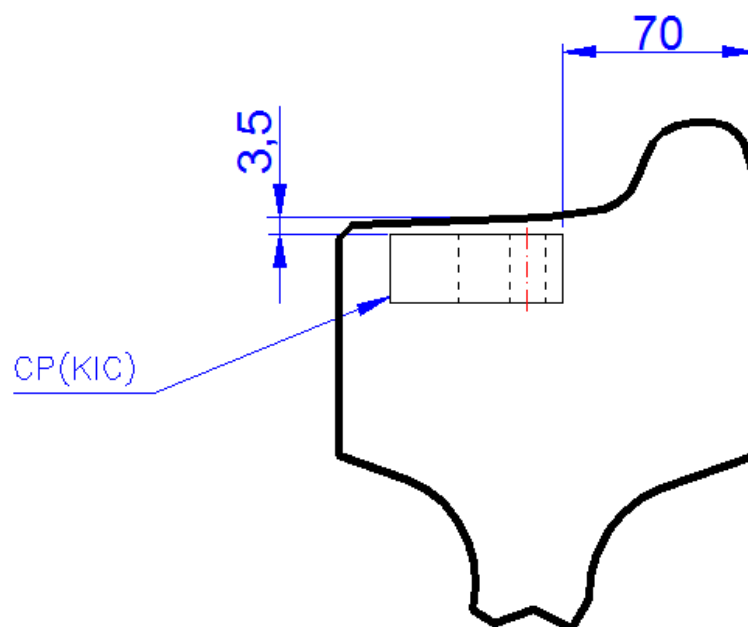


Figura 48 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura (dimensões em milímetros).

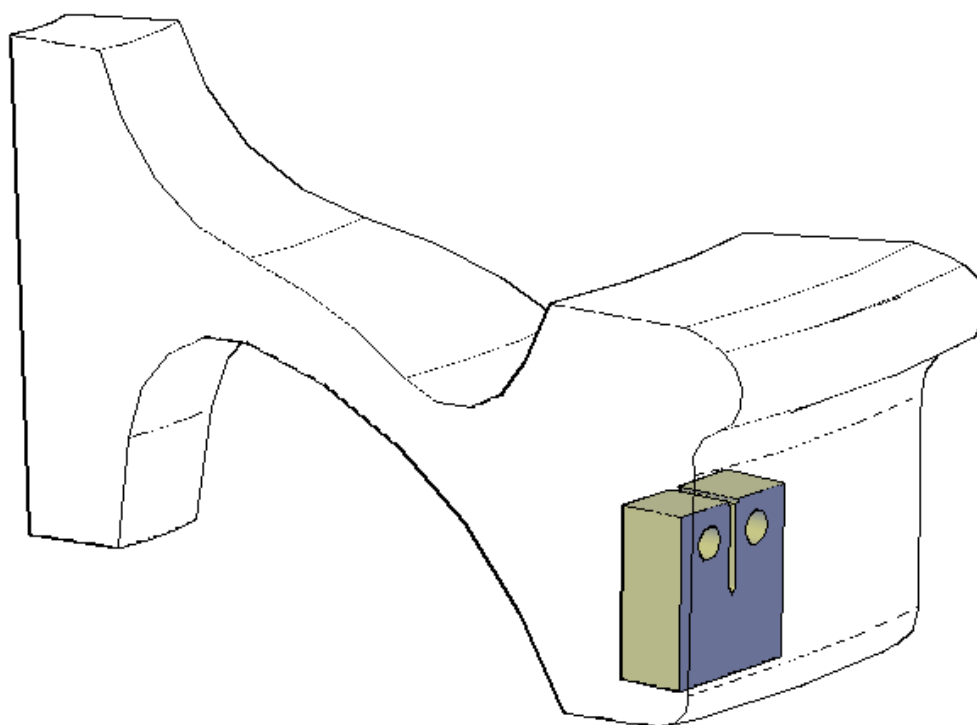


Figura 49 – Croqui da localização dos corpos de prova de tenacidade à fratura na região do aro das rodas ferroviárias.

Para os ensaios foi utilizada uma máquina servo-hidráulica da marca INSTRON, modelo 8801, com capacidade para 10 toneladas e um extensômetro (“clip-on-gauge”)

INSTRON, conforme mostrados nas Figuras 50 e 51. Foram realizados quatro ensaios para cada condição estudada, sendo o valor de K_C uma média aritmética dos resultados obtidos em cada ensaio, conforme recomendado pela norma ASTM E 399 (2012).

Primeiramente, foram nucleadas as pré-trincas de fadiga com razão de carga de 0,1 e frequência de 10 Hz. Obedeceu-se os requisitos da norma ASTM E 399 (2012) quanto ao tamanho da pré-trinca; que deve estar entre $0,45W$ e $0,55W$ incluindo o comprimento do entalhe mais a trinca por fadiga; e do fator de intensidade de tensão máximo, K_{max} , que deve ser de no máximo 80% do valor estimado de K_C para o estágio inicial da pré-trinca e de 60% de K_C estimado para os 2,5% do comprimento final da mesma. Neste trabalho o tamanho da pré-trinca de fadiga foi de 22,5 mm à 27,5 mm, sendo em função da dimensão “ W ” do corpo de prova. As cargas utilizadas durante o pré-trincamento são apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 – Cargas utilizadas durante o pré-trincamento dos corpos de prova.

Material	Estágio inicial da pré-trinca (aprox. 80% de K_C)	Estágio final da pré-trinca (aprox. 60% de K_C)
“CW”, “CC” e “CMW”	18,5 kN	13,9 kN



Figura 50 – Máquina servo hidráulica INSTRON utilizada nos ensaios de mecânica da fratura.

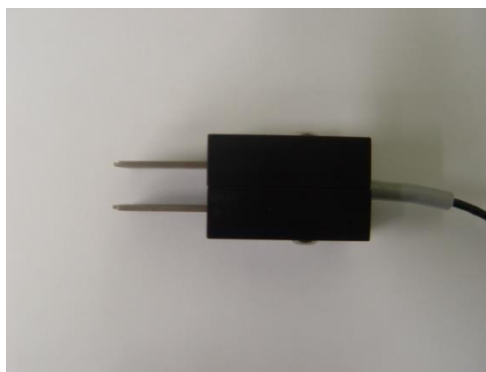


Figura 51 – Extensômetro INSTRON utilizado nos ensaios.

Após a obtenção da pré-trinca por fadiga, os corpos de prova foram submetidos a um carregamento monotônico, onde se obteve uma curva experimental da carga em função do deslocamento de abertura da trinca. A Figura 52 ilustra os tipos principais de curvas carga-deslocamento de abertura da trinca que normalmente são obtidas por este ensaio. A carga P_5 é obtida pela interseção da curva carga-deslocamento de abertura da ponta da trinca com uma reta com inclinação 5% menor em relação a parte linear inicial da curva obtida pelo ensaio. Com a definição de P_5 é possível definir a carga P_Q que será utilizada para os cálculos de K_{IC} . A carga P_Q é definida em função do tipo de curva obtida, P_Q será igual a P_5 para as curvas do tipo I, será igual a carga máxima antes da ocorrência do primeiro “pop-in” para o caso das curvas do tipo II, e igual a P_{max} para curvas do tipo III. Uma vez definido o valor de P_Q , o valor de K_Q é calculado através das equações (3.2) e (3.3) para os corpos de prova do tipo C(T).

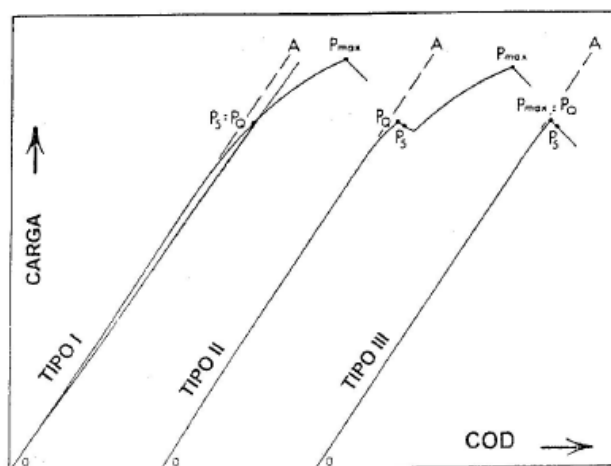


Figura 52 - Principais tipos de curvas carga - deslocamento de abertura da boca da trinca obtidas no ensaio K_{IC} (adaptada da ASTM E399, 2012).

$$K_Q = \left(\frac{P_Q}{B.W^{1/2}} \right) f(a/W) \quad (3.2)$$

$$f(a/W) = \frac{(2 + a/W) [0,886 + 4,64(a/W) - 13,32(a/W)^2 + 14,72(a/W)^3 - 5,6(a/W)^4]}{[1 - (a/W)]^{3/2}} \quad (3.3)$$

onde:

K_Q - Fator de intensificação de tensão [MPa√m]

P_Q - Carga [KN]

B - Espessura do corpo de prova [cm]

a - Comprimento da trinca [cm]

W - Largura do corpo de prova [cm]

O valor de K_Q será igual a K_{IC} se todos os requisitos da norma forem satisfeitos. A norma ASTM E399 (2012) estabelece três critérios básicos que devem estar em conformidade e que se referem ao tamanho da pré-trinca, espessura do corpo de prova e relação P_{max}/P_5 , conforme segue:

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.4)$$

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.5)$$

$$\frac{P_{\max}}{P_5} < 1,1 \quad (3.6)$$

Se algum desses requisitos não for satisfeito o valor de K_Q não é válido como K_{IC} , porém, na área ferroviária as normas aceitam o valor de K_Q como um resultado válido de propriedade mecânica dos materiais. Em diversas literaturas a nomenclatura K_Q é substituída por K_C , quando a validade de K_{IC} não é alcançada. Neste trabalho será usada a nomenclatura K_C para tratar dos resultados de Tenacidade à Fratura. Foi mantido nesta pesquisa o ensaio de K_{IC} , uma vez que outras técnicas de ensaio como CTOD e Integral J, não são comumente utilizadas no meio ferroviário.

3.8 Análises fractográficas

As análises das superfícies de fratura dos corpos de prova de fadiga foram realizadas no Laboratório de Metalografia e Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) nas dependências do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP, utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Zeiss, modelo Evo LS15, por meio da observação direta da superfície de fratura e da utilização da imagem obtida através do software Smartsem.

As amostras analisadas tiveram a superfície de fratura protegidas com verniz incolor após o rompimento no ensaio de fadiga a fim de evitar oxidação. Antes da análise no MEV, foi feita a remoção do verniz em ultrassom, utilizando-se um banho de 13 minutos em acetona e outro banho de 8 minutos em álcool isopropílico. Foi utilizado jato de nitrogênio analítico grau 5.0 para secar as amostras. As análises no microscópio (MEV) foram realizadas no modo alto vácuo.

3.9 Ensaio de impacto Charpy

Foram realizados ensaios de impacto tipo Charpy com entalhe em “U”, de acordo com a norma ferroviária BS EN 13262 (2010) e ASTM E-23 (2012), cujo corpo de prova está representado na Figura 53. Os ensaios foram realizados em

temperatura ambiente em cinco corpos de prova para cada posição de retirada: “A”, “B” e “C” provenientes das divisões da roda “1”, “2”, “3” “4” e “5”, conforme ilustrado nas Figuras 54 e 55.

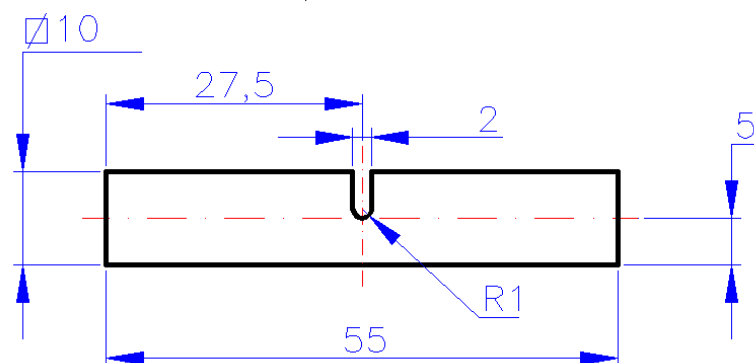


Figura 53 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios impacto Charpy (dimensões em milímetros).

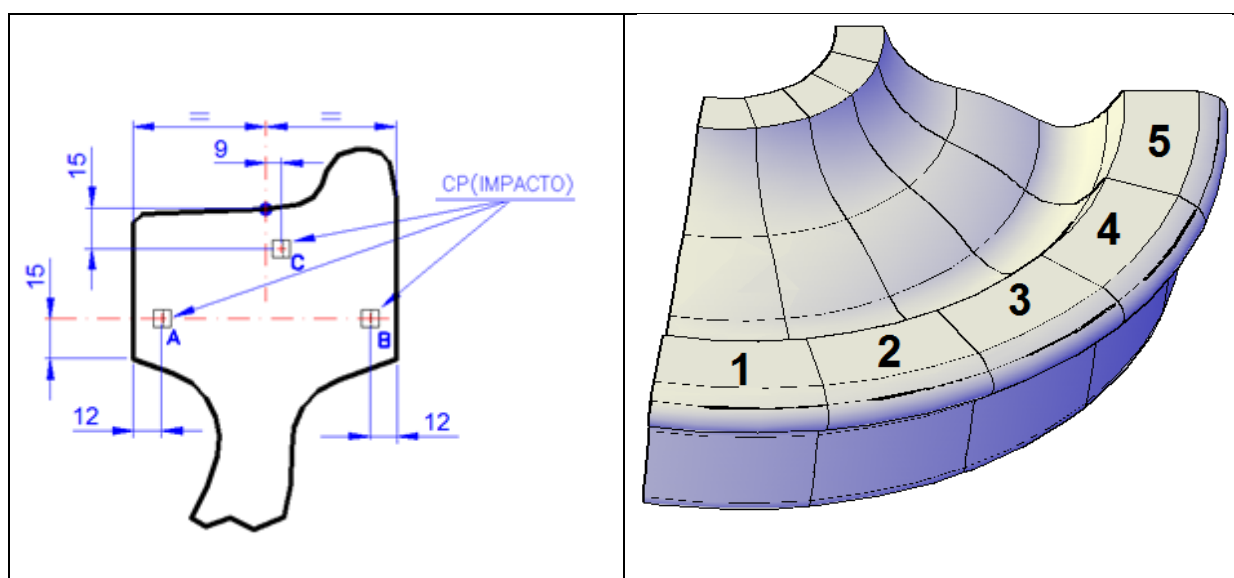


Figura 54 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto Charpy (dimensões em milímetros).

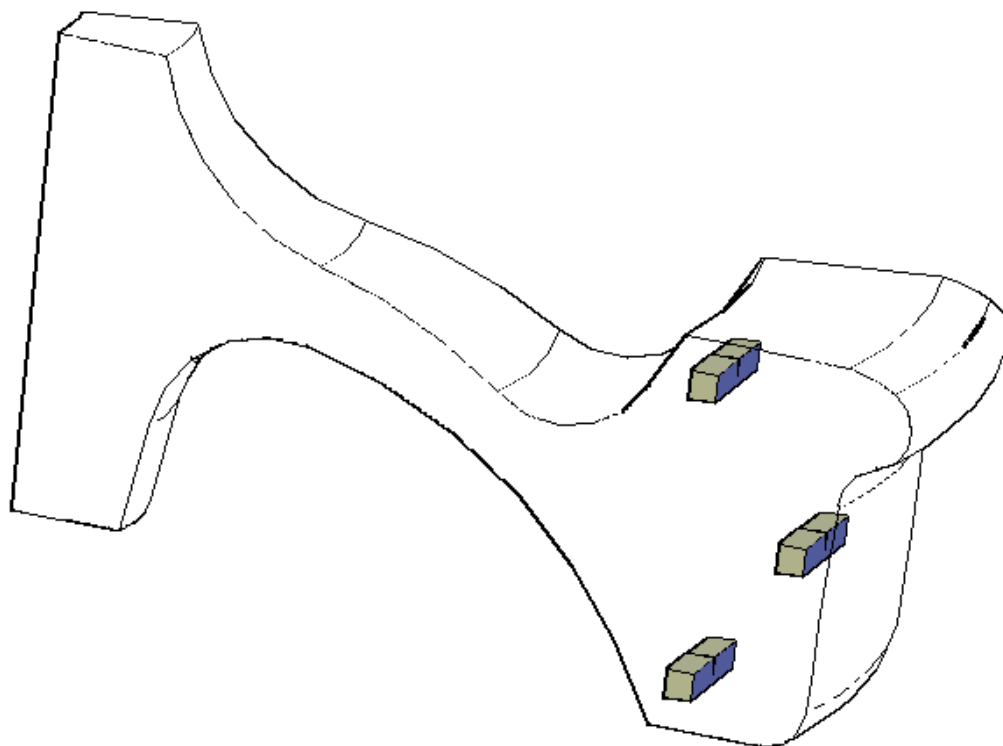


Figura 55 – Croqui da localização dos corpos de prova de impacto Charpy na região do aro das rodas ferroviárias.

Os testes foram realizados utilizando-se um pêndulo de impacto LOS, modelo PSW, capacidade máxima para carga de 294 J. Após o ensaio Charpy, as superfícies de fratura foram protegidas com verniz incolor a fim de preservar as características caso fossem necessárias posteriores análises fractográficas.

3.10 Ensaio de dureza

A dureza foi medida em uma máquina Wolpert tipo HT com escala em Rockwell C. Para realização dos ensaios foram retiradas três secções da região do aro, uma de cada roda estudada, para posterior preparação e medição de dureza. Foram feitas cinco medidas distantes 5 mm umas das outras no sentido do centro da roda, sendo que a primeira impressão foi realizada com 10 mm de distância da pista de rolamento. As medidas foram realizadas em três linhas conforme ilustrado na Figura 56.

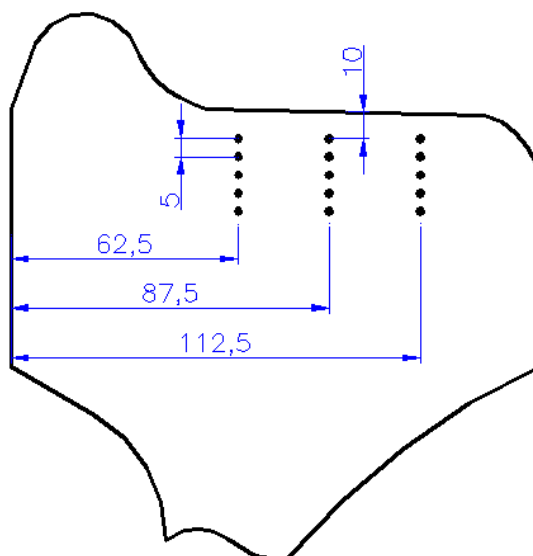


Figura 56 - Posição das medições de dureza no aro das rodas (dimensões em milímetros).

3.11 Ensaio de fadiga axial

Os ensaios de fadiga axial foram realizados de acordo com as normas ASTM E466 (2007) e ASTM E739 (2010), em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS, modelo FlexTest 40, com capacidade para 25 toneladas, apresentada na Figura 57. O carregamento utilizado foi tipo senoidal de amplitude constante com controle de carga, sendo a frequência dos ensaios de 26 Hz e razão de carregamento $R = 0,1$, conduzidos na temperatura ambiente.



Figura 57 – Máquina servo hidráulica MTS utilizada nos ensaios de fadiga.

Para o levantamento das curvas S-N nos ensaios de fadiga foram utilizados no mínimo 5 níveis de tensão para cada condição de material, e 3 corpos de prova para cada nível de tensão. O limite de resistência à fadiga foi definido em 10^6 ciclos sem que ocorresse a fratura do corpo de prova.

Os corpos de prova utilizados para os ensaios de fadiga axial foram confeccionados de acordo com o estabelecido pela norma ASTM E466 (2007) cuja geometria está esquematizada na Figura 58. A retirada das amostras foi feita na região do aro da roda conforme Figuras 59 e 60, em 8 secções num total de 24 corpos de prova por roda estudada.

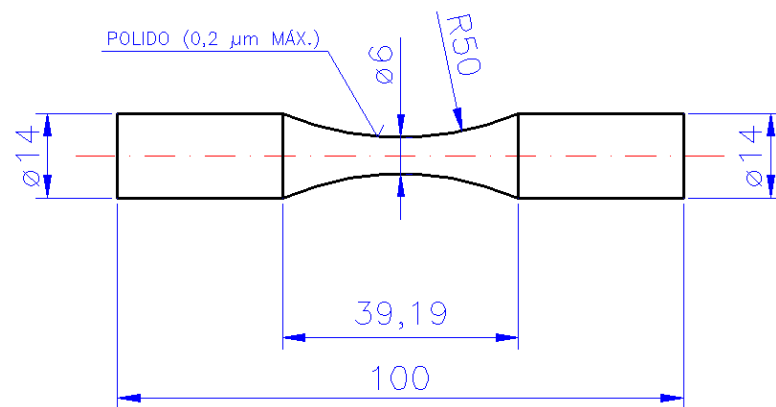


Figura 58 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios fadiga axial (dimensões em milímetros).

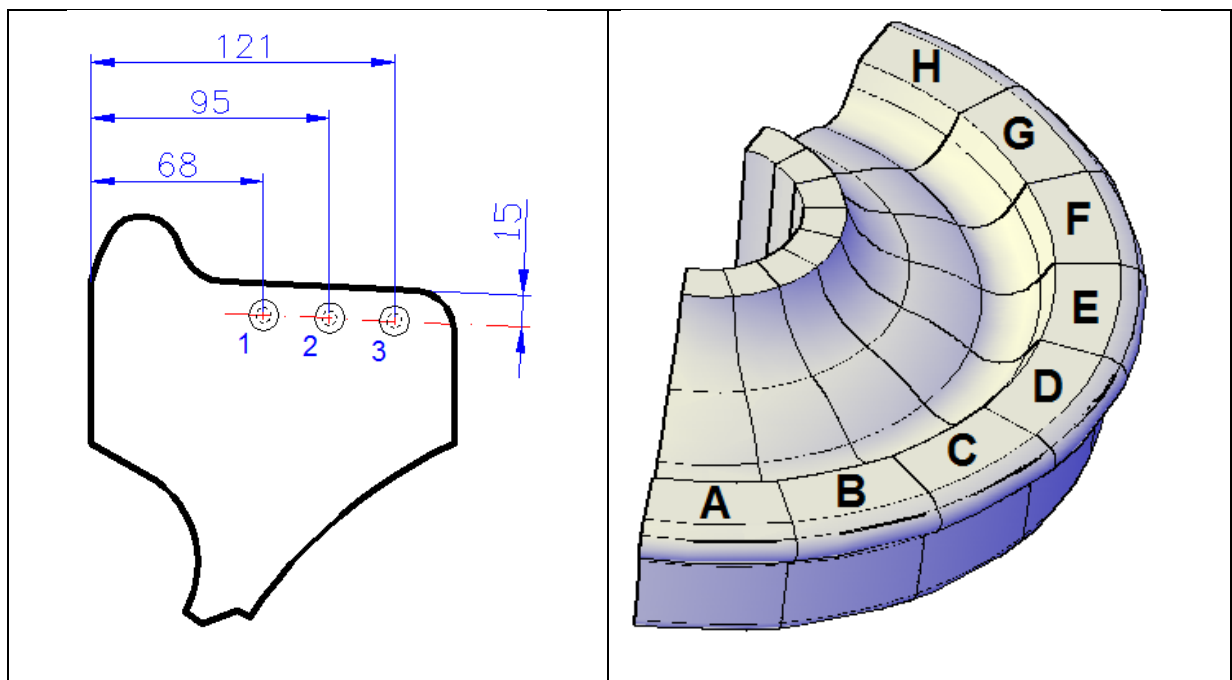


Figura 59 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga axial (dimensões em milímetros).

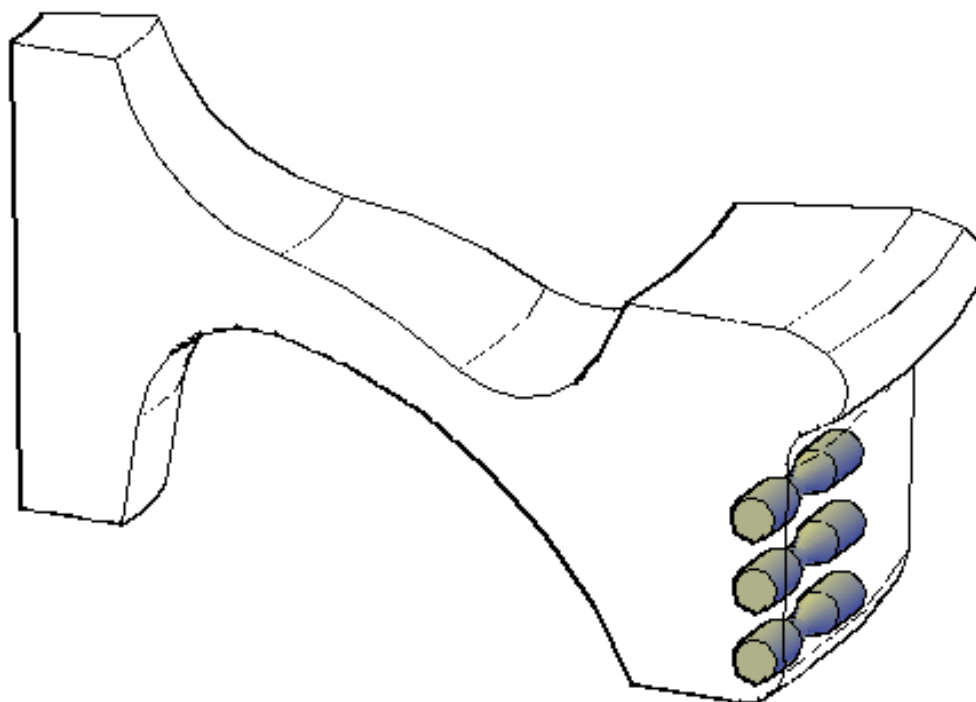


Figura 60 – Croqui da localização dos corpos de prova de fadiga na região do aro das rodas ferroviárias.

A quantidade mínima ensaiada de 15 corpos de prova e 5 níveis de tensões foi definida com base na norma ASTM E739 (2010), que faz recomendação quanto à porcentagem de repetitividade (*replication*) para o levantamento da curva S-N. A porcentagem de repetitividade é calculada pela Equação 3.7, sendo que neste trabalho o valor foi de 66,7%, classificada pela norma como “Dados de Projeto Aceitáveis”.

$$\%R \text{ (Repetitividade)} = 100 \cdot \left\{ 1 - \left(\frac{n^{\circ} \text{ de níveis de tensão}}{n^{\circ} \text{ total de corpos de prova ensaiados}} \right) \right\} \quad (3.7)$$

A apresentação dos resultados dos ensaios de fadiga axial foi feita conforme recomendações das normas ASTM E468 (2011), ASTM E466 (2007) e ASTM E739 (2010).

3.12 Análise estatística dos resultados de fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga foram tratados estatisticamente de acordo com a norma ASTM E739 (2010), que prevê o cálculo e a construção de um intervalo de confiança sobre a curva S-N baseado nos resultados experimentais. O nível de confiança usado neste trabalho foi de 95%, este valor é previsto na norma ASTM E739 (2010) e foi escolhido por proporcionar uma elevada confiabilidade aos resultados obtidos na pesquisa.

Para que o método estatístico previsto na especificação seja aplicável, as seguintes condições devem ser atendidas:

- a-) A vida em fadiga precisa ser um dado aleatório;
- b-) Não podem ser incluídos na análise estatística resultados de corpos de prova suspensos ou que atingiram vida infinita;
- c-) Seja possível descrever a curva S-N na forma $Y=A +BX$, sendo a variável independente X correspondente à amplitude de tensão e a variável dependente Y correspondente ao número de ciclos até a falha;
- d-) A vida em fadiga seja descrita por uma distribuição log-Normal;
- e-) A variância da distribuição seja constante.

Para atender o item “b” acima, os resultados dos corpos de prova que atingiram 10^6 ciclos (vida infinita), não foram incluídos na análise estatística.

A análise estatística proposta é baseada no modelo linear da curva S-N dada por:

$$Y = A + BX \quad (3.8)$$

onde:

Y => variável dependente (ciclos);

X => variável independente (tensão);

A e B => constantes que dependem do material;

sendo

A => coeficiente linear da reta;

B => coeficiente angular da reta.

As estimativas dos valores máximos dos coeficientes A e B podem ser determinadas por:

$$\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B}\bar{X} \quad (3.9)$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \quad (3.10)$$

Onde:

(^) => denota valor estimado;

(^) => denota valor médio;

(X_i) => $\log S_i$;

(Y_i) => $\log N_i$;

k => número de corpos de prova ensaiados.

O cálculo de $\bar{X}$ e $\bar{Y}$ é dado por:

$$\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^k X_i}{k} \quad (3.11)$$

$$\bar{Y} = \frac{\sum_{i=1}^k Y_i}{k} \quad (3.12)$$

3.12.1 Intervalos de confiança de $\hat{A}$ e $\hat{B}$

Os intervalos de confiança para os parâmetros $\hat{A}$ e $\hat{B}$ são calculados de acordo com as equações abaixo:

$$\hat{A} \pm t_p \hat{\sigma} \left[\frac{1}{k} + \frac{\bar{X}^2}{\sum_{i=1}^k (X - \bar{X})^2} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3.13)$$

$$\hat{B} \pm t_p \hat{\sigma} \left[\sum_{i=1}^k (X - \bar{X})^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3.14)$$

O parâmetro t_p é obtido da Tabela 6, entrando com os graus de liberdade (n); que é calculado por: $n = k - 2$; e com a probabilidade (P) relacionada com nível de confiança, que neste trabalho é de 95%. O valor de t_p destacado na Tabela 6 refere-se a $n = 10$, pois $k = 12$ (total de corpos de prova rompidos ensaiados neste trabalho), e a $P = 95\%$ (limite de confiança adotado).

Tabela 6 – Valores de t_p (Adaptada de ASTM E739-10)

n	t_p ($P = 95\%$)
4	2.7764
5	2.5706
6	2.4469
7	2.3646
8	2.3060
9	2.2622
10	2.2281
11	2.2010
12	2.1788
13	2.1604
14	2.1448
15	2.1315
16	2.1199

17	2.1098
18	2.1009
19	2.0930
20	2.0860
21	2.0796
22	2.0739

A expressão recomendada para o cálculo da variância estimada da distribuição normal para $\log N$ é:

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{\sum_{i=1}^k (Y_i - \hat{Y}_i)^2}{(k-2)} \quad (3.15)$$

Onde:

$$\hat{Y}_i = \hat{A} + \hat{B}X_i$$

$(k - 2) \Rightarrow$ é usado no lugar de k (número total de corpos de prova ensaiados) para tornar $\hat{\sigma}^2$ uma estimativa confiável da variância σ^2 .

A verificação da adequação do modelo de regressão proposto foi feita por meio do coeficiente de determinação, R^2 , através da Equação 3.16. O valor de R^2 varia entre 0 e 1, sendo o modelo considerado adequado quando os valores de R^2 calculados são próximos de 1 e o modelo considerado inadequado quando são obtidos valores pequenos de R^2 ($R^2 \approx 0$).

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^k (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2}{\sum_{i=1}^k (Y_i - \bar{Y})^2} \quad (3.16)$$

3.12.2 Bandas de confiança da curva S-N

Se as condições “a” até “e” previstas em 3.12 foram satisfeitas, pode ser calculada uma banda que exprime o grau de significância da reta de regressão da curva S-N como um todo, através da equação abaixo:

$$\hat{A} + \hat{B}X \pm \sqrt{2F_p \hat{\sigma} \left[\frac{1}{k} + \frac{(X - \bar{X})^2}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \right]}^{\frac{1}{2}} \quad (3.17)$$

O parâmetro F_p é obtido da Tabela 7, entrando com os graus de liberdade n_1 e n_2 , sendo $n_1 = 2$ e $n_2 = k - 2$.

Tabela 7 – Valores de F_p para P=95%(Adaptada de ASTM E739-10)

n_2	F_p ($P = 95\%$ e $n_1 = 2$)
1	199.50
2	19.000
3	9.5521
4	6.9443
5	5.7861
6	5.1433
7	4.7374
8	4.4590
9	4.2565
10	4.1028
11	3.9823
12	3.8853
13	3.8056
14	3.7389
15	3.6823

As bandas de confiança da curva S-N significam que se estes experimentos fossem repetidos para outros trabalhos de pesquisa, mantendo as mesmas características dos materiais, retiradas de corpos de prova e condições dos ensaios, as curvas S-N levantadas deverão estar dentro dos intervalos de confiança em 95 casos de 100, ou seja, tem 95% de chance de estar certa.

3.13 Análise de fadiga por elementos finitos

A simulação computacional do comportamento em fadiga da roda ferroviária foi realizada através de análise estrutural utilizando-se o método dos elementos finitos com o auxílio do software SOLIDWORKS® e do módulo SIMULATION® específico para este tipo de estudo.

O SOLIDWORKS® utiliza como processador da análise a plataforma COSMOS/M®, para o pré e pós-processamento o SIMULATION® é utilizado, pois possui uma interface mais interativa com o usuário.

A norma AAR S-660 (2011) é utilizada para projetos de rodas de vagão de carga e prevê que a definição do perfil do disco seja definido com o auxílio de análises estruturais para verificação da distribuição de tensões devido à simulação de frenagem e carregamentos mecânicos estáticos.

Como a norma não prevê estudo de fadiga foi definido que a análise seria realizada por meio da aplicação da carga estática prevista para a roda de 33” e que o software seria carregado com as curvas S-N e as propriedades mecânicas de cada material estudado. Para realizar estes estudos foram criados 3 modelos idênticos da roda variando somente as propriedades dos materiais. Após a análise mecânica de distribuição das tensões foi utilizado o módulo de fadiga do SIMULATION® a fim de se obter o comportamento dos 3 modelos criados.

O projeto utilizado foi de uma roda de 33” de diâmetro idêntico às amostras estudadas nesta pesquisa. O modelo usado na análise estática e de fadiga é mostrado na Figura 61 e foi realizado no software SOLIDWORKS SIMULATION, a malha criada foi do tipo tetraédrica com densidade fina e controle de transição nas curvaturas com o objetivo de um resultado mais preciso. O número de nós e elementos do modelo foram respectivamente 150459 e 98824. A condição de contorno foi aplicada no furo central da roda conforme previsto na especificação AAR S-660 (2011), através do engastamento das faces internas do furo central. O engaste evita todos os graus de liberdade para translação e rotação em todas as direções, ou seja, $x=y=z=0$.

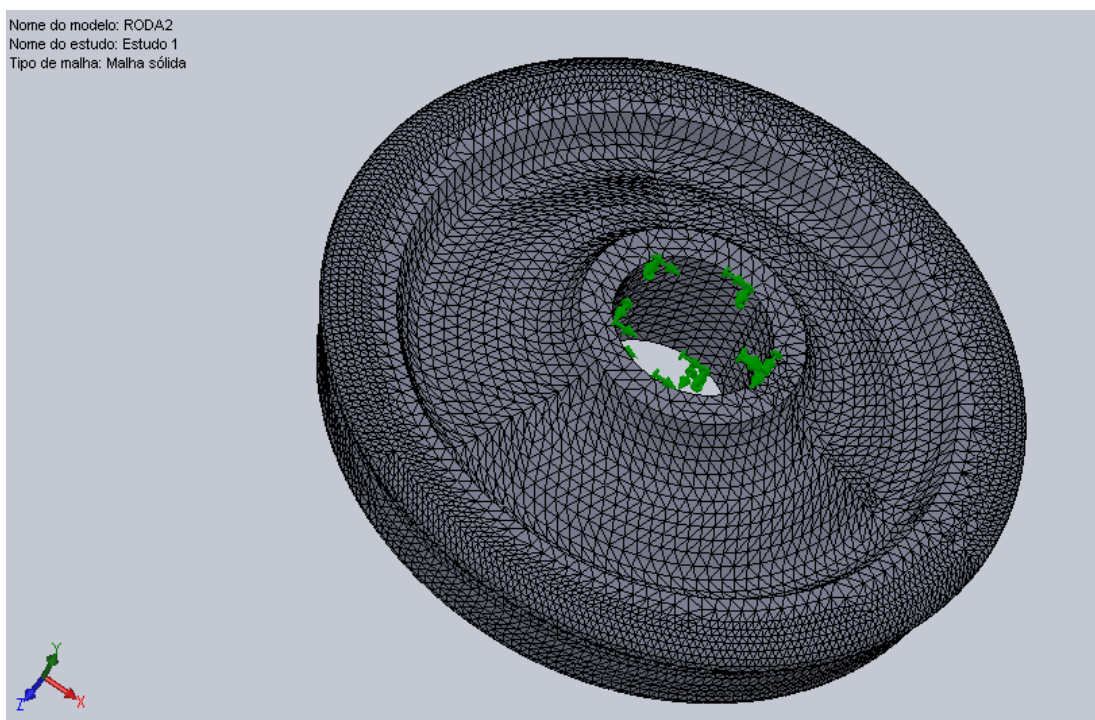


Figura 61 – Modelo utilizado na análise por elementos finitos, condições de contorno (verde) e detalhes da malha.

O carregamento mecânico previsto na norma AAR S-660 (2011) varia de acordo com o diâmetro da roda e para o caso em estudo (roda Ø33”) a resultante das cargas vertical e horizontal é de 327 kN aplicada na região de transição entre a pista e o friso da roda ferroviária conforme ilustrado na Figura 62.

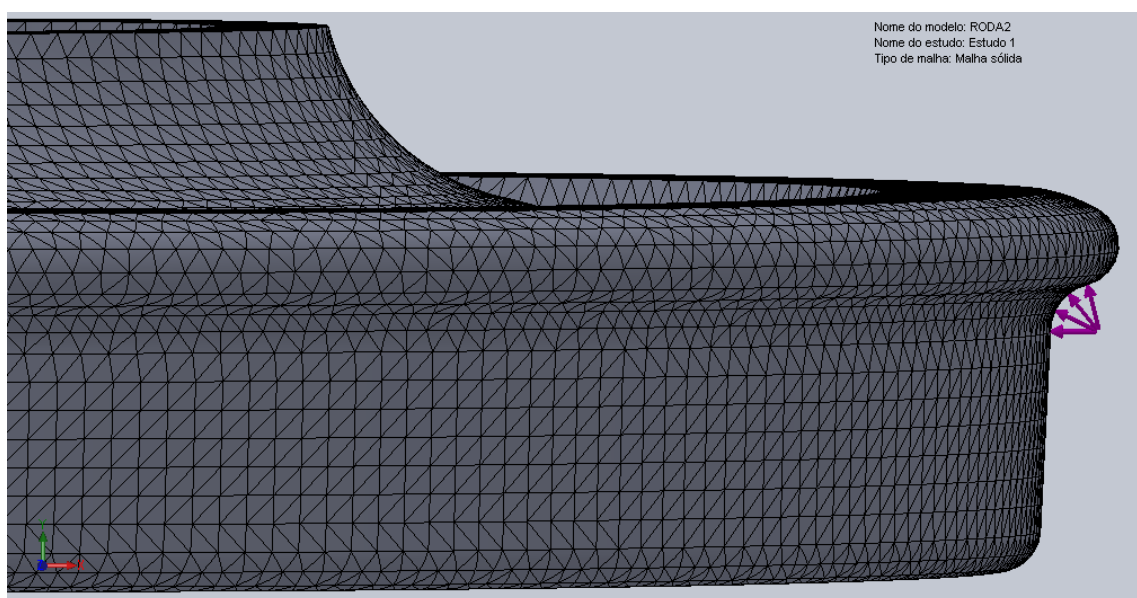


Figura 62 – Localização da aplicação do carregamento mecânico no modelo da roda ferroviária.

O resultado da distribuição de tensões devido ao carregamento aplicado é ilustrado na Figura 63, e verifica-se que a concentração ocorre na região do disco da roda conforme o esperado para estas análises. O resultado está em MPa e corresponde aos valores de tensão segundo critério de escoamento de von Mises.

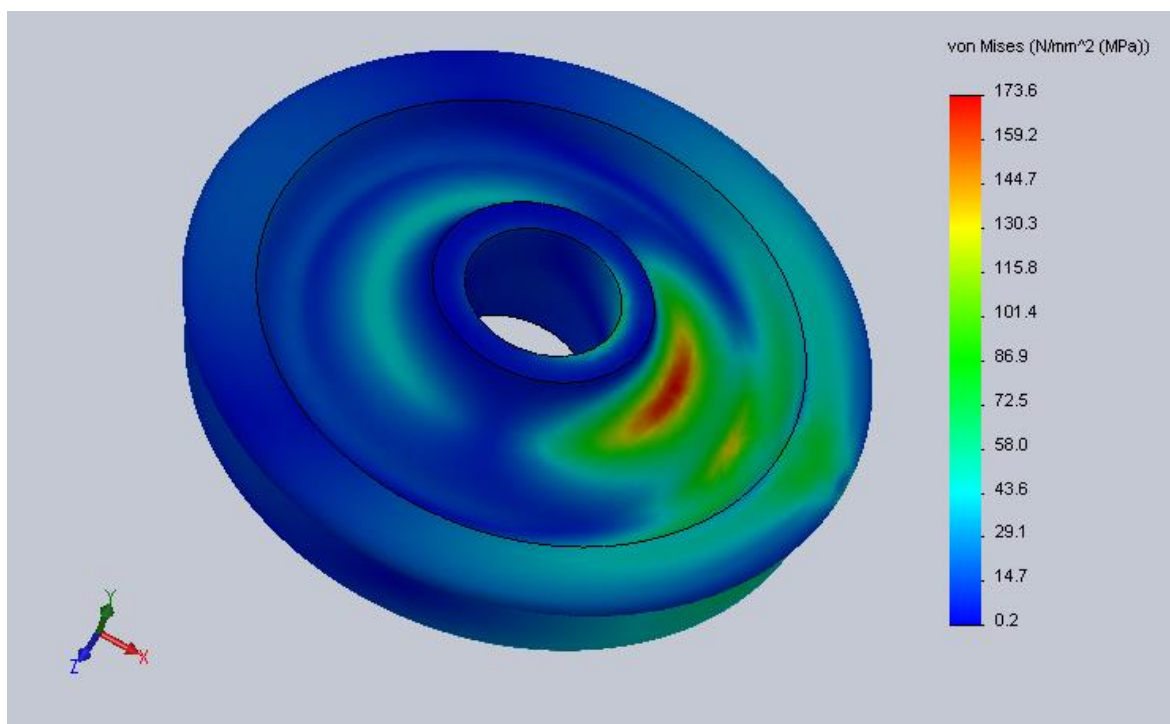


Figura 63 – Distribuição das tensões no modelo da roda ferroviária.

Analisando o resultado da tensão concentrada nota-se que o valor máximo atingido foi de 173,6 MPa, valor este considerado baixo já que os materiais ferroviários tem resistência à tração por volta de 1100 MPa e escoamento aproximado de 850 MPa. Porém, mesmo valores baixos de tensão quando em repetições cíclicas levam o material à falha por fadiga, fenômeno estudado neste trabalho.

Para a análise por fadiga no software SOLIDWORKS SIMULATION foi utilizada a mesma carga da análise estática (327 kN) com ciclos variando da carga máxima ao descarregamento total, ou seja, solicitação repetida com $R=0$. As curvas S-N obtidas para os 3 materiais através de ensaios físicos foram inseridas no software com o objetivo de fazer um comparativo das vidas em fadiga dos aços estudados. As Figuras 64 a 66 ilustram as telas onde foram inseridos os valores de tensão e número de ciclos para geração das curvas e atribuição das propriedades aos materiais

utilizados. A Figura 67 mostra a plotagem das três curvas no programa SIMULATION.

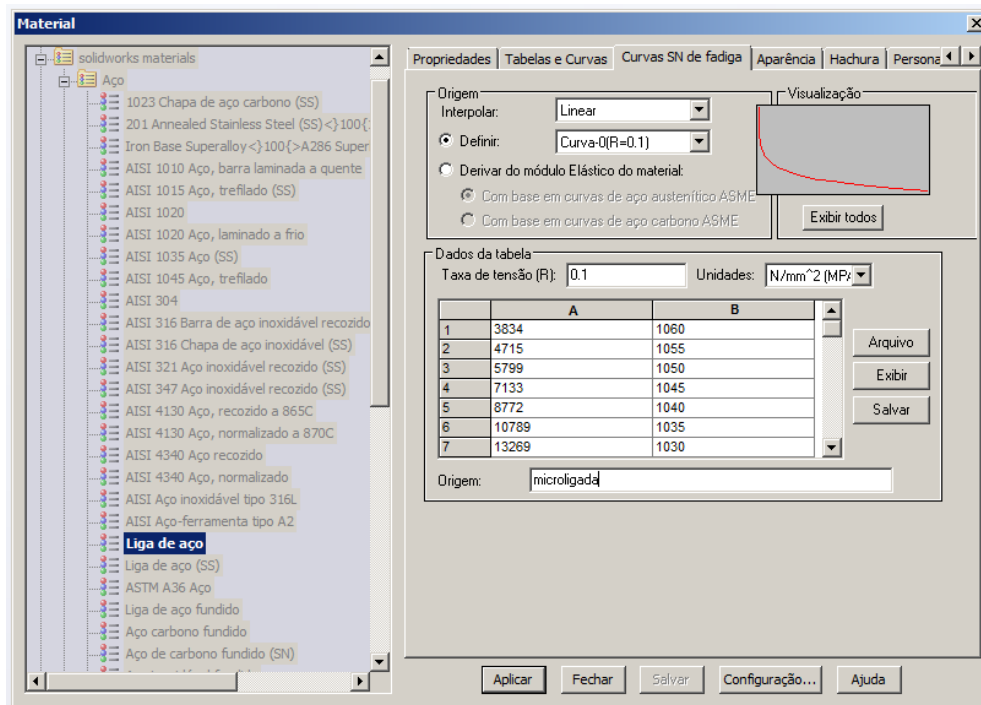


Figura 64 - Tela de alimentação dos valores de Tensão e Ciclos para criação da curva S-N no software SIMULATION para o material “CMW”.

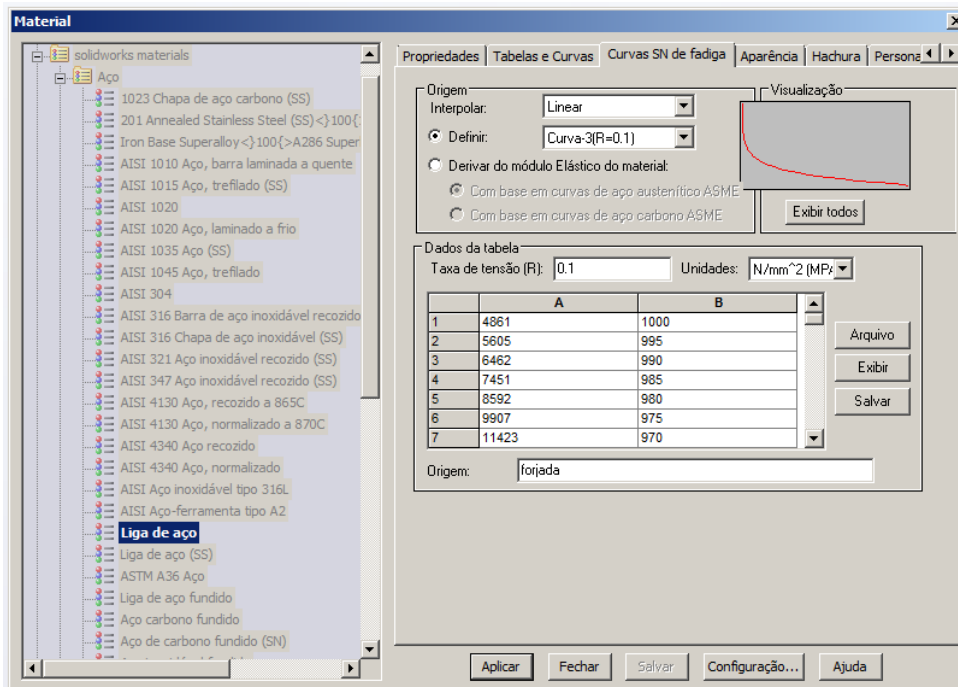


Figura 65 - Tela de alimentação dos valores de Tensão e Ciclos para criação da curva S-N no software SIMULATION para o material “CW”.

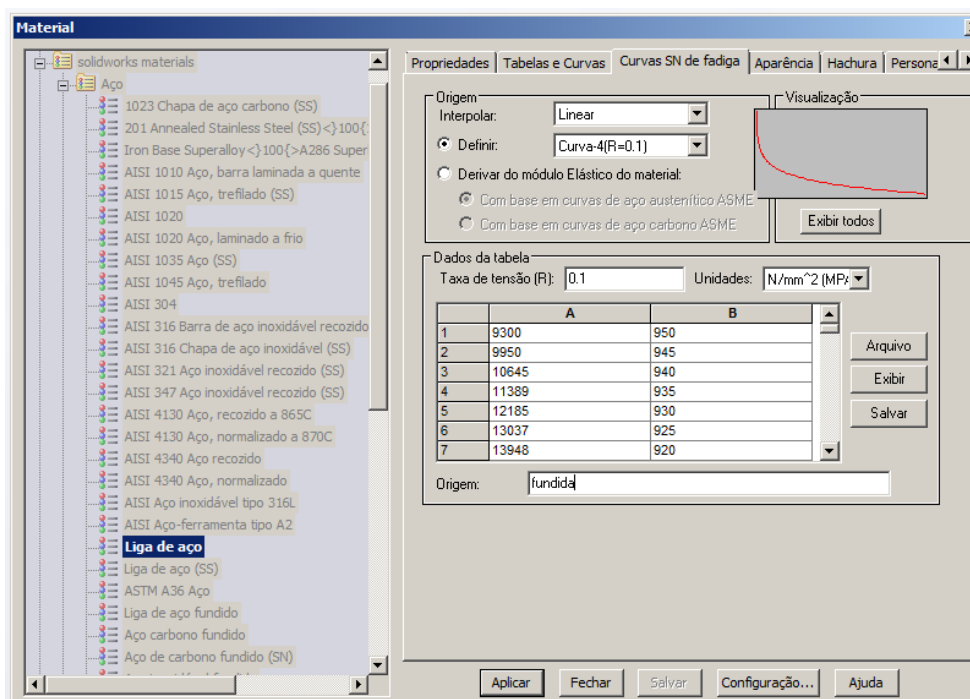


Figura 66 - Tela de alimentação dos valores de Tensão e Ciclos para criação da curva S-N no software SIMULATION para o material “CC”.

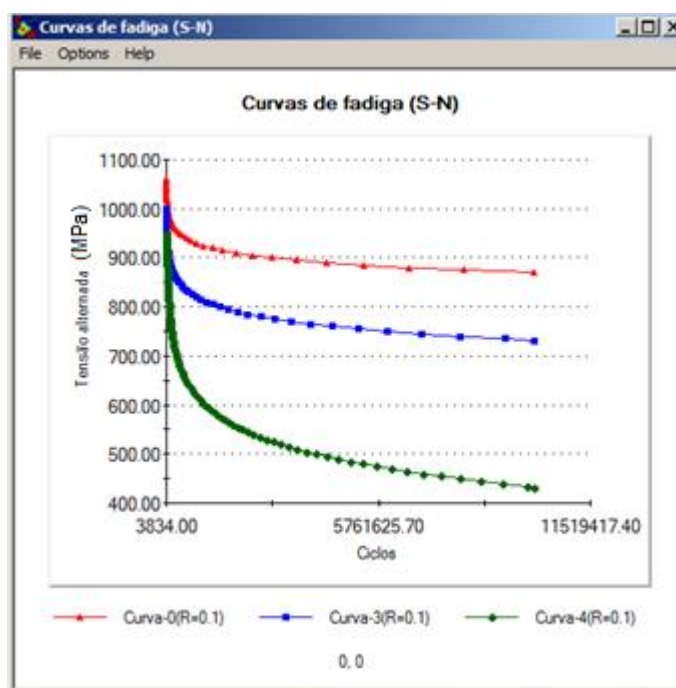


Figura 67 - Curvas do comportamento em fadiga dos materiais estudados utilizadas na análise por Elementos Finitos. Curva-0 (Material “CMW”) / Curva-3 (Material “CW”) / Curva-4 (Material “CC”).

Como as curvas de fadiga dos materiais inseridas no software foram levantadas utilizando-se corpos de prova de diâmetro 6,0 mm é necessário fazer uma correção das mesmas, pois quando a peça analisada; no caso uma roda ferroviária; é maior do que a

dimensão do corpo de prova, um fator de tamanho que reduz a resistência à fadiga deve ser aplicado a fim de se considerar o fato de que peças maiores falham sob tensões menores, devido à maior probabilidade de um defeito estar presente na área sob tensão.

No programa SOLIDWORKS SIMULATION tal correção é feita através do fator K_f , denominado de “Fator de Redução da Resistência à Fadiga”. O fator K_f utilizado neste trabalho foi de 0,6, valor este proposto em diversas literaturas para diâmetros de peças maiores que 250 mm, já que a roda utilizada na análise em questão possui diâmetro de 832 mm (33”).

A correção da tensão média foi feita utilizando-se o método de Goodman e a tensão alternada utilizada na análise foi calculada usando a tensão equivalente (von Mises). Adotou-se o valor de 10^7 ciclos como vida infinita para a análise, sendo todas as opções citadas anteriormente definidas e inseridas na tela ilustrada pela Figura 68 abaixo.

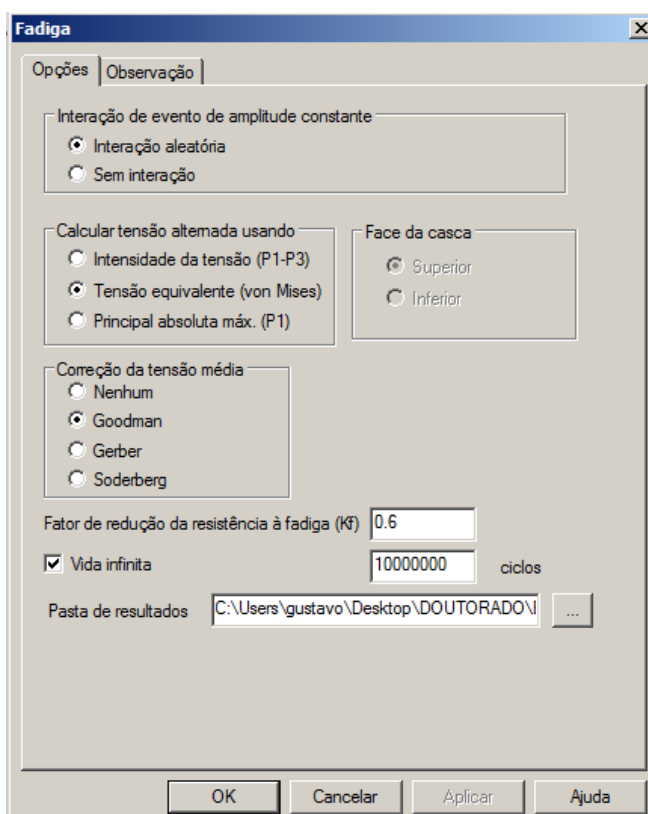


Figura 68 – Tela de definição dos parâmetros da análise de fadiga no software SOLIDWORKS SIMULATION.

Os resultados das análises que serão apresentados neste trabalho serão em função da vida em fadiga nas regiões da roda ferroviária, ou seja, será plotado o modelo da roda com a distribuição do número de ciclos até a falha ou vida infinita quando a região atingir 10^7 ciclos. Embora a região de aplicação da força consequentemente seja o local de maior concentração de tensão e provavelmente onde a vida em fadiga será menor, as normas ferroviárias AAR S-660 (2011) e AAR S-669 (2011) definem que em tal região; pista de rolamento e a região logo abaixo do ponto de aplicação dos carregamentos; os resultados de tensão não são precisos, portanto, devem ser desconsiderados na determinação da localização da máxima tensão. Segundo tais especificações ferroviárias as tensões nestas regiões requerem uma análise elasto-plástica com um acompanhamento detalhado da distribuição de pressão na região de contato.

A Figura 69 indica o disco da roda como a região que segundo a norma deve ser considerada para fins de resultados de concentração de tensões e vida em fadiga. Com isso, os resultados da análise de fadiga levantados neste trabalho seguiram as recomendações das especificações e serão apresentados desconsiderando-se as demais regiões da roda que não sejam o disco da mesma.

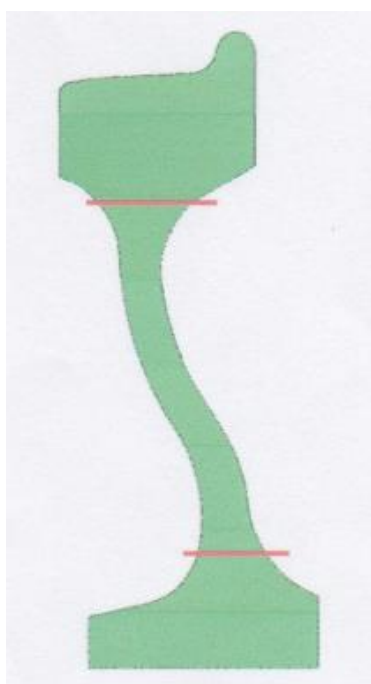


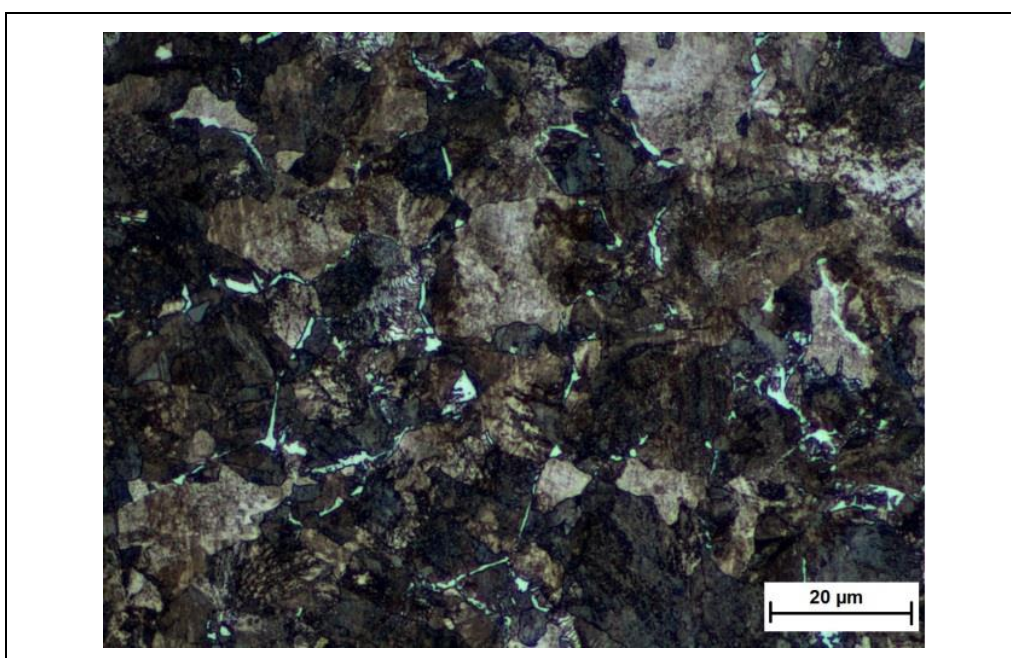
Figura 69 – Região delimitada pelos traços vermelhos onde os resultados de fadiga devem ser considerados (AAR S-669, 2011).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Aspectos microestruturais

As amostras dos aços “CC”, “CW” e “CMW” foram atacadas com Nital 2% e observadas através de microscopia óptica, as imagens; Figuras 70 a 72; revelam microestruturas predominantemente perlíticas com baixa quantidade de ferrita, já que os aços estudados possuem o teor de carbono em sua composição próximos ao eutetóide (0,77% C). A estrutura composta por perlita é normalmente desejada e especificada pela maioria das normas ferroviárias, inclusive na norma utilizada neste trabalho a AAR M-107 (2011).

Na Figura 70 é ilustrada a microestrutura do aço na condição fundida “CC” onde se observa uma estrutura composta basicamente por perlita fina e pouca quantidade de ferrita nos contornos de grãos. A microestrutura encontrada nesta condição de fabricação é característica deste material e processamento térmico, e está de acordo com o trabalho de Fuoco, Ferreira e Azevedo (2004) e Tarafder, Sivaprasad e Ranganath (2007), onde através de análises em rodas fundidas verificou-se que a microestrutura do material era composta por perlita e ferrita.



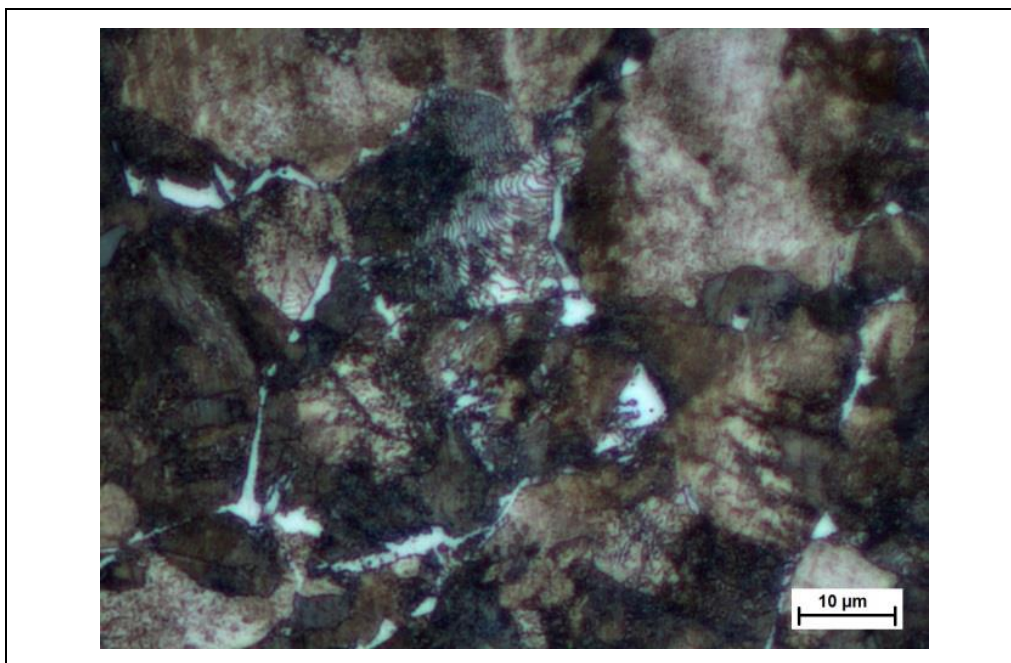


Figura 70 – Microestruturas do material “CC”. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

Para o material na condição forjada “CW” a estrutura observada, Figura 71, também é predominantemente perlítica, uma vez que a composição química dos materiais “CC” e “CW” são muito próximas e o tratamento térmico é composto pelas mesmas etapas definidas pela norma AAR M-107 (2011). Parida, Das e Tarafder (2009) e Robles Hernández et al (2011) observaram em seus trabalhos a microestrutura do aço classe “C” de rodas ferroviárias forjadas e concluíram que a estrutura composta por perlita é predominante para este material e condição de processamento, sendo observado também pelos autores uma pequena quantidade de ferrita pró-eutetóide no contorno de grão do material.

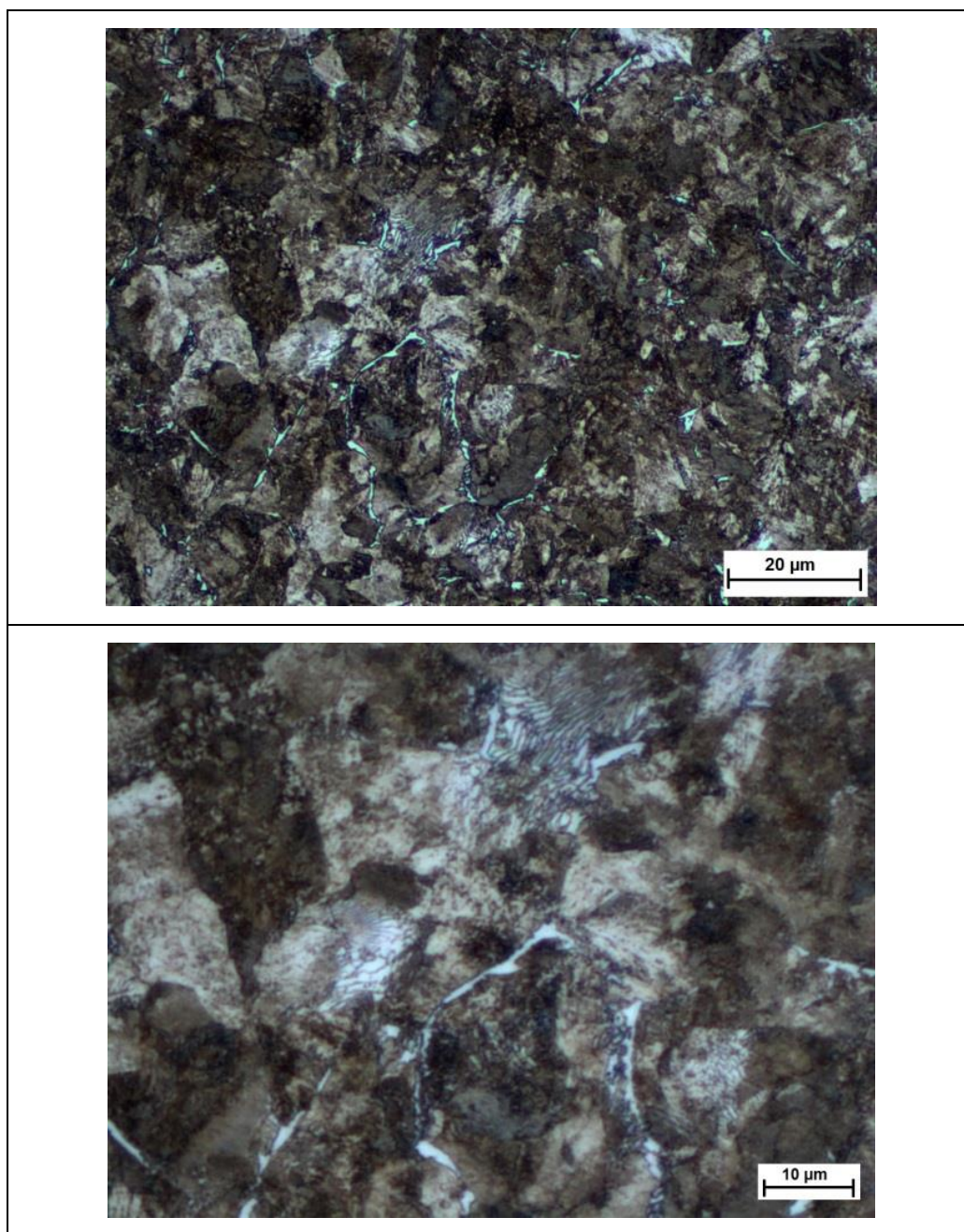


Figura 71 – Microestruturas do material “CW”. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

A microestrutura observada para o aço forjado e microligado “CMW”, Figura 72, é composta por perlita e ferrita e está de acordo com o trabalho de Andrade et al (2009), onde o mesmo tipo de aço microligado apresenta uma estrutura perlítica com pequenas frações de ferrita. Nota-se, contudo, o aumento do volume de ferrita no aço microligado “CMW” em relação aos aços “CC” e “CW”, ambos sem microadição de elementos de liga, isto se deve à ação do molibdênio que favorece a sua formação (IMO, 2013) e conseqüentemente gera um aumento na tenacidade do material.

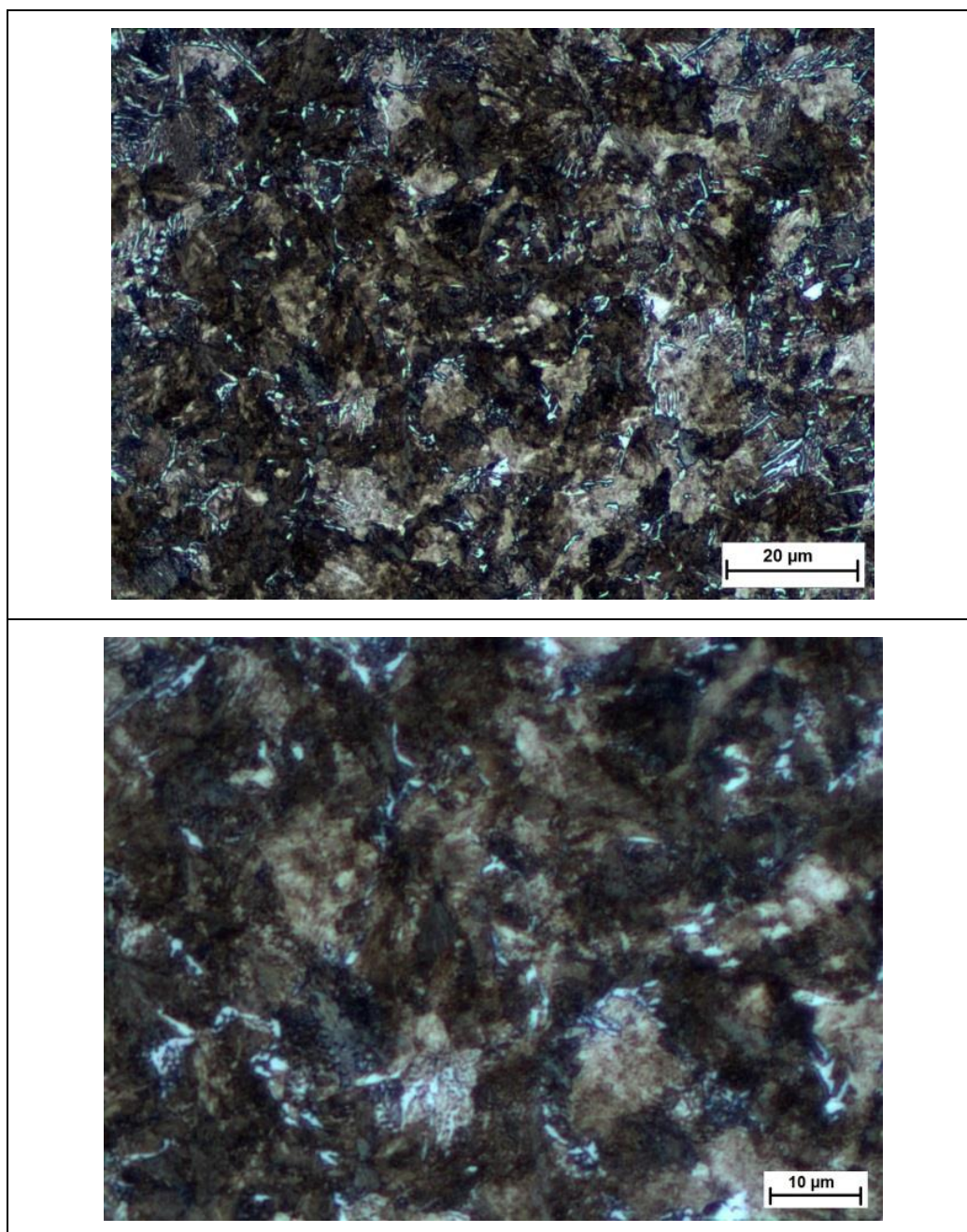


Figura 72 – Microestruturas do material “CMW”. Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

4.2 Determinação do tamanho de grão austenítico

O estudo do tamanho de grão foi realizado para as diversas amostras estudadas, através de sua determinação é possível prever algumas propriedades importantes dos aços, como tenacidade à fratura e vida em fadiga, uma vez que quanto mais refinada a granulação do material tais propriedades são superiores, pois o crescimento de trincas é dificultado pelos contornos dos grãos (MURAKAMI, 2012).

As Figuras 73 a 75 mostram o contorno de grão austenítico prévio dos aços pesquisados neste trabalho. Na Tabela 8 é feito um comparativo do tamanho médio do grão austenítico dos mesmos (“CC”, “CW” e “CMW”), observa-se que a adição de Nióbio e Molibdênio no material “CMW” provocou uma redução do tamanho de grão quando comparado aos outros materiais sem microadição de elementos de liga. Essa redução é atribuída ao efeito dos carbonitretos de nióbio e molibdênio precipitados na austenita que restringem o crescimento dos grãos (DOI, 1991; MEI, 1989).

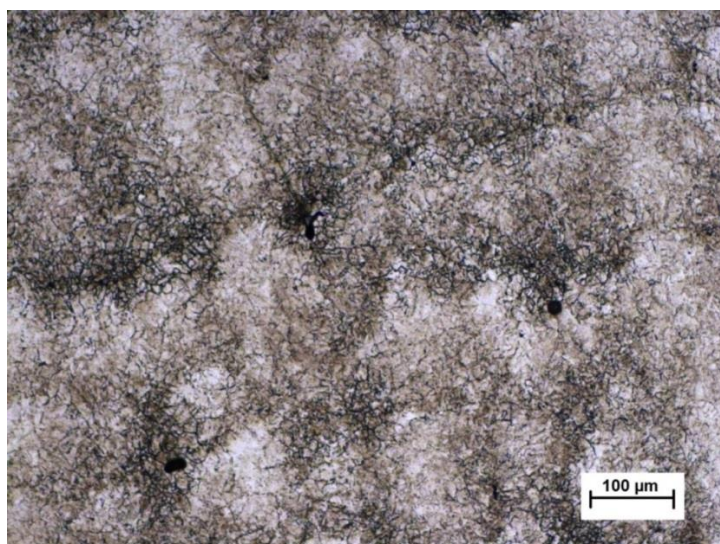


Figura 73 - Tamanho de grão austenítico do aço “CC” (Fundido). Ataque: 6g de ácido pícrico + 300 ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C. Ampliação 100 x.

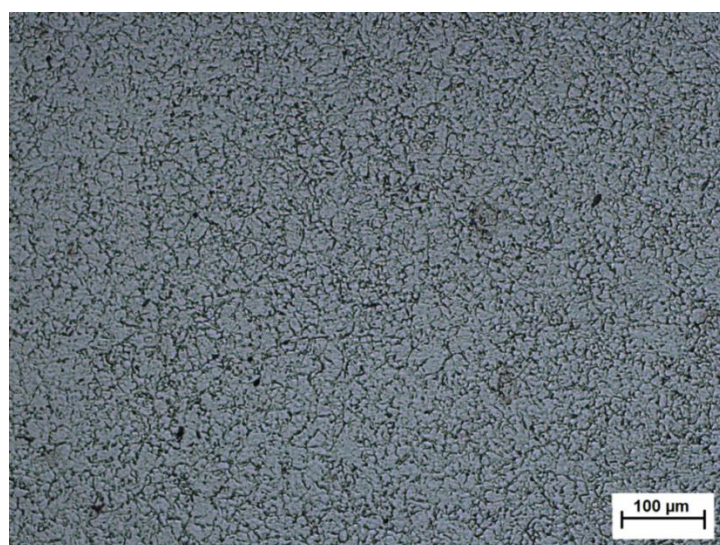


Figura 74 - Tamanho de grão austenítico do aço “CW” (Forjado). Ataque: 6g de ácido pícrico + 300 ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C. Ampliação 100 x.



Figura 75 - Tamanho de grão austenítico do aço "CMW" (Forjado Microligado). Ataque: 6g de ácido pícrico + 300 ml H₂O + 15 ml de sulfonato de sódio a 60°C. Ampliação 100 x.

A redução do tamanho de grão austenítico para o aço "CMW" foi de aproximadamente 36% comparado com os materiais "CC" e "CW", os quais na média das medições obtiveram o mesmo valor de diâmetro ($\sim 25 \mu\text{m}$). Os valores encontrados neste trabalho para o material forjado ($24,9 \mu\text{m}$) e para o microligado ($18,4 \mu\text{m}$) são aproximados aos verificados por Villas Bôas (2010) em sua pesquisa com corpos de prova laminados fabricados com materiais similares (forjado= $26 \pm 2,5 \mu\text{m}$ e microligado= $18 \pm 1,5 \mu\text{m}$).

Apesar dos materiais "CC" e "CW" terem sido submetidos a diferentes processos de fabricação (forjamento e fundição), os valores do tamanho de grão são praticamente iguais, isto se deve à similaridade da composição química e do processamento térmico dos materiais, uma vez que alterações na microestrutura do aço dependem dos elementos de liga e temperaturas de tratamento térmico.

Tabela 8 - Tamanho de grão austenítico

Aço	Diâmetro do grão austenítico (μm)
CC - Fundido	$25,0 \pm 1,9$
CW - Forjado	$24,9 \pm 1,4$
CMW – Forjado Microligado	$18,4 \pm 1,5$

4.3 Nível de inclusões não metálicas

O controle de inclusões não metálicas tem sido objeto de estudos importantes para o desenvolvimento de aços com melhores propriedades mecânicas como tenacidade, ductilidade e vida em fadiga, já que a presença de tais impurezas podem afetar estas características de maneira negativa (LAMBRIGHS et al, 2010). O fator de controle para este comportamento superior é a pureza do material que é medida pela quantidade e tipo de inclusão não metálica (SKOBIR et al, 2010).

Neste trabalho as análises do nível de inclusão tiveram como objetivo verificar se os materiais se encontravam em condições de pureza aceitáveis já que a influência das inclusões nas propriedades mecânicas depende muitas vezes da localização das mesmas, não sendo possível afirmar através desta análise realizada se o nível de inclusão encontrado nas amostras tem alguma influência nos resultados dos ensaios mecânicos realizados, uma vez que é necessária a análise particular de cada corpo de prova testado a fim de verificar se algum resultado foi influenciado pelas mesmas.

A análise foi realizada conforme previsto na especificação ferroviária BS EN 13262 (2010) que prevê a classificação do nível de inclusões pelo pior campo analisando separadamente cada tipo de inclusão. A Figura 76 ilustra a análise dos três piores campos encontrados na amostra do material fundido “CC” e a respectiva classificação numérica e qualitativa (série fina ou série grossa) do nível de inclusão para cada foto apresentada.

			
	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	--	0,5
	B (Aluminato)	--	--
	C (Silicato)	--	--
	D (Óxido)	1,5	2,0

	<table><tr><th>Tipo de Inclusão</th><th>Série Grossa</th><th>Série Fina</th></tr><tr><td>A (Sulfeto)</td><td>--</td><td>0,5</td></tr><tr><td>B (Aluminato)</td><td>--</td><td>--</td></tr><tr><td>C (Silicato)</td><td>--</td><td>--</td></tr><tr><td>D (Óxido)</td><td>1,0</td><td>2,0</td></tr></table>	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina	A (Sulfeto)	--	0,5	B (Aluminato)	--	--	C (Silicato)	--	--	D (Óxido)	1,0	2,0
Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina														
A (Sulfeto)	--	0,5														
B (Aluminato)	--	--														
C (Silicato)	--	--														
D (Óxido)	1,0	2,0														
	<table><tr><th>Tipo de Inclusão</th><th>Série Grossa</th><th>Série Fina</th></tr><tr><td>A (Sulfeto)</td><td>--</td><td>--</td></tr><tr><td>B (Aluminato)</td><td>--</td><td>--</td></tr><tr><td>C (Silicato)</td><td>--</td><td>--</td></tr><tr><td>D (Óxido)</td><td>1,5</td><td>2,0</td></tr></table>	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina	A (Sulfeto)	--	--	B (Aluminato)	--	--	C (Silicato)	--	--	D (Óxido)	1,5	2,0
Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina														
A (Sulfeto)	--	--														
B (Aluminato)	--	--														
C (Silicato)	--	--														
D (Óxido)	1,5	2,0														

Figura 76 – Nível de inclusões não-metálicas no Aço “CC”. Método do “pior campo” (ISO-4967-98). Ampliação 100x. Sem ataque.

A especificação BS EN 13262 (2010) especifica os valores aceitáveis para cada tipo de inclusão e para o somatório dos valores encontrados de Aluminato, Silicato e Óxido. Na Tabela 9 é apresentado o comparativo dos valores determinados para o material “CC” e permite concluir que o mesmo se encontra dentro dos padrões aceitáveis de qualidade padronizados pela especificação utilizada como referência. Observa-se que o material possui um elevado nível de pureza sendo encontrado somente óxido e sulfeto, porém, não foi possível concluir como o fabricante garante estes níveis de inclusão já que as características da fabricação deste aço não são de conhecimento público por se tratar de um processo patenteado e exclusivo.

Tabela 9 – Resultado do nível de inclusões não-metálicas no Aço “CC” conforme o método do “pior campo” (ISO 4967-1998) e comparativo com o padrão ferroviário aceitável da norma EN13262 (2010).

Tipo de inclusão	Padrão da norma EN 13262 (2010)		Resultado da análise Aço “CC”	
	Série Grossa (Valores máximos)	Série Fina (Valores máximos)	Série Grossa	Série Fina
A (Sulfeto)	1,5	2	--	0,5
B (Aluminato)	1,5	2	--	--
C (Silicato)	1,5	2	--	--
D (Óxido)	1,5	2	1,5	2,0
B+C+D	3	4	1,5	2,0

Na Figura 77 estão ilustrados os piores campos das amostras do material forjado “CW” com as classificações quantitativas e qualitativas para cada tipo de inclusão verificada durante a análise e previstas pela especificação BS EN 13262 (2010).

			
	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	0,5	0,5
	B (Aluminato)	--	0,5
	C (Silicato)	--	0,5
	D (Óxido)	1,0	1,5

	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	0,5	1,0
	B (Aluminato)	--	--
	C (Silicato)	0,5	1,0
	D (Óxido)	1,0	1,5
	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	0,5	1,5
	B (Aluminato)	--	0,5
	C (Silicato)	0,5	1,0
	D (Óxido)	1,5	1,5

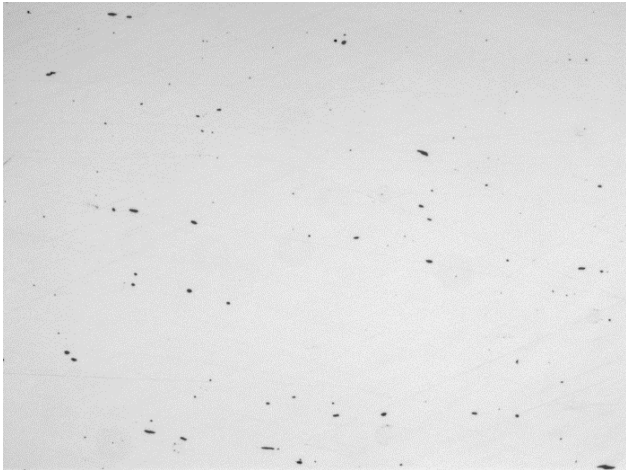
Figura 77 – Nível de inclusões não-metálicas no Aço “CW”. Método do “pior campo” (ISO-4967-98). Ampliação 100x. Sem ataque.

Na Tabela 10 é ilustrado o comparativo da classificação das inclusões do material “CW” com o especificado pela norma ferroviária, e permite verificar que todos os valores determinados se encontram dentro dos limites estabelecidos para a pureza do material. Analisando o material forjado nota-se o aparecimento de todos os tipos de inclusão previsto na especificação utilizada neste trabalho, tal característica é proveniente de seu processo de fabricação que utiliza como matéria prima sucata de aço, não sendo possível fazer um controle das impurezas desta matéria prima. Contudo, os níveis das impurezas são baixos e não influenciaram negativamente as propriedades do material forjado “CW”, uma vez que este se mostrou superior durante os ensaios mecânicos quando comparado ao material fundido “CC”.

Tabela 10 – Resultado do nível de inclusões não-metálicas no Aço “CW” conforme o método do “pior campo” (ISO 4967-1998) e comparativo com o padrão ferroviário aceitável da norma EN13262 (2010).

Tipo de inclusão	Padrão da norma EN 13262 (2010)		Resultado da análise Aço “CW”	
	Série Grossa (Valores máximos)	Série Fina (Valores máximos)	Série Grossa	Série Fina
A (Sulfeto)	1,5	2	0,5	1,5
B (Aluminato)	1,5	2		0,5
C (Silicato)	1,5	2	0,5	1,0
D (Óxido)	1,5	2	1,5	1,5
B+C+D	3	4	2,0	3,0

A análise dos níveis de inclusão no material forjado e microligado está ilustrada na Figura 78 e o comparativo com os níveis máximos especificados pela norma BS EN 13262 (2010) é mostrado na Tabela 11 permitindo observar que todos os valores se encontram dentro dos limites estabelecidos, portanto, o material também está conforme norma ferroviária adotada. O aparecimento dos diversos tipos de inclusão é também devido à característica de obtenção deste material que utiliza como matéria prima sucata de aço.

			
	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	0,5	1,5
	B (Aluminato)	--	--
	C (Silicato)	0,5	1,0
	D (Óxido)	1,0	1,5

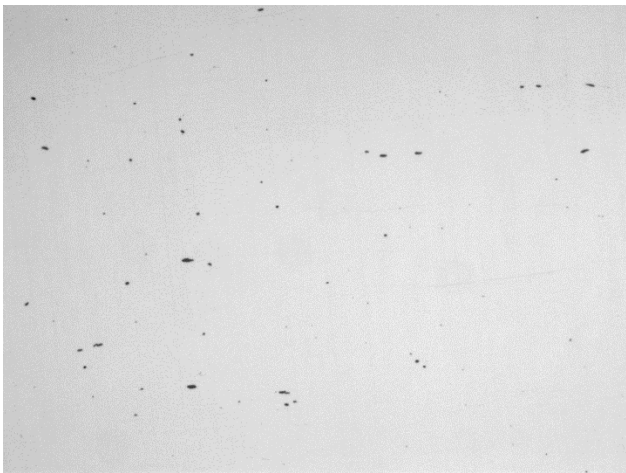
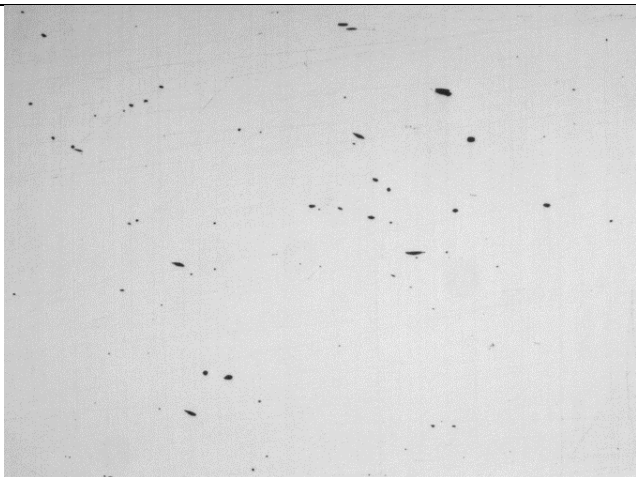
	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	0,5	0,5
	B (Aluminato)	--	--
	C (Silicato)	0,5	0,5
	D (Óxido)	1,0	1,5
	Tipo de Inclusão	Série Grossa	Série Fina
	A (Sulfeto)	0,5	1,5
	B (Aluminato)	--	--
	C (Silicato)	0,5	1,0
	D (Óxido)	1,0	1,5

Figura 78 – Nível de inclusões não-metálicas no Aço “CMW”. Método do “pior campo” (ISO-4967-98). Ampliação 100x. Sem ataque.

Tabela 11 – Resultado do nível de inclusões não-metálicas no Aço “CMW” conforme o método do “pior campo” (ISO 4967-1998) e comparativo com o padrão ferroviário aceitável da norma EN13262 (2010).

Tipo de inclusão	Padrão da norma EN 13262 (2010)		Resultado da análise Aço “CMW”	
	Série Grossa (Valores máximos)	Série Fina (Valores máximos)	Série Grossa	Série Fina
A (Sulfeto)	1,5	2	0,5	1,5
B (Aluminato)	1,5	2	--	--
C (Silicato)	1,5	2	0,5	1,0
D (Óxido)	1,5	2	1,0	1,5
B+C+D	3	4	1,5	2,5

Conforme discutido anteriormente sabe-se que as inclusões não metálicas geralmente reduzem a resistência à fadiga dos aços, sendo necessária maior atenção para as inclusões de óxidos, pois são as que mais influenciam neste aspecto devido à sua característica dura e frágil o que pode torná-la um concentrador de tensão e possivelmente o ponto de nucleação de trincas de fadiga. Analisando os níveis de óxidos dos materiais estudados verifica-se valores similares para o material “CC” e “CW”, ambos classificados em 1,5, para o aço “CMW” o nível determinado foi inferior aos demais sendo classificado em 1,0, provavelmente como consequência do processo de degaseificação à vácuo utilizado na fabricação deste material. Nota-se que os valores próximos não justificariam uma influência do nível de inclusão na resistência à fadiga dos aços estudados, e quando da análise das superfícies de fratura dos ensaios não ficou evidenciado nenhuma trinca proveniente de inclusões ou alguma característica de que as mesmas tenham influenciado no comportamento em fadiga dos materiais.

Portanto, as análises realizadas tiveram o objetivo de verificar a qualidade dos materiais utilizados neste trabalho e levaram a concluir que os mesmos estão conforme critérios estabelecidos na especificação ferroviária utilizada.

4.4 Resultados dos ensaios de dureza

A dureza foi medida em escala Rockwell C e o mapeamento dos valores estão ilustrados nas Figuras 79 a 81. De acordo com a norma AAR M-107 (2011) para o material Classe “C” a faixa de dureza permitida é de 321 a 363 HB, ou seja, aproximadamente de 34 a 40 HRC. Analisando os mapas de dureza conclui-se que todos os valores encontrados estão conforme especificação adotada e consequentemente os materiais e processos estão válidos para o estudo.

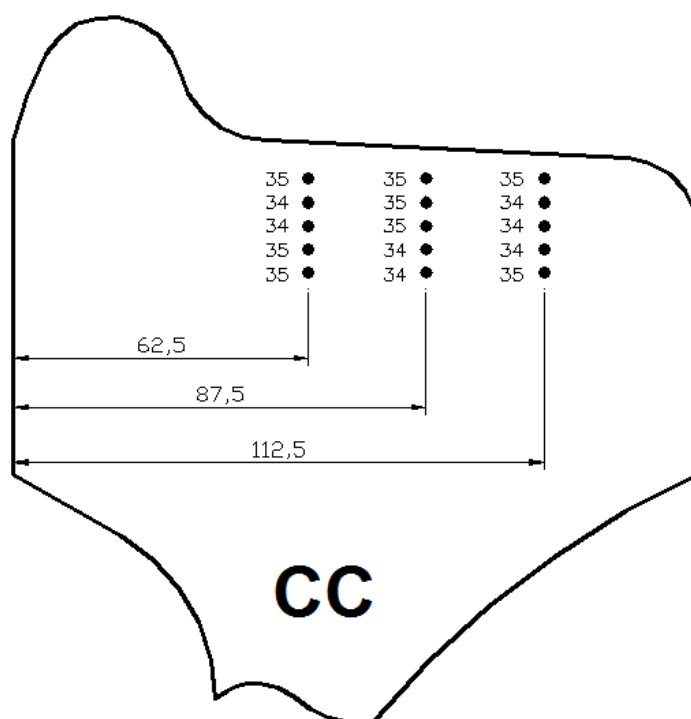


Figura 79 - Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço "CC" (Fundido). Resultado em HRC.

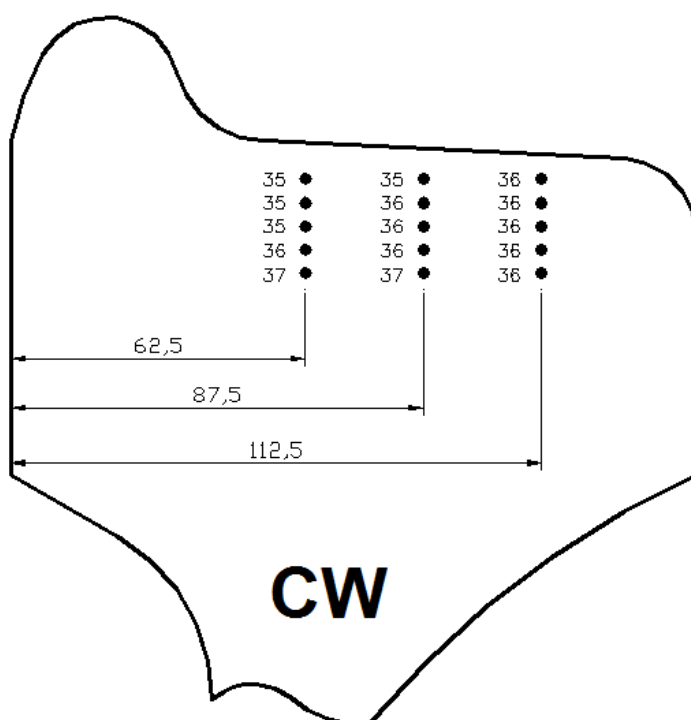


Figura 80 - Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço "CW" (Forjado). Resultado em HRC.

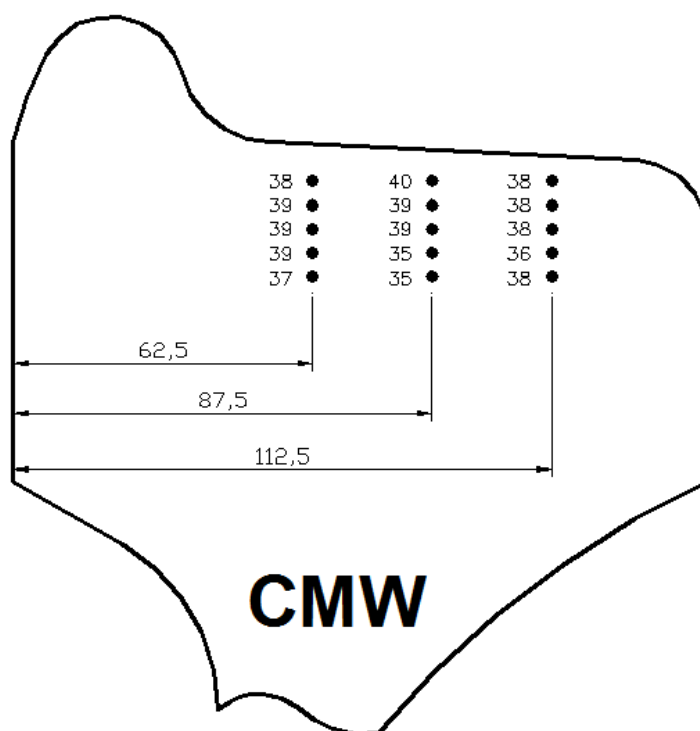


Figura 81 - Mapa de dureza para a roda fabricada com o aço “CMW” (Forjado Microligado). Resultado em HRC.

Na Figura 82 é mostrado um comparativo dos valores médios de dureza medidos nas três posições definidas neste trabalho (LINHA 1, LINHA 2 e LINHA 3), e é possível observar que os materiais forjado “CW” e fundido “CC” possuem valores de dureza entre o mínimo e a média especificada (321 a 342 HB), não sendo evidenciadas diferenças significativas entre os dois aços. Por outro lado, o aço microligado “CMW” apresentou os valores de dureza próximos da faixa máxima prevista na especificação (363 HB) certamente causado pela microadição de Nióbio e Molibdênio na composição deste material.

Minicucci (2011), Robles Hernández et al (2011) e Villas Bôas (2010), obtiveram também resultados de dureza superiores em materiais ferroviários microligados ou modificados quando comparados a aços comuns utilizados na fabricação de rodas ferroviárias.

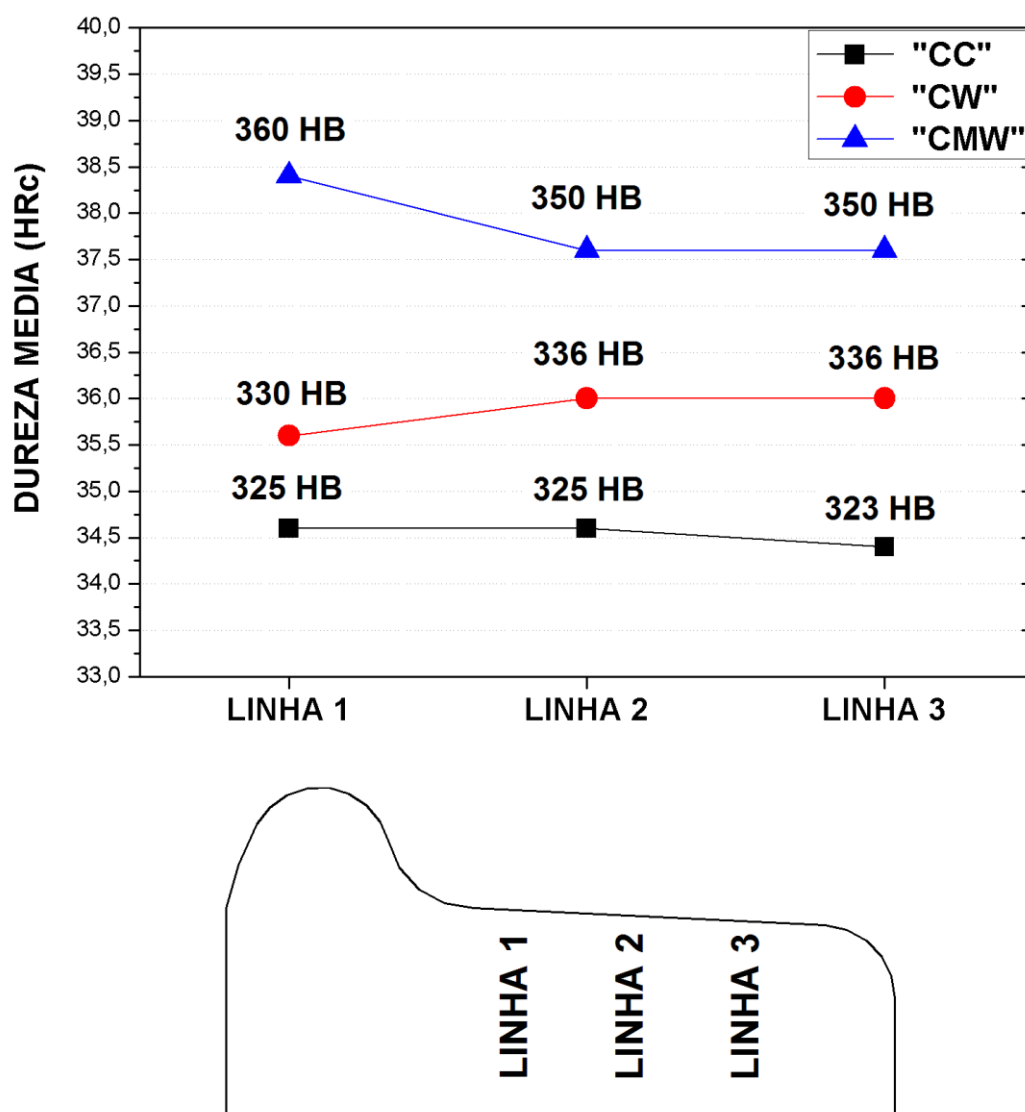


Figura 82 – Comparativo do valor médio de dureza para os materiais estudados. Valores em HRC e também convertidos para HB.

4.5 Análise dos ensaios de tração

Os resultados individuais dos ensaios de tração dos materiais estudados são apresentados nas Tabelas 12 a 14, para determinar o limite de escoamento em aços como os utilizados neste trabalho que não apresentam um patamar de escoamento nítido, adota-se um deslocamento da origem no eixo da deformação de 0,002 ou 0,2% de deformação para a construção de uma reta paralela à região elástica do gráfico tensão-deformação.

Tabela 12 – Resultados dos ensaios de tração no material “CC”

CDP	σ_T (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
1	1106,6	794,0	13,2	23,9
2	1113,1	787,8	13,7	26,1
3	1124,7	802,6	13,4	27,8
4	1136,3	808,8	14,0	29,7
5	1142,1	825,6	13,3	25,8

Tabela 13 – Resultados dos ensaios de tração no material “CW”.

CDP	σ_T (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
1	1153,0	853,2	13,7	32,6
2	1144,6	843,8	12,1	28,4
3	1153,6	849,1	13,1	30,5
4	1148,8	852,3	12,4	32,3
5	1153,4	855,9	13,0	31,7

Tabela 14 – Resultados dos ensaios de tração no material “CMW”.

CDP	σ_T (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
1	1210,9	966,0	13,0	38,1
2	1183,5	951,5	13,8	39,2
3	1192,4	958,7	12,6	36,9
4	1182,8	949,8	12,8	37,2
5	1155,3	945,3	13,4	37,7

No comparativo das propriedades mecânicas levantadas pelo ensaio de tração, Tabela 15, verificou-se valores aproximados de resistência à tração (σ_T) e alongamento para os três materiais estudados, sendo observado um aumento no valor de redução de área para o material “CMW” de aproximadamente 41% comparado com o aço “CC” e de 21% com o aço “CW”. Para os materiais “CC” e “CW” o alongamento aconteceu uniforme ao longo do corpo de prova e consequentemente a redução de área foi menor, já para o aço “CMW” observou-se uma deformação localizada do corpo de prova (estricção), sendo portanto, a redução de área mais intensa e o alongamento igual quando comparado aos demais.

Tabela 15 – Comparativo dos resultados de tração das condições estudadas.

Material	σ_T (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	RA (%)
CC	1124,6 $\pm$ 14,9	803,8 $\pm$ 14,6	13,5 $\pm$ 0,3	26,7 $\pm$ 2,2
CW	1150,7 $\pm$ 3,5	850,9 $\pm$ 4,6	12,9 $\pm$ 0,6	31,2 $\pm$ 1,5
CMW	1185,0 $\pm$ 17,9	954,3 $\pm$ 8,2	13,1 $\pm$ 0,4	37,8 $\pm$ 0,8

Analizando os valores da tensão de escoamento (σ_e) determinados observa-se que o aço forjado e microligado “CMW” obteve um resultado superior sem perda de ductilidade (alongamento e redução de área) quando comparado aos outros materiais, este aumento foi de aproximadamente 120 MPa em relação à média do “CC” e “CW”, uma vez que estes dois últimos apresentaram comportamento e propriedades muito próximos. A superioridade do limite de escoamento do material “CMW” se deve à microadição de elementos de liga que possuem a capacidade de melhorar a qualidade e propriedades dos aços.

Os valores encontrados nos ensaios do material “CMW” estão de acordo com os trabalhos de Andrade et al (2009) e Villas Bôas et al (2010) onde um aço ferroviário similar ao estudado nesta pesquisa; microligado ao Nb e Mo; apresentou respectivamente os seguintes resultados: σ_T =1263MPa, σ_e =888MPa AL=14%, RA=26% e σ_T =1219MPa, σ_e =851MPa, AL=13%, RA=31%. Para os aços “CC” e “CW”, como se tratam de materiais fabricados conforme o padrão da Classe “C” (SAE-1070) da norma AAR M-107 (2011) os resultados encontrados estão dentro dos limites estabelecidos em normas técnicas e podem ser comparados com os resultados dos trabalhos de Robles Hernández et al (2011), σ_T =970 MPa e AL=16%, e Queiroz et al (2012), σ_T =1192,4MPa, σ_e =814MPa, AL=13% e RA=33,6%.

Nota-se que as propriedades até aqui relatadas e ilustradas, excetuando-se o escoamento, não evidenciam diferenças significativas entre os materiais estudados, isto se deve à elevada qualidade dos aços fabricados e utilizados nesta pesquisa. Ensaio menos influenciados por aspectos microestruturais (vazios e inclusões) como o ensaio de tração, muitas vezes não são capazes de apontar diferenças de propriedades mecânicas significativas entre os materiais, sendo mais fácil detectar estes

comportamentos diferenciados em ensaios mais sensíveis a características microestruturais, como ensaios de tenacidade à fratura, impacto e fadiga.

4.6 Análise dos resultados dos ensaios de impacto charpy “U”

Os ensaios de impacto foram conduzidos com o objetivo de determinar os valores de energia absorvida dos materiais pesquisados nas três localizações do aro das rodas conforme previsto na norma BS EN 13262 (2010).

As Tabelas 16 a 18 mostram os resultados individuais dos corpos de prova para cada posição de retirada (A, B e C) e para cada aço estudado (“CC”, “CW” e “CMW”). Como os materiais foram fabricados pela norma AAR M-107 (2011) e a mesma não prevê ensaio de impacto, tomou-se como valores de referência os parâmetros da BS EN 13262 (2010), cujo resultado aceitável para um aço similar ao Classe “C” é de 9 Joules mínimo para cada corpo de prova. Observa-se que o material na condição fundida não atende tal requisito, porém, como a única especificação ferroviária que prevê rodas fabricadas pelo processo de fundição, a AAR M-107 (2011), não solicita tal ensaio, os resultados foram considerados somente para comparativo de propriedades mecânicas e não como critério de aceitação do material.

Tabela 16 – Energia absorvida no ensaio de Impacto para o aço “CC”.

CORPO DE PROVA (POSIÇÃO)	ENERGIA ABSORVIDA (J)
A1	10,0
A2	11,0
A3	8,5
A4	10,0
A5	9,0
B1	8,5
B2	10,0
B3	10,0
B4	8,0
B5	10,0
C1	10,0
C2	10,0

C3	9,0
C4	8,0
C5	8,0

Tabela 17 – Energia absorvida no ensaio de Impacto para o aço “CW”.

CORPO DE PROVA (POSIÇÃO)	ENERGIA ABSORVIDA (J)
A1	13,0
A2	17,0
A3	14,0
A4	16,0
A5	13,0
B1	10,0
B2	14,0
B3	14,0
B4	11,0
B5	14,0
C1	16,0
C2	14,0
C3	14,0
C4	15,0
C5	16,0

Tabela 18 – Energia absorvida no ensaio de Impacto para o aço “CMW”.

CORPO DE PROVA (POSIÇÃO)	ENERGIA ABSORVIDA (J)
A1	9,0
A2	12,0
A3	11,0
A4	11,0
A5	14,0
B1	13,0
B2	9,0

B3	14,0
B4	16,0
B5	16,0
C1	14,0
C2	14,0
C3	13,0
C4	18,0
C5	12,0

Na Tabela 19 e Figura 83 é ilustrado um comparativo dos valores médios de energia absorvida para cada material e posição de retirada do CDP. Observa-se que os resultados da roda fundida “CC” são em média aproximadamente 51% inferiores aos valores da roda forjada “CW” e 40% inferiores aos valores obtidos para a roda forjada e microligada “CMW”. Já entre os dois aços forjados a diferença média é de apenas 13%, levando a concluir que as propriedades de impacto destes materiais são similares.

A diminuição da capacidade de absorção de energia ao esforço de impacto observada no aço fundido quando comparado ao mesmo material forjado, foi observada também por Queiroz (2012) em sua pesquisa, onde os valores médios encontrados foram respectivamente 5,6 Joules para o fundido e 15,4 Joules para o forjado. Esta queda na tenacidade do material, observada no ensaio de impacto, confirma a fragilização do mesmo devido a aspectos microscópicos provenientes do processo de fabricação como poros e vazios (CHAN, 2010).

Tabela 19 – Comparativo dos resultados dos ensaios de Impacto.

Material	Energia absorvida (J) Posição - A	Energia absorvida (J) Posição - B	Energia absorvida (J) Posição - C
CC	9,70 ±0,97	9,30 ±0,98	9,00 ±1,00
CW	14,60 ±1,80	12,60 ±1,95	15,00 ±1,00
CMW	11,40 ±1,80	13,60 ±2,88	14,20 ±2,28

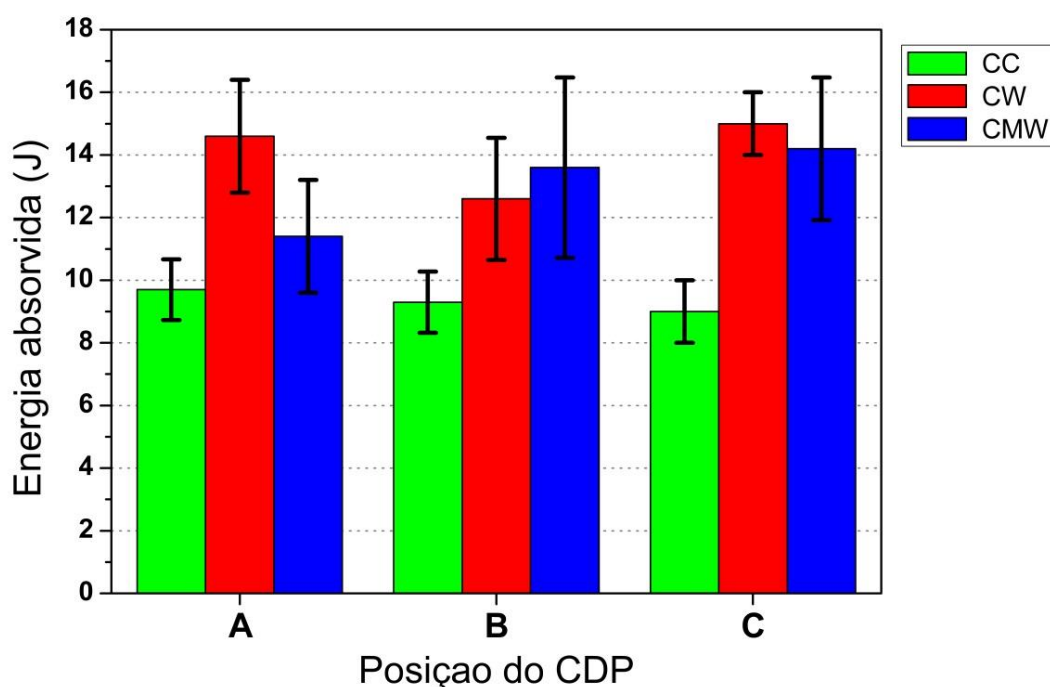


Figura 83- Comparativo dos resultados de energia absorvida no ensaio de impacto dos materiais estudados.

4.7 Análise dos resultados dos ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados em quatro corpos de prova do tipo “CT” para cada condição de material estudado. Os resultados dos ensaios bem como os valores de “ P_Q ” utilizados no cálculo de “ K_C ”, são mostrados nas Tabelas 20 a 22. A validação dos resultados como “ K_{IC} ”, descrita na norma ASTM E-399 (2012), foi verificada para todos os corpos de prova ensaiados e as respectivas desconformidades ou validação encontradas estão citadas nas tabelas dos resultados. O cálculo de “ K_C ” foi feito através da equação 3.2, sendo o tamanho da trinca utilizado na função $f(a/W)$, uma média de cinco medidas feitas na face da superfície da fratura, conforme descrito na norma ASTM E-399 (2012).

Verificou-se que para cada condição do material pelo menos um corpo de prova não foi validado como “ K_{IC} ”, uma vez que o resultado final é a média dos quatro valores encontrados nos ensaios, não se pode defini-lo como o valor de “ K_{IC} ” do

material e sim como “ K_C ”, que é uma propriedade de tenacidade válida para projetos e estudos, a qual é aceita e especificada em diversas normas ferroviárias.

Tabela 20 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material “CC”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 1	25,63	42,03	Válido como K_{IC}
CDP 2	25,70	43,53	Válido como K_{IC}
CDP 3	27,00	44,82	Válido como K_{IC}
CDP 4	27,59	43,28	P_{MAX}/P_Q - não conforme

Tabela 21 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material “CW”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 1	32,64	55,33	P_{MAX}/P_Q - não conforme
CDP 2	28,90	48,74	Válido como K_{IC}
CDP 3	26,38	43,65	Válido como K_{IC}
CDP 4	30,07	49,97	Válido como K_{IC}

Tabela 22 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material “CMW”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 1	37,93	60,86	Válido como K_{IC}
CDP 2	33,11	52,29	P_{MAX}/P_Q - não conforme
CDP 3	34,26	54,11	Válido como K_{IC}
CDP 4	32,94	54,36	Válido como K_{IC}

Na Tabela 23 é ilustrado um comparativo dos valores médios de “ K_C ” dos aços estudados, e permite observar um aumento desta propriedade para o material “CMW” de aproximadamente 28% em relação ao “CC” e de 12% ao “CW”. Entre os materiais sem microadição de elementos de liga o aço forjado tem o valor de “ K_C ” superior em 14% comparado ao material fundido. Como o ensaio de tenacidade à fratura não é

previsto pela norma AAR M-107 (2011) utilizada para a fabricação das rodas e onde está previsto o material Classe “C”, não existem valores especificados para validação do material, porém, segundo Robles Hernández et al (2011), uma recomendação da TTCI (Transportation Technology Center, Inc.) sugere que o valor mínimo de “ K_{IC} ” para aços ferroviários Classe “C” de alta performance seja sempre maior que 40 MPa.m^{1/2}. Portanto, os resultados dos ensaios validam os três materiais estudados.

Tabela 23 – Comparativo dos resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura.

Material	K_C (MPa.m ^{1/2})
CC	43,4 ± 1,2
CW	49,4 ± 2,8
CMW	55,4 ± 1,4

Na Figura 84 é mostrado graficamente os resultados e o comparativo dos valores de “ K_C ” das condições ensaiadas. Para o material microligado “CMW” o resultado encontrado é aproximado ao da pesquisa de Villas Bôas (2010), $K_C=51$ MPa.m^{1/2}. Em estudo comparativo com rodas fundidas e forjadas, Tarafder et al (2007) e Sivaprasad et al (2007), observaram comportamento superior das rodas forjadas em relação as fundidas ao analisar os valores obtidos em ensaios de tenacidade à fratura para os dois tipos de rodas. Segundo Minicucci, Milagres e Villas Bôas (2010) o valor encontrado de tenacidade à fratura para o material Classe “C” forjado é na faixa de 46 MPa.m^{1/2}, já para o mesmo material fabricado pelo processo de fundição, Queiroz (2012) encontrou valores na faixa de 43,2 MPa.m^{1/2}.

Conforme discutido anteriormente, o ensaio de tenacidade à fratura é sensível a aspectos microestruturais, como defeitos internos, e mesmo tendo o material fabricado pelo processo de fundição sob pressão uma qualidade interna superior comparado a processos de fundição convencionais, o aparecimento de microvazios é inerente a este tipo de processamento, o que fragiliza o aço e possui grande influência no surgimento de trincas por fadiga. Consequentemente o valor de “ K_C ” deste material é inferior quando comparado ao mesmo aço (Classe “C”) fabricado pelo processo de forjamento.

O forjamento garante uma estrutura mais refinada e diminui a probabilidade de microdefeitos internos, aumentando assim a tenacidade e a resistência ao aparecimento de trincas (PESSARD et al, 2011). O aço microligado foi fabricado por forjamento e sofreu um processo de desgaseificação à vácuo durante sua produção, o que confere ao mesmo um menor nível de hidrogênio e consequentemente uma melhora em suas propriedades mecânicas como tenacidade à fratura e fadiga (ROBLES HERNÁNDEZA et al, 2011; MINICUCCI, 2011). Lonsdate, Dedmon e Pilch (2005) observaram em sua pesquisa um aumento de aproximadamente 23% no valor de tenacidade à fratura de um aço microligado Classe “C” quando comparado ao mesmo aço sem adição de elementos de liga. Também foi verificada uma diminuição no tamanho de grão austenítico devido à microadição de Nióbio e Molibdênio, o que segundo Das et al (2006) e Murakami (2012) aumenta a tenacidade à fratura do material já que quanto menor o tamanho de grão maior a dificuldade do defeito (trinca) se propagar.

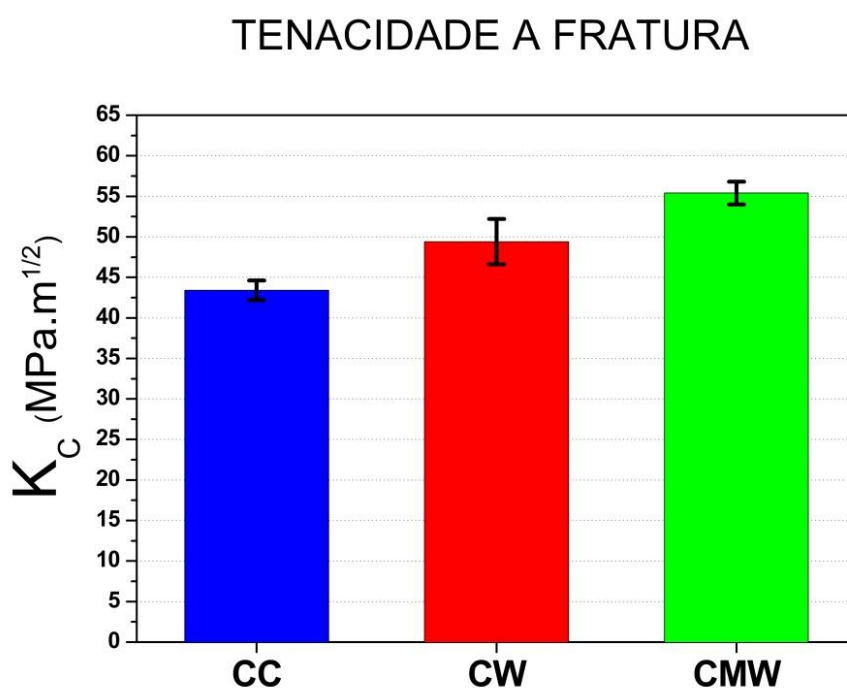


Figura 84- Comparativo dos resultados de tenacidade à fratura “ K_C ” dos materiais estudados.

4.8 Análise dos resultados dos ensaios de fadiga

Os dados dos ensaios de fadiga dos materiais estudados tal como a identificação da amostra, os valores de carregamento, o diâmetro do corpo de prova, a tensão utilizada e o número de ciclos até a falha ou até a interrupção do ensaio, são mostrados nas Tabelas 24 a 26. Ressalta-se que foi definido como vida infinita da amostra o número de 1.000.000 de ciclos, e que uma vez atingido este valor sem o rompimento do corpo de prova, o ensaio era interrompido e os dados anotados na tabela.

Tabela 24 – Resultados dos ensaios de fadiga para o material “CC”.

CDP	Tensão [Mpa]	D [mm]	P _{máx} [KN]	P _{mín} [KN]	P _{med} [KN]	Amp [KN]	Ciclos
2F	892,00	6,06	25,728	2,573	14,150	11,577	17.854
2E	892,00	6,05	25,643	2,564	14,104	11,539	30.295
1G	892,00	6,02	25,389	2,539	13,964	11,425	25.236
3H	834,30	6,01	23,668	2,367	13,017	10,651	52.850
2H	834,30	5,99	23,511	2,351	12,931	10,580	27.375
2G	834,30	6,02	23,747	2,375	13,061	10,686	60.553
3A	746,00	6,00	21,093	2,109	11,601	9,492	101.248
2G	746,00	6,01	21,163	2,116	11,640	9,523	61.860
1D	746,00	6,03	21,304	2,130	11,717	9,587	76.183
3F	696,00	6,15	20,675	2,068	11,371	9,304	511.407
2B	696,00	6,03	19,876	1,988	10,932	8,944	1.000.000
1E	696,00	6,04	19,942	1,994	10,968	8,974	222.330
1F	696,00	6,13	20,541	2,054	11,298	9,243	852.952
3E	646,00	6,12	19,003	1,900	10,452	8,551	1.000.000
2D	646,00	6,02	18,387	1,839	10,113	8,274	1.000.000
3C	646,00	6,03	18,448	1,845	10,147	8,302	1.000.000

Tabela 25 – Resultados dos ensaios de fadiga para o material “CW”.

CDP	Tensão [Mpa]	D [mm]	P _{máx} [KN]	P _{mín} [KN]	P _{med} [KN]	Amp [KN]	Ciclos
1E	920,6	6,05	26,464	2,6464	14,555	11,909	55.327
1F	920,6	6,00	26,028	2,6028	14,316	11,713	54.748
2C	920,6	6,00	26,028	2,6028	14,316	11,713	75.744
2H	891,8	6,02	25,383	2,5383	13,961	11,422	76.544
3H	891,8	6,02	25,383	2,5383	13,961	11,422	70.199
3A	891,8	6,01	25,299	2,5299	13,914	11,385	83.860
2F	863,0	6,02	24,564	2,4564	13,510	11,054	168.720

3F	863,0	6,05	24,810	2,4810	13,645	11,164	329.143
3B	863,0	6,00	24,401	2,4401	13,421	10,981	98.645
3D	845,8	6,01	23,993	2,3993	13,196	10,797	915.709
2A	845,8	6,03	24,153	2,4153	13,284	10,869	553.954
3G	845,8	6,01	23,993	2,3993	13,196	10,797	1.000.000
2G	845,8	6,02	24,073	2,4073	13,240	10,833	355.863
1D	834,3	6,02	23,746	2,3746	13,060	10,686	1.000.000
1G	834,3	5,99	23,510	2,3510	12,930	10,579	1.000.000
2D	834,3	5,99	23,510	2,3510	12,930	10,579	1.000.000
3E	805,5	6,00	22,775	2,2775	12,526	10,249	1.000.000
1B	805,5	6,00	22,775	2,2775	12,526	10,249	1.000.000
2B	805,5	6,04	23,079	2,3079	12,694	10,386	1.000.000

Tabela 26 – Resultados dos ensaios de fadiga para o material “CMW”.

CDP	Tensão [Mpa]	D [mm]	Pmáx [kN]	Pmín [kN]	Pmed [kN]	Amp [kN]	Ciclos
3H	1000,00	6,03	28,558	2,8558	15,707	12,851	39.714
3G	1000,00	6,02	28,463	2,8463	15,655	12,808	21.641
3F	1000,00	6,03	28,558	2,8558	15,707	12,851	91.381
2D	980,00	6,01	27,801	2,7801	15,291	12,511	46.640
1F	980,00	6,03	27,987	2,7987	15,393	12,594	209.077
3A	980,00	6,03	27,987	2,7987	15,393	12,594	150.106
2A	960,00	6,02	27,325	2,732	15,029	12,296	416.470
3E	960,00	6,00	27,143	2,714	14,929	12,215	154.006
2C	960,00	6,03	27,415	2,742	15,079	12,337	271.393
1H	945,00	6,00	26,719	2,672	14,696	12,024	714.238
1D	945,00	6,02	26,898	2,690	14,794	12,104	185.085
1B	945,00	6,02	26,898	2,690	14,794	12,104	527.730
3D	930,00	5,99	26,208	2,6208	14,414	11,793	1.000.000
1E	930,00	6,03	26,559	2,656	14,607	11,951	1.000.000
2E	930,00	6,04	26,647	2,6647	14,656	11,991	1.000.000
2B	891,80	6,01	25,299	2,5299	13,915	11,385	1.000.000
3C	891,80	6,03	25,468	2,5468	14,007	11,461	1.000.000
2H	891,80	6,01	25,299	2,5299	13,915	11,385	1.000.000

Nas Figuras 85 a 87 são apresentados os gráficos das curvas $S \times N$ dos materiais “CC”, “CW” e “CMW” plotados em escala log-normal, sendo o eixo da abcissa (número de ciclos) em escala logarítmica e o eixo das ordenadas (tensão) em escala normal. Nos gráficos são também ilustrados o intervalo de confiança de 95%, a equação da reta levantada para cada material, o desvio padrão da distribuição $\log N$ e o

coeficiente de determinação (R^2), o qual foi calculado através da Equação 3.16 e que tem por objetivo verificar a adequação do modelo de regressão proposto. O valor de R^2 varia entre 0 e 1, sendo o modelo considerado adequado quando os valores de R^2 calculados são próximos de 1 e o modelo considerado inadequado quando são obtidos valores pequenos de R^2 ($R^2 \approx 0$).

Os resultados de R^2 foram respectivamente 0,78 para o material “CC”, 0,76 para o material “CW” e 0,70 para o “CMW”, levando a concluir que os modelos de regressão propostos neste trabalho estão adequados. O desvio padrão calculado do número de ciclos ($\log N$) para os aços estudados foi de 0,255 para “CC”, 0,216 para o “CW” e 0,27 para “CMW”, valores aproximados entre eles e que não representam uma dispersão significativa dos resultados.

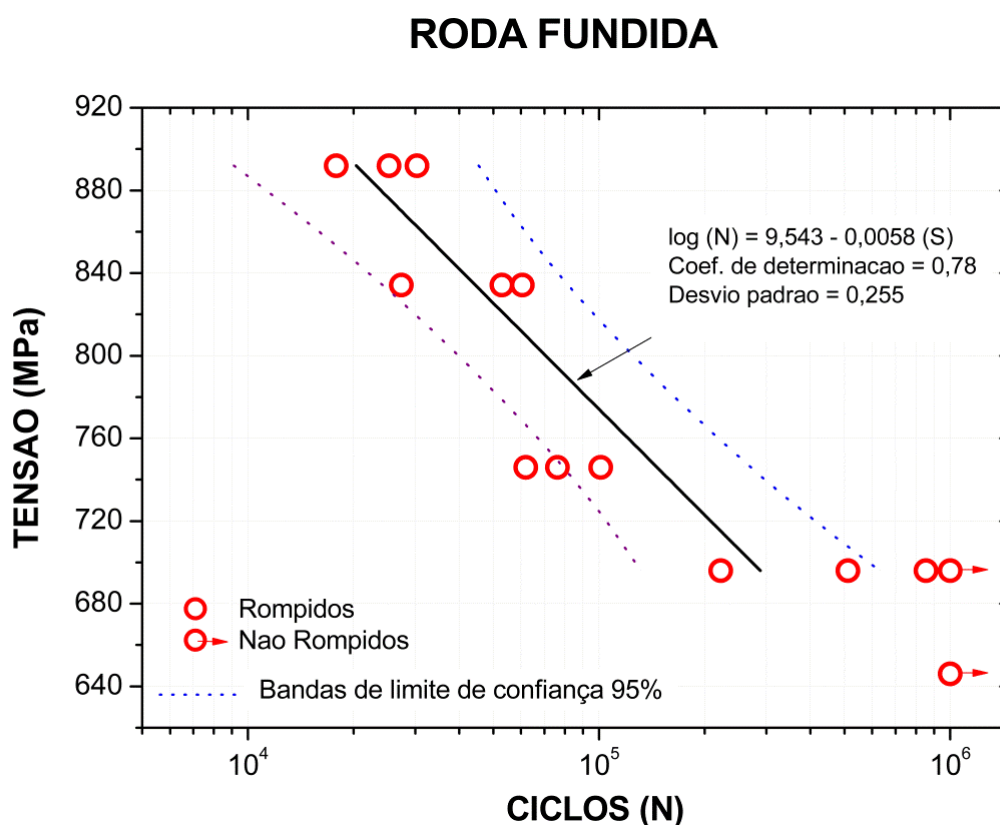


Figura 85- Gráfico do comportamento em fadiga do material “CC”. Escala log-normal.

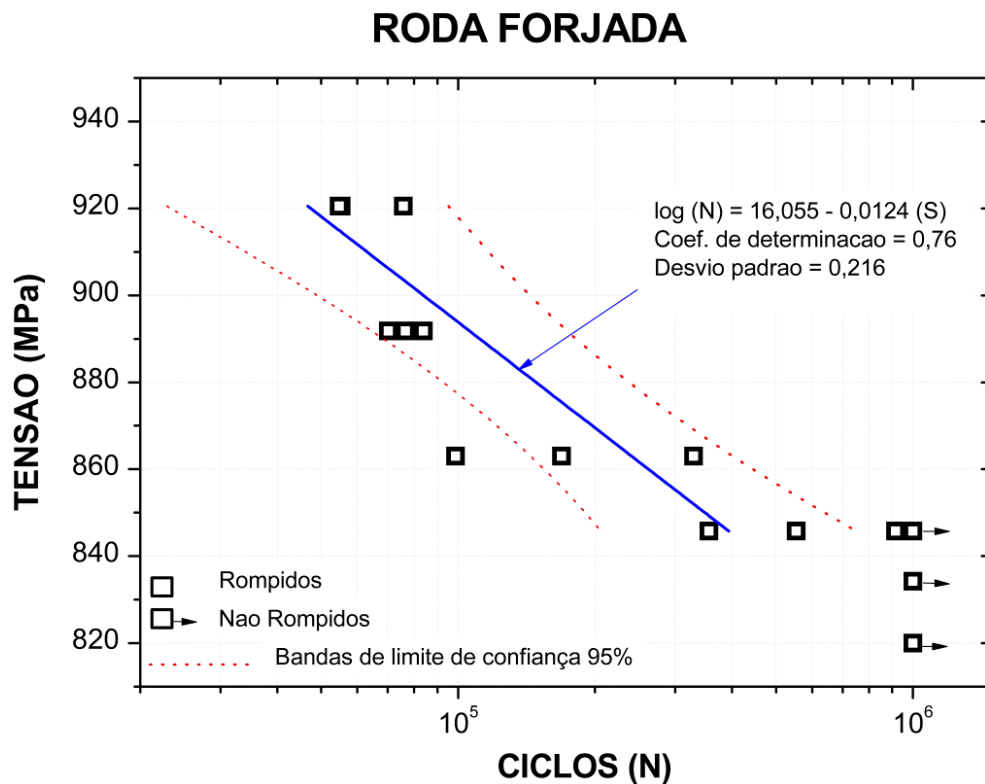


Figura 86- Gráfico do comportamento em fadiga do material “CW”. Escala log-normal.

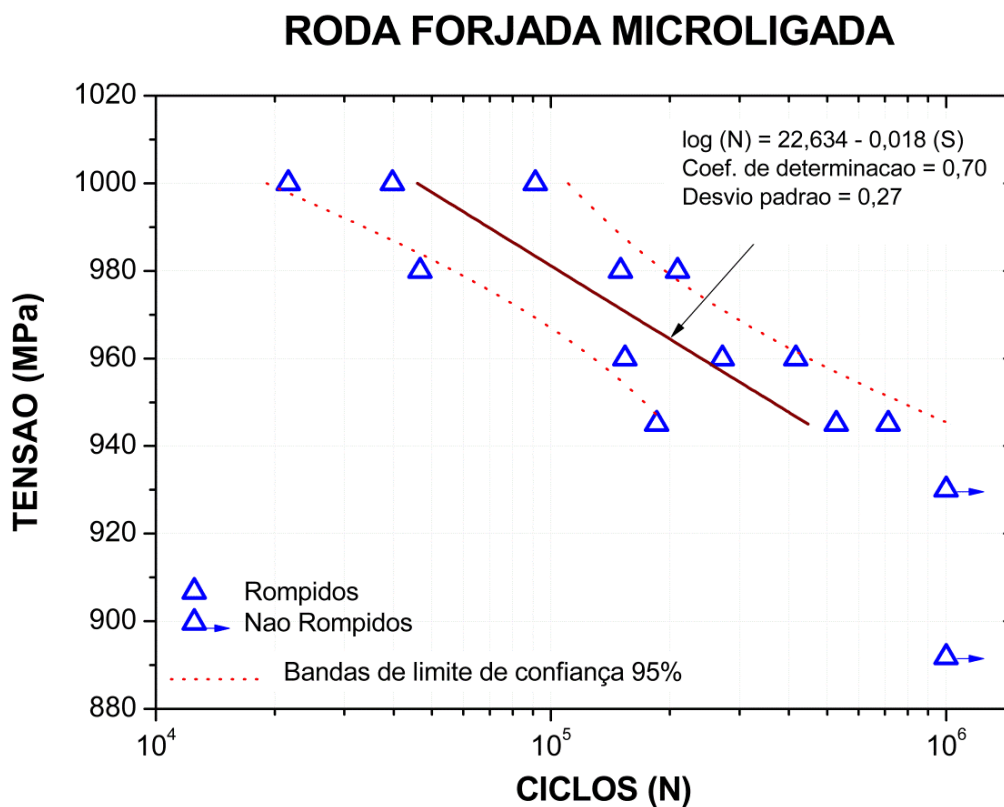


Figura 87- Gráfico do comportamento em fadiga do material “CMW”. Escala log-normal.

Os valores de tensão para a vida infinita adotada neste trabalho (10^6 ciclos) podem ser retirados diretamente das tabelas dos resultados ou calculados através das equações das curvas levantadas para cada material, apresentadas na Tabela 27 e ilustradas nos respectivos gráficos.

Tabela 27 – Equações das curvas S-N obtidas através dos ensaios de fadiga axial.

Material	Equação da curva S-N
CC (Fundido)	$\log(N) = 9,543 - 0,0058.(S)$
CW (Forjado)	$\log(N) = 16,055 - 0,0124.(S)$
CMW (Forjado e Microligado)	$\log(N) = 22,634 - 0,018.(S)$

N – número de ciclos

S – tensão (MPa)

Para o material “CC” o valor de tensão correspondente ao limite de resistência à fadiga determinado no ensaio foi de 646 MPa, enquanto o cálculo realizado com o auxílio da equação da reta por extrapolação linear resultou num valor de 610 MPa. Nota-se uma proximidade dos valores o que evidencia a precisão da equação determinada para o comportamento em fadiga deste material.

O aço na condição forjada “CW” apresentou um limite de fadiga na faixa de 834 MPa durante os ensaios e de 810 MPa calculado pela equação, a qual demonstrou também uma elevada precisão no resultado. Para o material forjado e microligado “CMW” o limite de fadiga nos ensaios foi de 930 MPa e o valor calculado de 924 MPa, sendo possível concluir que a equação levantada do comportamento em fadiga deste material está de acordo com o resultado experimental.

Analisando estes valores de tensão do limite de resistência à fadiga observa-se um aumento de 14% do aço “CMW” comparado com o aço “CW” e de 51% quando a comparação é feita com o material fundido “CC”. Entre o material forjado e o fundido o limite de resistência à fadiga é aproximadamente 33% superior no aço fabricado pelo processo de forjamento.

A Figura 88 ilustra o comparativo das curvas S_xN dos aços estudados e permite observar que o material na condição fundida “CC” tem um comportamento em fadiga inferior quando comparado aos demais materiais testados. A resistência à fadiga superior de materiais ferroviários forjados comparados com materiais fundidos foi observada por Queiroz (2012) em sua pesquisa, através de ensaios de fadiga realizados por flexão em três pontos.

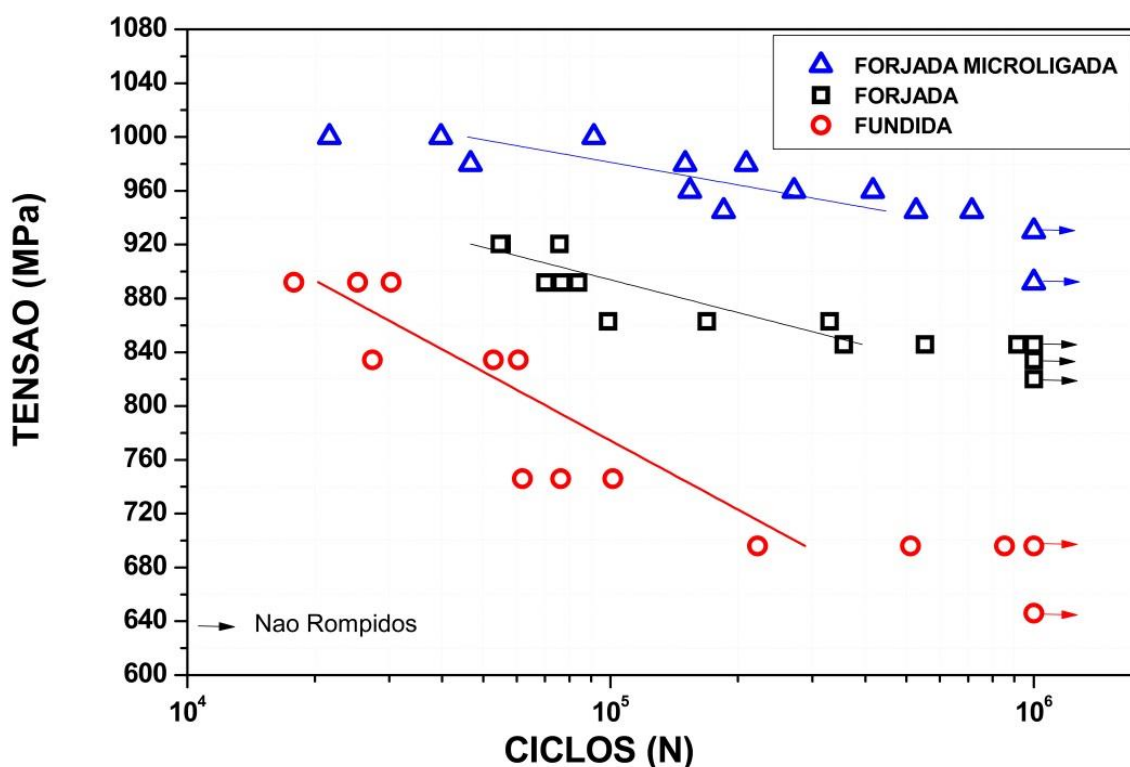


Figura 88 - Comparativo do comportamento em fadiga dos materiais estudados. Escala log-normal.

Tarafder et al (2007) e Sivaprasad et al (2007), também verificaram em suas pesquisas comportamento superior de um aço ferroviário forjado Classe “B” (SAE-1060) em relação ao mesmo material fundido quando realizaram ensaios de propagação de trincas por fadiga, Figura 26, os autores observaram um pequeno aumento na resistência ao crescimento de uma trinca no material forjado comparado ao fundido.

Através da análise do comparativo dos materiais forjados e fundidos estudados neste trabalho, observa-se um aumento considerável na resistência à fadiga do aço

forjado, diferentemente da pequena diferença encontrada pelos autores citados anteriormente. Tal fenômeno pode ser explicado pelo ensaio de propagação de trinca por fadiga analisar somente o crescimento do defeito até a falha, desconsiderando a etapa da nucleação e propagação inicial da trinca, já que neste tipo de ensaio são utilizados corpos de prova pré-trincados e, portanto o efeito dos micro-defeitos provenientes do processo de fabricação não influenciam consideravelmente no teste.

No ensaio realizado nesta pesquisa a propriedade de fadiga do material consiste nas três etapas de uma falha, nucleação, crescimento da trinca e ruptura final, uma vez que segundo Cui (2002) a etapa de nucleação de um defeito pode representar até 90% da vida total do componente, a considerável superioridade do material forjado “CW” se deve aos defeitos internos do aço fundido “CC” que segundo Chan (2010) são locais propícios para o aparecimento de trincas conforme será mostrado nas análises das superfícies de fratura dos corpos de prova.

O material forjado e microligado “CMW” possui um comportamento em fadiga superior comparado aos outros dois aços ensaiados. A microadição de elementos de liga melhora as propriedades em fadiga dos aços, o que ficou comprovado através do comparativo realizado. Esta superioridade se deve a efeitos microestruturais como redução do tamanho de grão, o que conseqüentemente dificulta a propagação da trinca, e o aumento na fração de ferrita, que aumenta a tenacidade e ductilidade do material, aumentando assim a resistência à fadiga do mesmo. Este comportamento melhorado em aços modificados por micro-adição de elementos de liga foi também observado nos trabalhos de Robles Hernández et al (2011), Najafia, Rassizadehghani e Norouzi (2011) e Hajisafari et al (2013).

4.9 Análise fractográfica

As Figuras 89 a 94 ilustram as superfícies de fratura observadas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para corpos de provas de fadiga axial de cada condição estudada. Observa-se que em todas as amostras analisadas a área de ruptura final corresponde a mais de 50% da área total da superfície fraturada, isto evidencia que todas as fraturas ocorreram sob um alto nível de tensão nominal.

As Figuras 89 e 90 apresentam as superfícies de fratura de corpos de prova do material fundido “CC”, cuja tensão e número de ciclos do ensaio são respectivamente: 696 MPa / 511407 ciclos e 834,3 MPa / 52850 ciclos. Nas figuras é possível observar que para os dois casos analisados o início da trinca não ocorreu na superfície do corpo de prova, mas em defeitos internos (vazios) provenientes do processo de fabricação do material. Pyttel et al (2012) observou também esta característica de aparecimento de trincas em defeitos como vazios e inclusões quando analisou o aço 42CrMoS4 e o ferro fundido EN-GJS-900-2. No trabalho de Nadot, Mendez e Ranganathan (2004) a origem da nucleação de trincas de fadiga em todas as amostras por eles testadas foram defeitos de fundição. A fim de confirmar que a nucleação das trincas somente tinha a origem nestes defeitos, a superfície de fratura bem como as extremidades da amostra foram varridas por MEV e nenhum outro local de início de trinca foi observado.

Conforme discutido anteriormente o processo de fundição de metais, mesmo quando realizado sob pressão, gera defeitos internos no material, e que segundo Chen et al (2012) e Sun et al (2013) funcionam como concentrador de tensões e consequentemente ponto de nucleação de trinca que diminui a resistência à fadiga do material.

Nas Figuras 91 a 94 são apresentadas as análises das superfícies de fratura de corpos de prova do aço forjado “CW” e microligado “CMW” com as seguintes características de ensaios: 863 MPa / 168720 ciclos, 845,8 MPa / 355863 ciclos, 980 MPa / 150106 ciclos e 960 MPa / 154006 ciclos, respectivamente. Nota-se que para todos os casos analisados a nucleação da trinca ocorreu na superfície da amostra e em localização única, o que segundo Roiko et al (2012) é um comportamento frequentemente observado para ensaios de fadiga devido à formação de bandas de deslizamento na superfície livre do corpo de prova que funcionam como concentradores de tensões e consequentemente locais de aparecimento de trincas.

Zetl et al (2006) observaram também característica semelhante de nucleação de trincas por fadiga na superfície livre de todas as amostras do material ao ensaiarem aço carbono CK-60 submetido a processo de normalização.

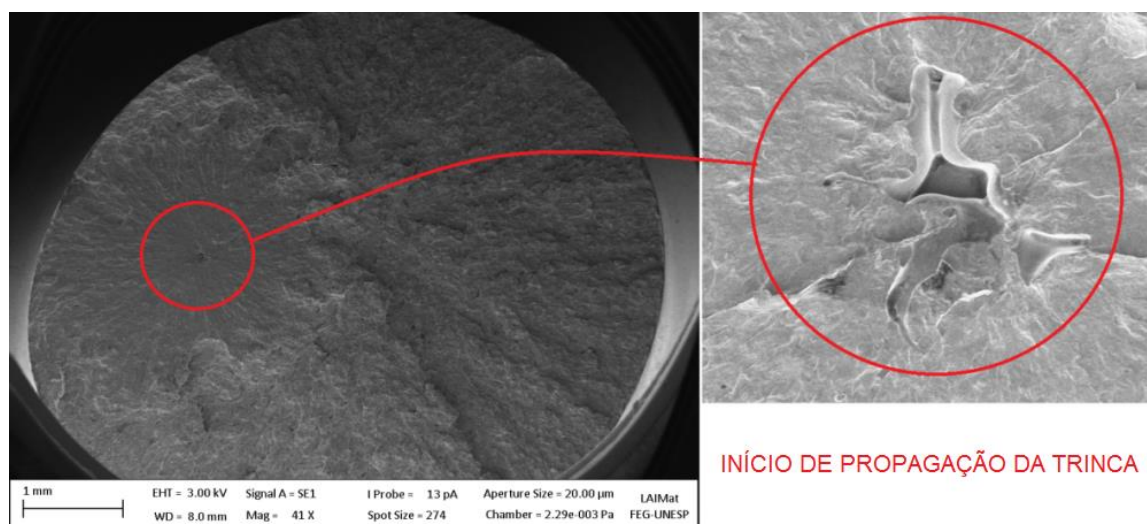


Figura 89 - Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CC”. Corpo de prova 3F ($\sigma=696$ MPa – 511.507 ciclos).

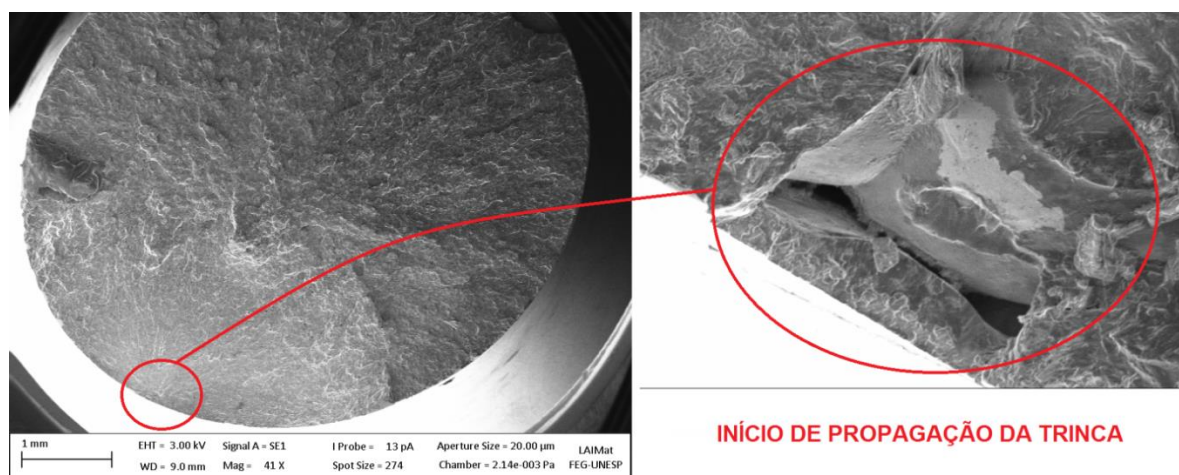


Figura 90 - Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CC”. Corpo de prova 3H ($\sigma=834,3$ MPa – 52.850 ciclos).

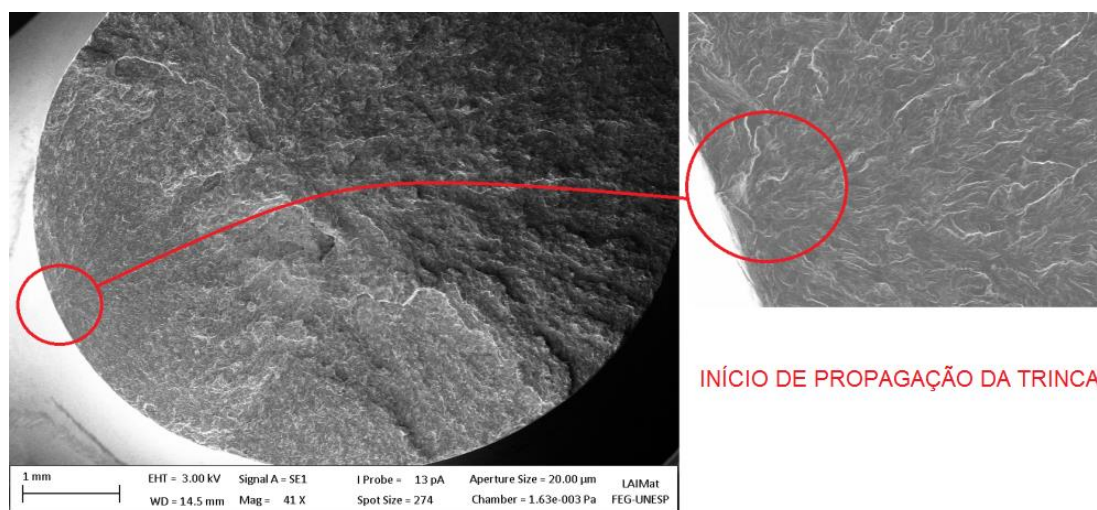


Figura 91 - Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CW”. Corpo de prova 2F ($\sigma=863$ MPa – 168.170 ciclos).

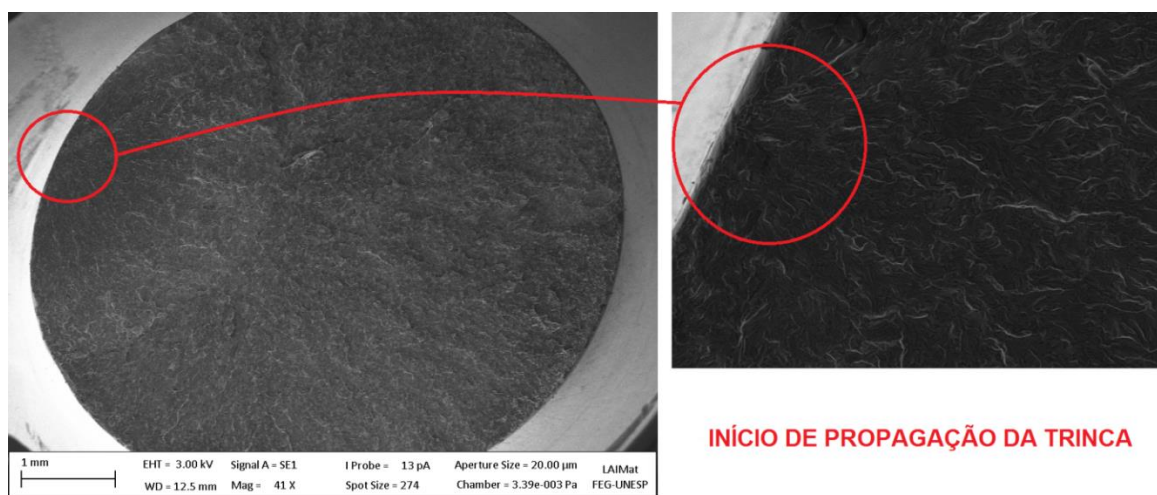


Figura 92 - Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CW”. Corpo de prova 2G ($\sigma=845,8$ MPa – 355.863 ciclos).

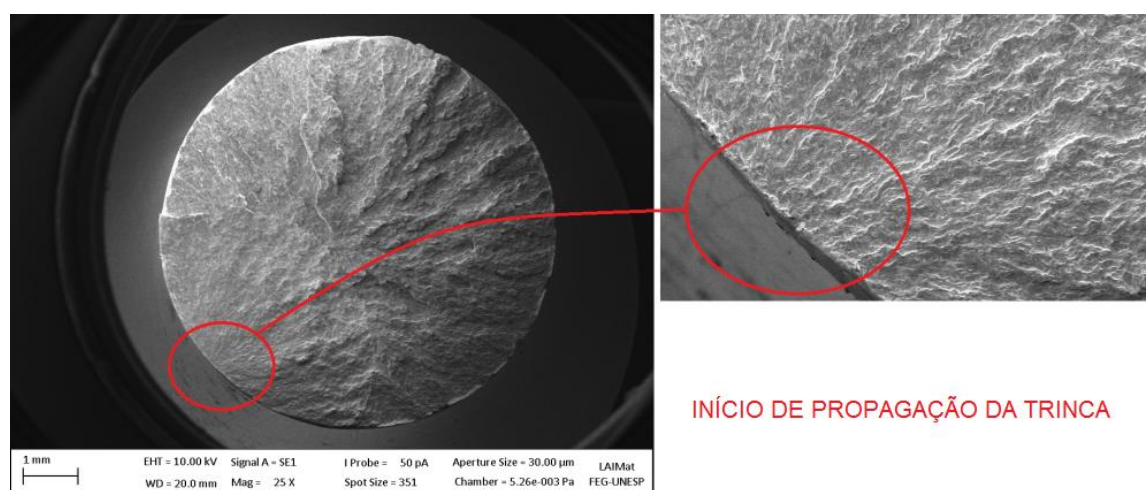


Figura 93 - Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CMW”. Corpo de prova 3^a ($\sigma=980$ MPa – 150.106 ciclos).

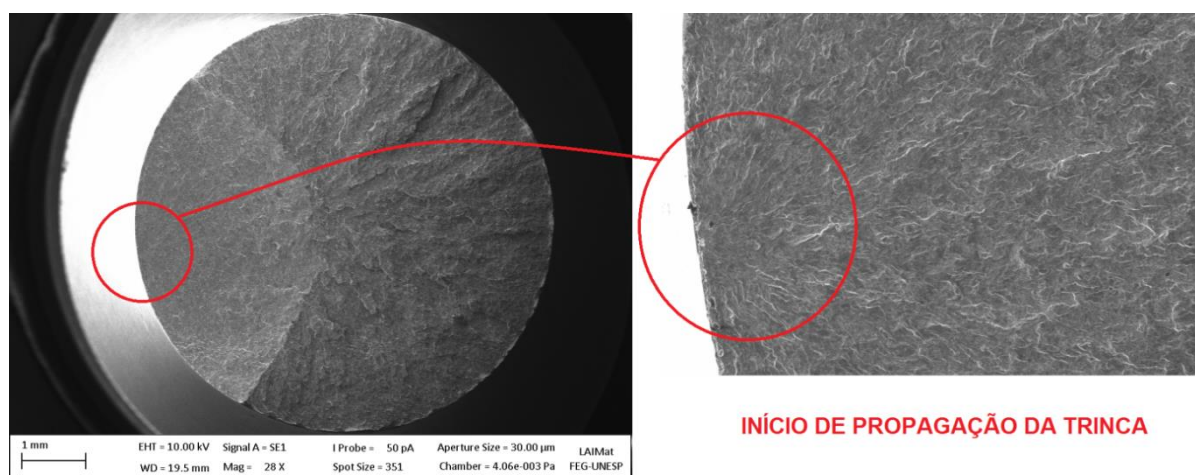


Figura 94 - Superfície de fratura do corpo de prova do ensaio de fadiga para o material “CMW”. Corpo de prova 3E ($\sigma=960$ MPa – 154.006 ciclos).

4.10 Análise por Elementos Finitos

Os resultados das análises de fadiga utilizando o método dos elementos finitos são apresentados em vida total do componente, ou seja, o número máximo de ciclos até a falha para cada região do modelo após carregamento cíclico na razão de $R=0$ da força ilustrada na Figura 62 de 327 kN. Na análise estática deste carregamento o valor de tensão von Mises máximo encontrado no modelo foi de 173,6 MPa, conforme mostrado na Figura 63, tal valor de tensão é baixo comparado com os valores de resistência dos materiais estudados que é de aproximadamente 1100 MPa, portanto, embora sob carregamentos cíclicos valores baixos de tensão são capazes de provocar falhas por fadiga nos materiais, no estudo realizado para 10.000.000 de ciclos o carregamento de 327 kN não gerou regiões críticas de fadiga em nenhum dos três modelos das condições de materiais estudados (“CC”, “CW” e “CMW”).

Os resultados de vida em fadiga das condições estudadas estão ilustrados nas Figuras 95 a 97, e permitem observar que todos os materiais atingiram a vida infinita de 10^7 ciclos definida nos parâmetros das análises. Tal comportamento pode ser explicado pelo carregamento utilizado ser muito inferior ao limite suportado pelos materiais.

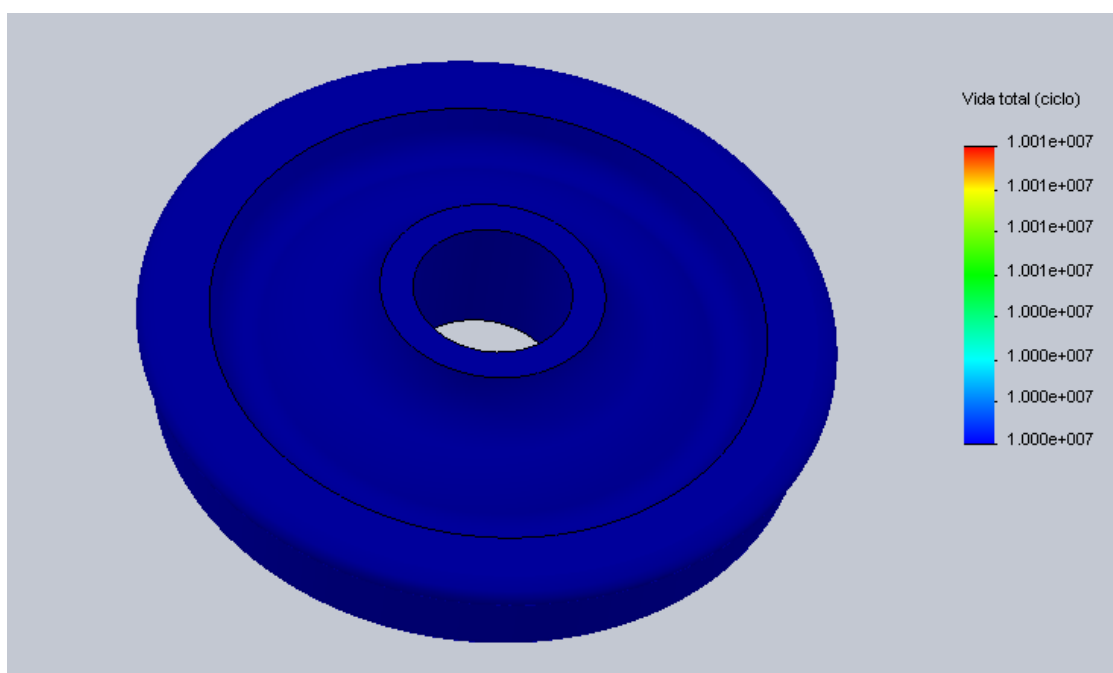


Figura 95- Resultado da análise de fadiga para o material “CC” sob carregamento cíclico de 327 kN.

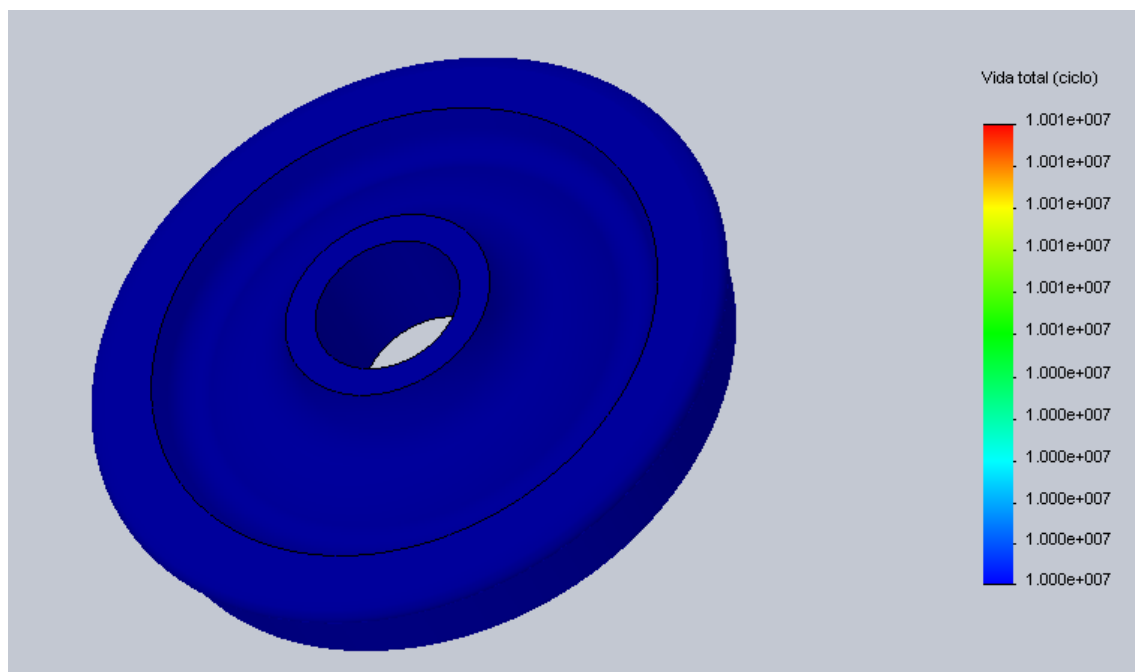


Figura 96- Resultado da análise de fadiga para o material “CW” sob carregamento cíclico de 327 kN.

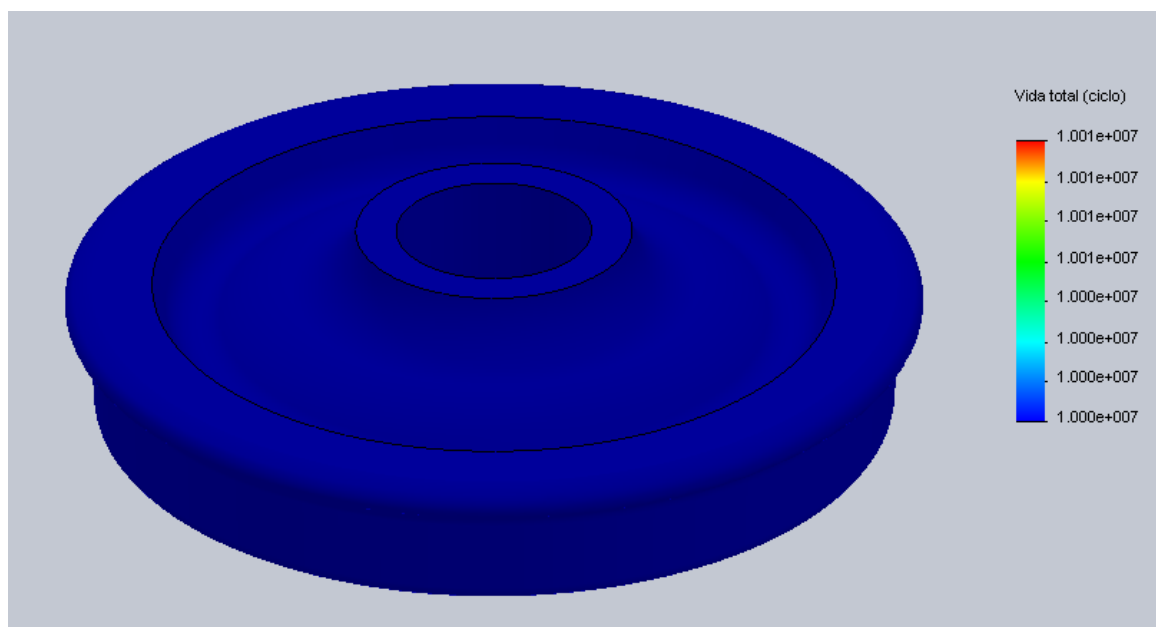


Figura 97- Resultado da análise de fadiga para o material “CMW” sob carregamento cíclico de 327 kN.

Após analisar os resultados decidiu-se por inserir um fator de carga na análise, este recurso do software permite que se insira um valor que amplia o carregamento, ou seja, funciona também como um coeficiente de segurança. Num primeiro momento foi definido um fator de carga no valor de 2 para verificar o comportamento e analisar os resultados. Nas Figuras 98 a 100 são mostrados os resultados de vida do modelo após

rodar a análise atribuindo o fator de carga discutido anteriormente, nota-se que para a roda na condição fundida “CC”; que nos ensaios físicos de fadiga obteve um comportamento inferior comparado aos demais; ocorre o aparecimento de uma região crítica de fadiga com vida esperada de $1,404 \times 10^6$ ciclos, isto significa que para esta condição de carregamento na roda fundida ocorreria falha por fadiga após decorrido tal número de ciclos.

Para os modelos das rodas forjada “CW” e microligada “CMW” mesmo após adotar o fator de carga a vida em fadiga se manteve no limite estabelecido no software de 10^7 ciclos, ou seja, os materiais não estariam sujeitos a falha por fadiga nestas condições de carregamento.

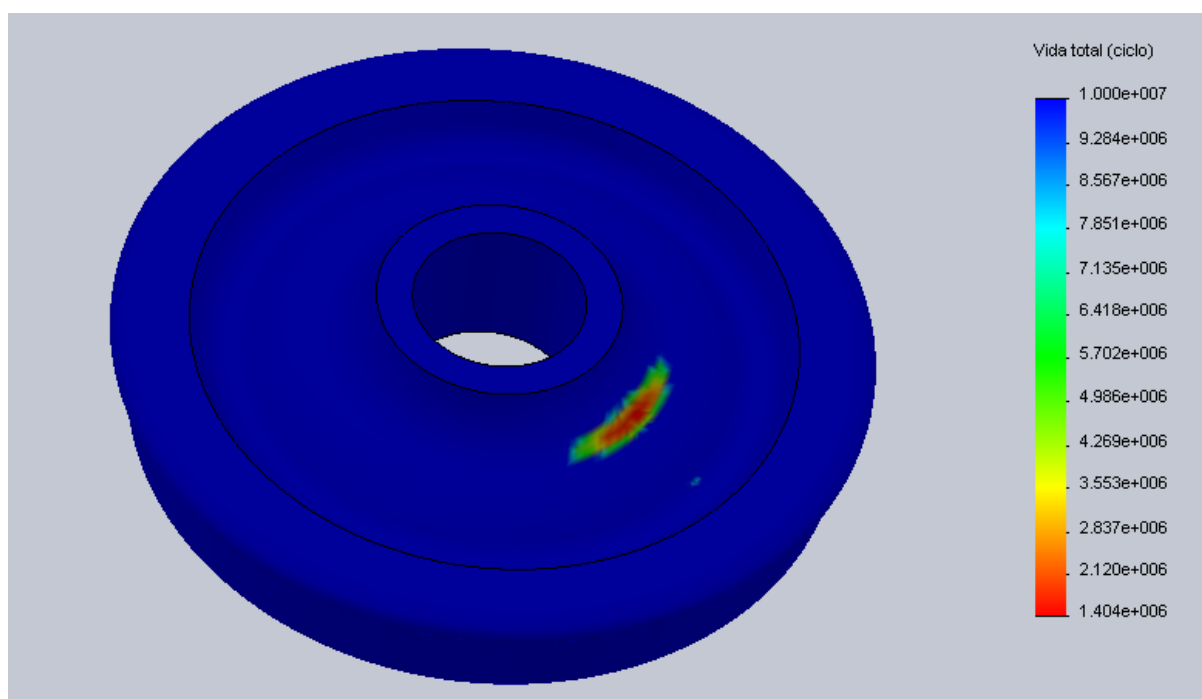


Figura 98 - Resultado da análise de fadiga com indicação dos locais com menor vida esperada para o material “CC”. Carregamento com fator de carga 2.

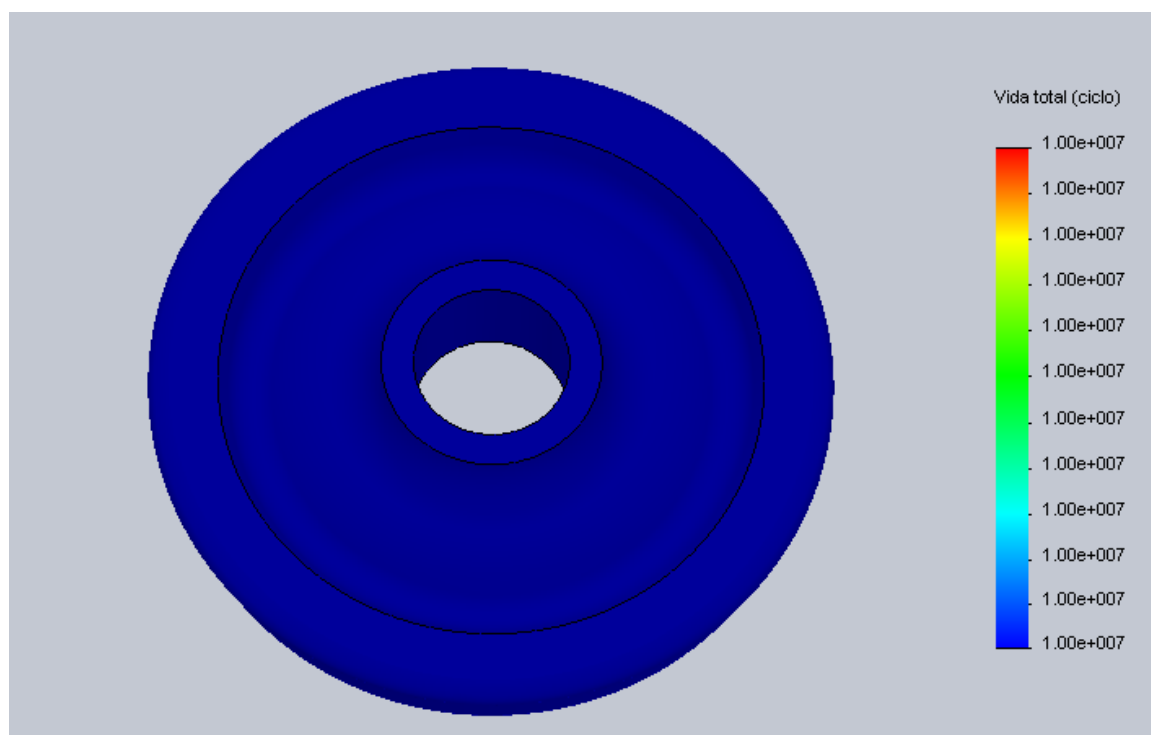


Figura 99 - Resultado da análise de fadiga para o material “CW” Carregamento com fator de carga 2.

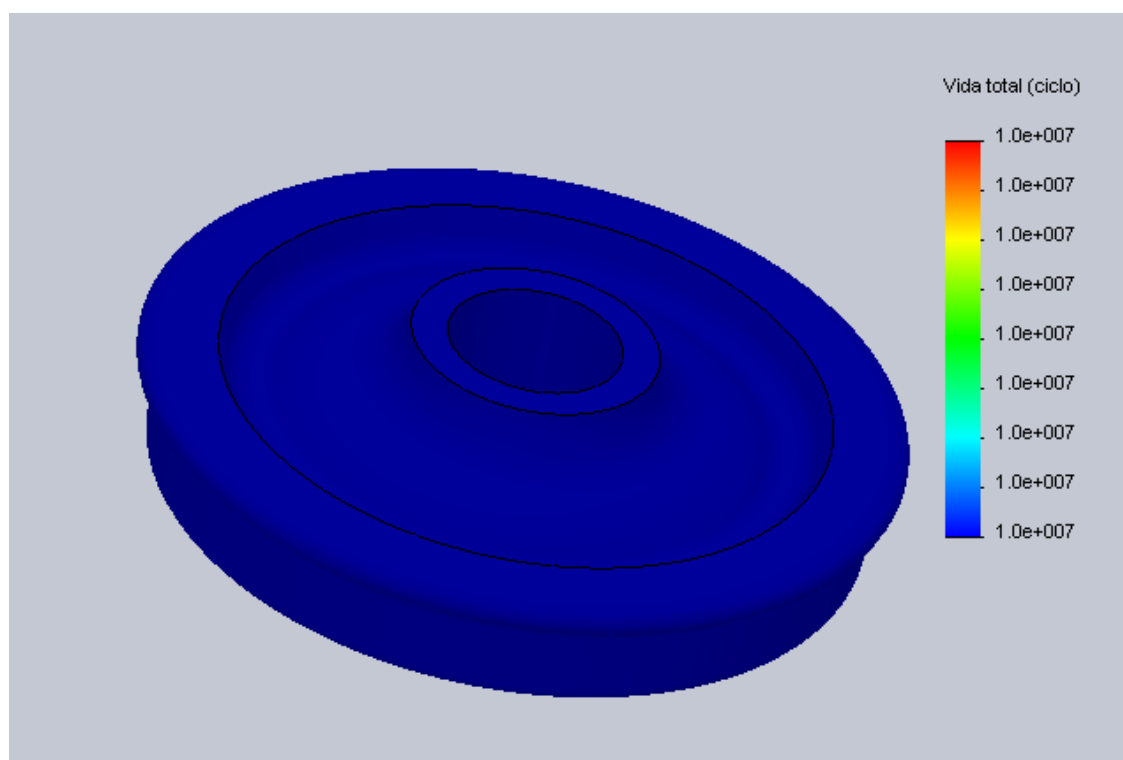


Figura 100 - Resultado da análise de fadiga para o material “CMW” Carregamento com fator de carga 2.

A fim de analisar o comportamento da análise após a inserção do fator de carga decidiu-se aumentá-lo para 3, as Figuras 101 a 103 ilustram os resultados para as

condições estudadas. A diminuição da vida era esperada já que a vida é inversamente proporcional ao carregamento utilizado, nota-se que para esta condição a vida crítica do material “CC” diminuiu para $2,816 \times 10^4$ ciclos e para o material “CW” que até então apresentava uma vida infinita sem indícios de falha por fadiga o número de ciclos até a falha foi de $2,080 \times 10^5$, comportamento melhor comparado ao material fundido e que está de acordo com os ensaios físicos. O material na condição forjada e microligada “CMW” manteve seu comportamento superior comparado aos demais, atingindo a vida limite determinada no programa de 10^7 ciclos.

As análises confirmam as características em fadiga dos materiais estudados levantadas em ensaios laboratoriais que deram origem às curvas SxN inseridas no software e que determinam o comportamento do modelo sob carregamentos cíclicos. A utilização de simulação por elementos finitos é de suma importância em projetos ferroviários, já que os carregamentos a que são sujeitos os componentes são extremamente complexos tornando-se impossíveis cálculos manuais.

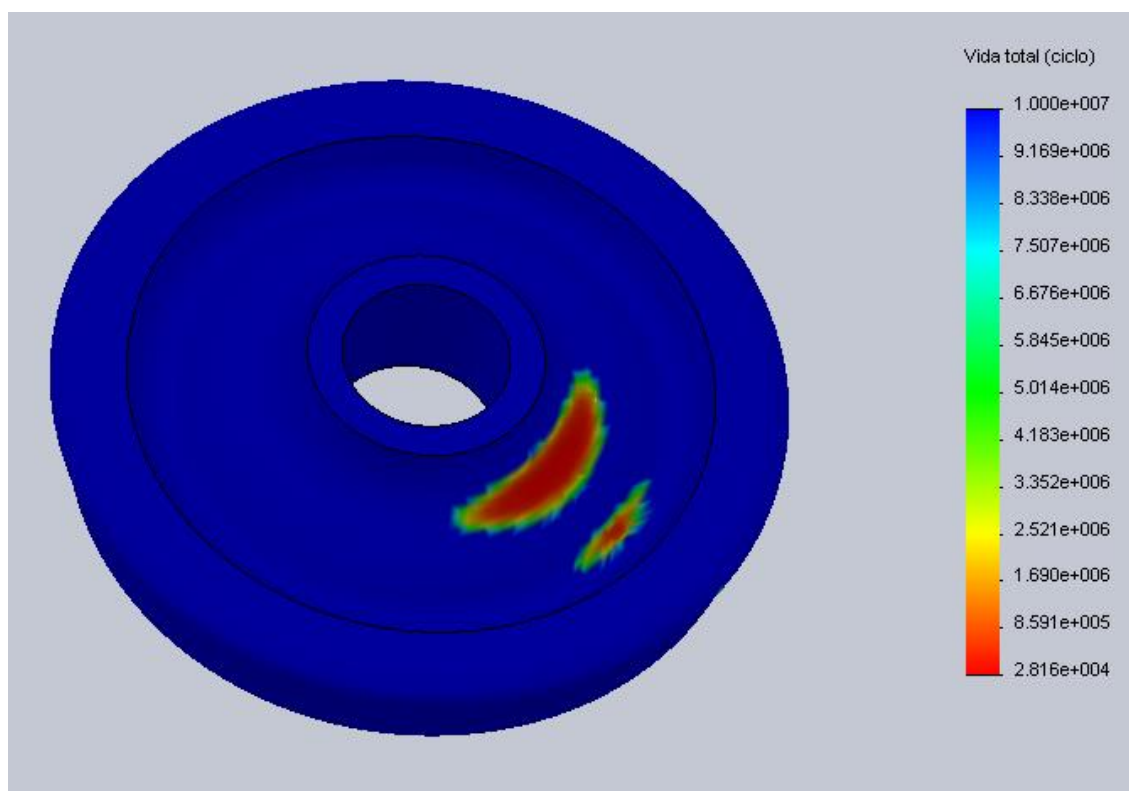


Figura 101 - Resultado da análise de fadiga com indicação dos locais com menor vida esperada para o material “CC”. Carregamento com fator de carga 3.

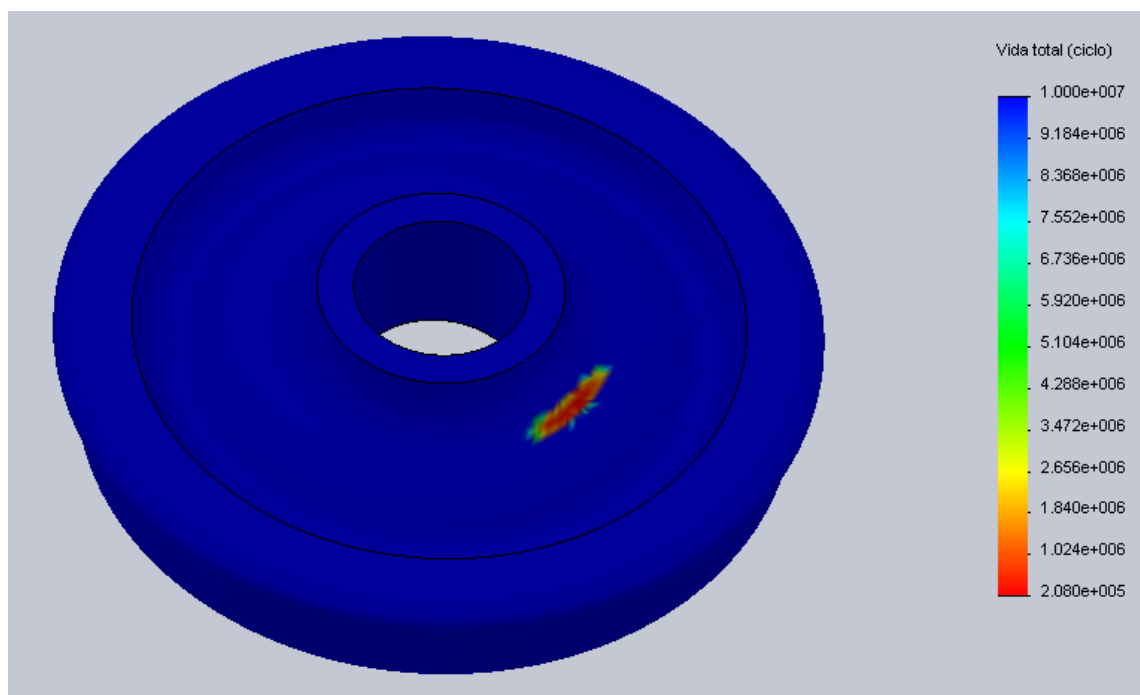


Figura 102 - Resultado da análise de fadiga com indicação dos locais com menor vida esperada para o material “CW”. Carregamento com fator de carga 3.

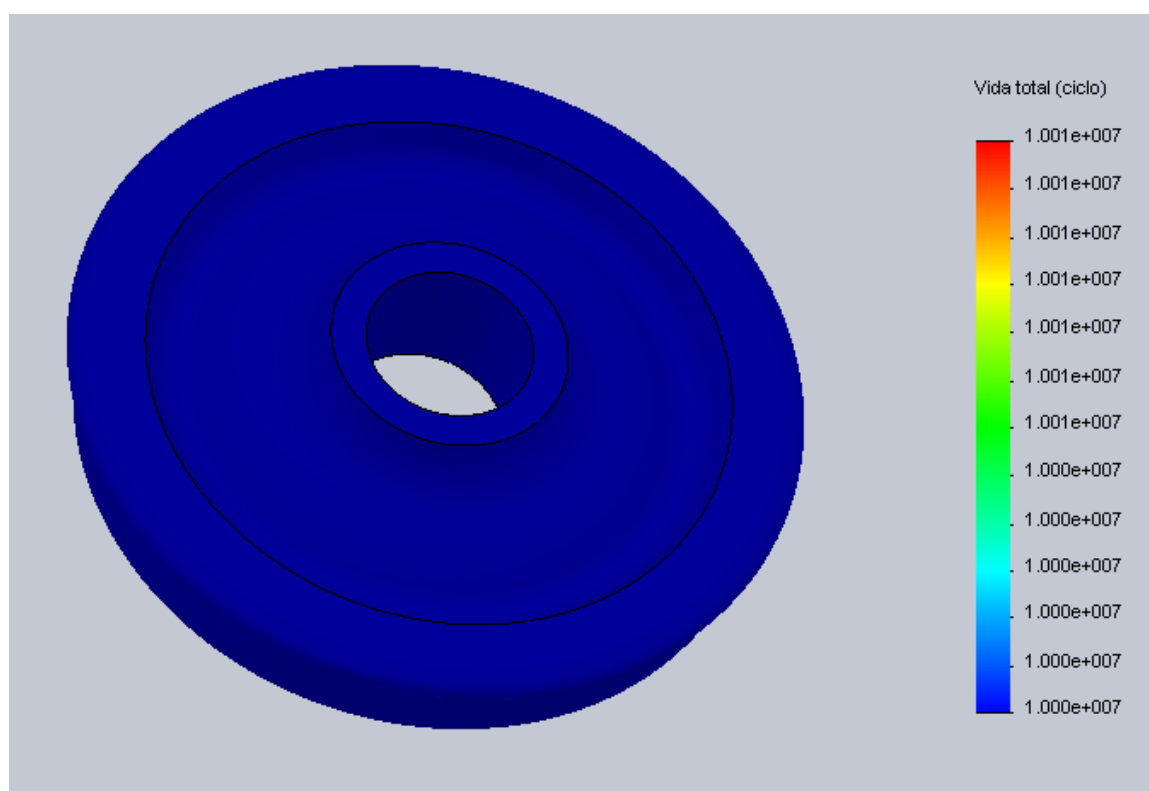


Figura 103- Resultado da análise de fadiga para o material “CMW” Carregamento com fator de carga 3.

5 CONCLUSÕES

Em função do conjunto das análises realizadas neste trabalho foi possível verificar que todos os resultados dos ensaios, para os diversos materiais utilizados neste trabalho, estão de acordo com os requisitos de qualidade e propriedades mecânicas previstos nas normas ferroviárias empregadas em sua fabricação. No entanto foram verificadas para os aços estudados diferenças de comportamento mecânico nos ensaios que não estão previstos nas normas ferroviárias, mas que podem trazer contribuições significativas para o aumento da segurança das ferrovias. Das análises realizadas podemos estabelecer as seguintes conclusões:

- A microestrutura característica para as três rodas estudadas (“CC”, “CW” e CMW”) é basicamente constituída por perlita fina com pouca quantidade de ferrita nos contornos de grãos, tal estrutura é especificada pela norma utilizada neste trabalho e é proveniente do conteúdo de carbono próximo ao eutetóide dos materiais estudados e ao processamento térmico empregado na sua fabricação.
- A determinação do tamanho de grão austenítico mostrou que as rodas fundidas e forjadas após o tratamento térmico possuem basicamente o mesmo diâmetro de grão ($\sim 25 \mu\text{m}$) enquanto a roda forjada e microligada apresentou uma redução neste diâmetro ($\sim 18,4 \mu\text{m}$) devido à microadição de Nióbio e Molibdênio em sua composição.
- Analisando os resultados dos níveis de inclusão não metálicas dos três materiais concluiu-se que a concentração de impurezas está abaixo do limite estabelecido na norma utilizada como padrão. No entanto, não foi possível correlacionar a quantidade e morfologia das inclusões com a variação das propriedades mecânicas dos materiais já que tal verificação depende de análises fractográficas individuais para todos os corpos de prova. No caso deste trabalho somente as superfícies de fratura dos ensaios de fadiga foram verificadas, não sendo possível detectar nenhuma influência das inclusões nos mecanismos de nucleação e propagação de trincas por fadiga.
- Os valores de dureza levantados para os aços estavam dentro da faixa especificada pela norma ferroviária. Observou-se que para os materiais forjado e fundido os valores

de dureza se encontram entre o mínimo e a média do intervalo especificado. Já o material microligado apresentou dureza próxima ao limite máximo estabelecido.

- Os materiais forjado e fundido apresentaram propriedades de tração similares, não sendo verificadas diferenças significativas que merecessem análise mais detalhada. Isto se deve ao ensaio de tração não sofrer grandes influências por aspectos microestruturais como vazios e defeitos de fabricação.

- Os resultados dos ensaios de tração mostraram uma superioridade do material forjado e microligado quando comparado aos demais. O limite de escoamento foi maior para este material sem a redução de ductilidade no ensaio.

- O material fundido “CC” apresentou valores inferiores de energia absorvida quando comparado ao forjado “CW” e ao forjado/microligado “CMW” estando de acordo com o esperado, o que sugere uma fragilização do mesmo devido a aspectos microscópicos provenientes do processo de fabricação.

- A média dos valores de tenacidade à fratura obtidos para a roda fundida “CC” é inferior aos valores das rodas “CW” e “CMW” evidenciando que os ensaios de tenacidade à fratura apresentam maior capacidade de detectar variações de aspectos microestruturais. Os valores inferiores de tenacidade obtidos pelas amostras fundidas podem ser atribuídos a características microestruturais provenientes do processo de fabricação.

- O material microligado apresentou valores de tenacidade à fratura superior aos demais. Isto se deve à capacidade dos elementos de liga em melhorar as propriedades do aço, bem como ao maior limite de escoamento, menor tamanho de grão, maior quantidade de ferrita em sua microestrutura e ao processo de desgaseificação à vácuo que foi empregado durante sua produção o que confere ao mesmo um menor nível de hidrogênio e consequentemente melhora suas propriedades mecânicas.

- A comparação feita entre os materiais sem adição de elementos de liga nas condições de fabricação propostas nesta pesquisa (forjado e fundido) mostrou que o material forjado possui um melhor comportamento mecânico e consequentemente um limite de

fadiga superior comparado ao mesmo aço fabricado por fundição. Tal constatação é de suma importância, pois a especificação ferroviária prevê somente a realização de ensaios de dureza e análise microestrutural que basicamente são utilizados para validação do tratamento térmico e consequentemente não avaliam propriedades essenciais como ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e integridade microestrutural.

- Nas análises das superfícies de fratura dos corpos de prova de fadiga verificou-se que no material fundido muitas vezes o início da trinca se dá em defeitos provenientes do processo produtivo como poros e vazios, o que consequentemente reduzem a resistência em fadiga do material. As superfícies de fratura dos materiais “CW” e CMW” mostraram que o início das trincas ocorreu sempre na superfície livre do material e em localização única, tal comportamento é normal e frequentemente observado em ensaios de fadiga devido à formação de bandas de deslizamento nesta região.

- A análise dos resultados dos ensaios de fadiga demonstra uma superioridade do produto forjado comparado ao fundido. Isto se deve às características do processo de fabricação já que a composição do aço e a rota de tratamento térmico são similares, levando a concluir que o processo de forjamento melhora a qualidade e a confiabilidade das rodas ferroviárias.

- A vida em fadiga do material forjado e microligado “CMW” foi superior aos materiais fundido “CC” e forjado “CW”. Isto ocorreu devido ao efeito da adição de Nióbio e Molibdênio e também ao processo de desgaseificação empregado durante sua fabricação que tendem a melhorar as propriedades mecânicas dos aços.

- Os resultados do trabalho levam a concluir que o material microligado “CMW” é eficiente para melhorar a qualidade e confiabilidade das rodas ferroviárias atualmente produzidas com aço comum.

- As análises por Elementos Finitos foram realizadas com o objetivo de avaliar as curvas SxN dos materiais quando as mesmas fossem atribuídas ao modelo da roda e este estivesse exposto à carregamentos mecânicos cíclicos. Os resultados confirmaram

o comportamento verificado em ensaios laboratoriais onde o material microligado conferiu à roda ferroviária uma maior vida em fadiga.

- A roda fundida apresentou o pior desempenho em fadiga durante a análise computacional o que confirmou os resultados dos ensaios físicos.

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Analisando os resultados deste trabalho verificou-se que os ensaios de fadiga e tenacidade à fratura são imprescindíveis na determinação das características das rodas ferroviárias relativas à qualidade e confiabilidade de operação. Tais ensaios são sensíveis a aspectos microestruturais e detectam influências destas especificidades no comportamento mecânico do material. Conforme já citado anteriormente as normas ferroviárias atualmente em uso para fabricação de rodas exigem somente ensaios estáticos, frequentemente tração e dureza, o que leva a concluir que tais especificações são insuficientes e inadequadas na determinação precisa de qualidade e confiabilidade dos materiais e processos produtivos atualmente em uso nas ferrovias.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, são sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para a realização de trabalhos futuros:

- Desenvolver um estudo sobre o fenômeno da fadiga térmica na superfície de rolamento de rodas ferroviárias, a fim de analisar o efeito das frenagens repetidas sobre o comportamento em fadiga dos materiais empregados em sua fabricação.
- Estudar o fenômeno da fadiga de contato entre a pista de rolamento e o trilho ferroviário através de modelagem e simulações pelo método dos Elementos Finitos;
- Desenvolver estudos sobre a taxa de propagação de trinca por fadiga no material classe “C” nas condições forjado e fundido com o objetivo de avaliar o comportamento dos materiais na presença de defeitos.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVES, H. V. A.; OLIVEIRA, L. G. Simulação computacional por elementos finitos no desenvolvimento de novas geometrias de disco de rodas ferroviárias. **In: III Congresso de Iniciação Científica e Tecnológica do IFSP**. Avaré, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A-370**: Standard Test Methods and Definition for Mechanical Testing of Steel Products. Philadelphia, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-1823**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-23**: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Philadelphia, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-399**: Standard Test Methods for Plane-strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Philadelphia, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E468**: Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials. Philadelphia, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E466**: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. Philadelphia, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-739**: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress Life (S N) and Strain Life (ϵ N) Fatigue Data. Philadelphia, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Philadelphia, 2011.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics fundamentals and applications**. 3.ed. Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis, 2005. 621p.

ANDRADE, A. P. ; VILLAS BÔAS, R. L.; PIVOTTO, D. J. R.; GUIMARÃES, A. A. e MEI, P. R. “Efeito da adição de molibdênio e nióbio em aços com carbono entre 0,5 e 0,7 %”. **Anais do 5º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Belo Horizonte, MG, 14 a 17 de Abril de 2009, p 1-8.

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

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. **AAR M-107**: Railway Wheels – Manual of Standards and Recommended Practices - Section G. Washington, 2011.

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. **AAR S-660**: Wheel Designs, Locomotive and Freight Car – Analytic Evaluation – Manual of Standards and Recommended Practices - Section G. Washington, 2011.

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. **AAR S-669**: Analytic Evaluation of Locomotive Wheel Designs – Manual of Standards and Recommended Practices - Section G. Washington, 2011.

AYDIN, G.; DZHALEVA-CHONKOVA, A. Discussions on rail in urban areas and rail history. **Research in Transportation Economics**, v. 41, n. 1, p. 84–88, 2013.

BRAZ, M.H.P. **Propriedade de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições**. 1999. 101 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1999.

CHAN, K. S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 9, p. 1428–1447, 2010.

CHEN, B.; ZHAO, Y.; YANG, B. Scale-induced effects on fatigue properties of a cast steel for bogie frames of China railway rolling wagons. **International Journal of Fatigue**, v. 35, n. 1, p. 45–55, 2012.

COLLINI, L.; PIRONDI, A.; BIANCHI, R.; COVA, M.; MILELLA, P. P. Influence of casting defects on fatigue crack initiation and fatigue limit of ductile cast iron. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 2898–2903, 2011.

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.

CUI, W. A state of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures. **Journal of Marine Science and Technology**, v.7, n.1, p.43-56, June. 2002.

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, Campinas, 2009.

DAS, S.K.; SIVAPRASAD, S.; DAS, S.; CHATTERJEE, S.; TARAFDER, S. The effect of variation of microstructure on fracture mechanics parameters of HSLA-100 steel. **Material Science & Engineering A**, v.431, issues 1-2, p.68-79, Sept. 2006.

DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica**. 2nd ed. Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Dois, 1981. 653p.

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

DOWLING, N.E. **Mechanical behavior of materials – Engineering methods for deformation, fracture and fatigue**. 2nd ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 1999. 830p.

EKBERG, A.; KABO, E. Fatigue of railway wheels and rails under rolling contact and thermal loading—an overview. **Wear**, v. 258, n. 7-8, p. 1288–1300, 2005.

EUROPEAN STANDARD. **BS EN 13262**: Railway Applications – Wheelsets and Bogies – Wheels – Product Requirement. Brussels, 2010.

FUOCO, R.; FERREIRA, M. M.; AZEVEDO, C. R. F. Failure analysis of a cast steel railway wheel. **Engineering Failure Analysis**, v. 11, n. 6, p. 817–828, 2004.

GUAGLIANO, M.; PAU, M. Analysis of internal cracks in railway wheels under experimentally determined pressure distributions. **Tribology International**, v. 40, n. 7, p. 1147–1160, 2007.

HAJISAFARI, M.; NATEGH, S.; YOOZBASHIZADEH, H.; EKRAMI, A. Improvement in Mechanical Properties of Microalloyed Steel 30MSV6 by a Precipitation Hardening Process. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 20, n. 5, p. 66–73, 2013.

HANDA, K.; MORIMOTO, F. Influence of wheel/rail tangential traction force on thermal cracking of railway wheels. **Wear**, v. 289, p. 112–118, 2012.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION (**IMOA**).

http://www.imoa.info/molybdenum_uses/moly_grade_alloy_steels_irons/metallurgy_alloy_steel_iron.php, acessado em 08/2013.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 4967**: Determination of content of nonmetallic inclusions - Micrographic method using standard diagrams. Geneva, 1998.

KABO, E.; EKBERG, A. Fatigue initiation in railway wheels—a numerical study of the influence of defects. **Wear**, v. 253, n. 1-2, p. 26–34, 2002.

LAMBRIGHS, K.; VERPOEST, I.; VERLINDEN, B.; WEVERS, M. Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of heavily cold drawn steel wires. **Procedia Engineering**, v. 2, n. 1, p. 173–181, 2010.

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

LIU, Y.; STRATMAN, B.; MAHADEVAN, S. Fatigue crack initiation life prediction of railroad wheels. **International Journal of Fatigue**, v. 28, n. 7, p. 747–756, 2006.

LONSDATE, C.; DEDMON, S.; PILCH, J. Recent developments in forged railroad wheels for improved performance. **2005 Joint Rail Conference**. Anais. p.39–43. Pueblo, Colorado, 2005.

LOPES, J.T. de B. **Influência da presença de fases frágeis e da temperatura nas propriedades de propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável duplex UNS S31803**. 2006. 155 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

MAKINO, T.; KATO, T.; HIRAKAWA, K. The effect of slip ratio on the rolling contact fatigue property of railway wheel steel. **International Journal of Fatigue**, v. 36, n. 1, p. 68–79, 2012.

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

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Ed. Edgard Blucher, 1982. 505p.

MINICUCCI, D. J. **Rodas e Eixos Ferroviários. Conceitos Básicos**. 1ª ed. São Paulo: MWL Brasil, 2011. 146p.

MINICUCCI, D. J. **Avaliação de Tensões por Ultra-som no Aro de Rodas Ferroviárias Forjadas Novas – Classe C**. 2003. 139 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

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, p. 01-10, 2010.

MOYAR G.J.; STONE D.H. An analysis of the thermal contributions to railway wheel shelling. **Wear**, v. 144, Issues 1–2, p. 117-138, Abr. 1991.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**. 1. ed. Oxford: Elsevier, 2002. 369 p.

MURAKAMI, YUKITAKA. Materials defects as the basis of fatigue design. **International Journal of Fatigue**, v. 41, n. 2012, p. 2–10, 2012.

NADOT, Y.; MENDEZ, J.; RANGANATH, N. Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron. **International Journal of Fatigue**, v. 26, n. 3, p. 311–319, 2004.

NAJAFI, H.; RASSIZADEHGHANI, J.; NOROUZI, S. Mechanical properties of as-cast microalloyed steels produced via investment casting. **Materials & Design**, v. 32, n. 2, p. 656–663, 2011.

NEWMAN Jr, J.C. The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. **Progress in Aerospace Sciences**, v.34, issues 5-6, p.347-390, July. 1998.

PARIDA, N.; DAS, S. K.; TARAFDER, S. Failure analysis of railroad wheels. **Engineering Failure Analysis**, v. 16, n. 5, p. 1454–1460, 2009.

PESSARD, E.; MOREL, F.; MOREL, A.; BELLETT, D. Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel. **International Journal of Fatigue**, v. 33, n. 4, p. 568–577, 2011.

PETRENEC, M.; BERAN, P.; DLUHOŠ, J.; ZOUHAR, M.; ŠEVČÍK, M. Analysis of fatigue crack initiation in cycled austempered ductile cast irons. **Procedia Engineering**, v. 2, n. 1, p. 2337–2346, 2010.

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

PYTTEL, B.; BRUNNER, I.; SCHWERDT, D.; BERGER, C. Influence of defects on fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and

tempered steel and nodular cast iron. **International Journal of Fatigue**, v. 41, n. 2012, p. 107–118, 2012.

QUEIROZ, S. R. S. **Propriedades mecânicas e micromecanismos de fratura de corpos-de-prova usinados de rodas ferroviárias fundidas e forjadas**. 2012. 129 f. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

QUEIROZ, S. R. S.; BOAS, R. L. V.; MINICUCCI, D. J.; UEHARA, A. Y.; VASCONCELOS, R. E.; GUIMARÃES, V. A.; FERREIRA, I. Fatigue properties of machined specimens from cast and forged railroad steel whells. **X Brazilian MRS Meeting**, 2011.

QUEIROZ, S. R. S.; BOAS, R. L. V.; MINICUCCI, D. J.; UEHARA, A. Y.; VASCONCELOS, R. E.; GUIMARÃES, V. A.; FERREIRA, I. Propriedades de fadiga de espécimes usinadas de rodas de aço ferroviárias forjadas e fundidas. **VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, 2012.

RIBEIRO, C. B. **Projeto de experimentos em rodas ferroviárias fundidas em aço, com o uso da técnica de Taguchi**. 2008. 98 f. Dissertação (mestrado) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

ROBLES HERNÁNDEZ, F. C.; CUMMINGS, S.; KALAY, S.; STONE, D. Properties and microstructure of high performance wheels. **Wear**, v. 271, n. 1-2, p. 374–381, 2011.

ROIKO, A.; HÄNNINEN, H.; VUORIKARI, H. Anisotropic distribution of non-metallic inclusions in a forged steel roll and its influence on fatigue limit. **International Journal of Fatigue**, v. 41, p. 158–167, 2012.

SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 8, p. 679–702, 2003.

SCHÜTZ, W. A history of fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v.54, n.2, p.263-300, May. 1996.

SEO, J. W.; KWON, S. J.; JUN, H. K.; LEE, D. H. Effects of residual stress and shape of web plate on the fatigue life of railway wheels. **Engineering Failure Analysis**, v. 16, n. 7, p. 2493–2507, 2009.

SETTI, J. B. **História do trem - Tratado de Estradas de Ferro**, Rio de Janeiro: Reflexus Estúdio de Produção Gráfica, 2000. 438p.

SIVAPRASAD, S.; TARAFDER, S.; RANGANATH, V. R.; PARIDA, N. Fatigue and fracture behaviour of forged and cast railway wheels. **National metallurgical laboratory**. Jamshedpur. India. 6p. 2007.

SKOBIR, D. A.; GODEC, M.; BALCAR, M.; JENKO, M. The determination of steel cleanliness in the as-cast steel ingot 26NiCrMoV145. **Vacuum**, v. 84, n. 1, p. 205–208, 2010.

SUN, C.; LEI, Z.; XIE, J.; HONG, Y. Effects of inclusion size and stress ratio on fatigue strength for high-strength steels with fish-eye mode failure. **International Journal of Fatigue**, v. 48, n. 2013, p. 19–27, 2013.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 679p.

TARAFDER, S.; SIVAPRASAD, S.; RANGANATH, V. R. Comparative assessment of fatigue and fracture behaviour of cast and forged railway wheels. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 30, n. 9, p. 863–876, 2007.

TOKAJI, K.; OGAWA, T.; OHYA, K. The effect of grain size on small fatigue crack growth in pure titanium. **International Journal of Fatigue**, v. 16, n. 8, p. 571–578, 1994.

UNION INTERNATIONALE DES CHEMIS DE FER. **UIC 812-3**: Technical specification for the supply of rolled solid wheels of non-alloy steel for traction and rolling stock, Paris, 2011.

VILLAS BÔAS, R. L. **Desenvolvimento de aço microligado para rodas ferroviárias**. 2010. 121 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

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. Campina Grande. In: **VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, 2010.

WAGNER, V.; STARKE, P.; KERSCHER, E.; EIFLER, D. Cyclic deformation behaviour of railway wheel steels in the very high cycle fatigue (VHCF) regime. **International Journal of Fatigue**, v. 33, p. 69–74, 2011.

ZERBST, U.; MADLER, K.; HINTZE, H. Fracture Mechanics in railway application—an overview. **Engineering Fracture Mechanics**, v.72, issue 2, p.163-194, Jan. 2005.

ZERBST, U.; BERETTA, S.; KÖHLER, G. et al. Safe life and damage tolerance aspects of railway axles – A review. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 98, p. 214–271, 2013.

ZETTL, B.; MAYER, H.; EDE, C.; STANZLTSCHEGG, S. Very high cycle fatigue of normalized carbon steels. **International Journal of Fatigue**, v. 28, n. 11, p. 1583–1589, 2006.

ZHANG, M. R.; GU, H. C. Fracture toughness of nanostructured railway wheels. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, n. 18, p. 5113–5121, 2008.