

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

**“Determinação da Taxa de Propagação de Trinca
por Fadiga dos Aços SAE-1050 e SAE-4130
Empregados na Fabricação de Eixos Ferroviários”**

Guaratinguetá
2008

LUIZ GUSTAVO DE OLIVEIRA

**DETERMINAÇÃO DA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR
FADIGA DOS AÇOS SAE-1050 E SAE-4130 EMPREGADOS NA
FABRICAÇÃO DE EIXOS FERROVIÁRIOS**

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

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

Guaratinguetá
2008

Oliveira, Luiz Gustavo de
O482d Determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga dos
aços SAE-1050 e SAE-4130 empregados na fabricação de eixos
ferroviários. / Luiz Gustavo de Oliveira.- Guaratinguetá : [s.n.],
2008
149f.: il.

Bibliografia: f. 135-143
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2008
Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

1. Fadiga I. Título

CDU 620.178.3

UNESP  UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

**DETERMINAÇÃO DA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR
FADIGA DOS AÇOS SAE-1050 E SAE-4130 EMPREGADOS NA
FABRICAÇÃO DE EIXOS FERROVIÁRIOS**

LUIZ GUSTAVO DE OLIVEIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE

“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-
GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães
Orientador/UNESP-FEG

Prof. Dr. Aécio Zangrandi
UNESP- FEG

Prof. Dr. Marcos Venicius Soares Pereira
DCMM / PUC-Rio

Junho de 2008

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

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Luiz Carlos e Maria José

Ao meu irmão Carlos Alberto

À minha querida Angélica

À minha priminha Yasmim

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter me dado saúde e força de vontade para concluir este trabalho.

Aos meus queridos pais Luiz Carlos e Maria José, a quem devo tudo que sou e por sempre terem me apoiado em tudo que fiz.

À minha querida Angélica, pelo apoio e estímulo prestados em todos os momentos deste trabalho e por ter acreditado e me ajudado a realizar este sonho.

À pequena Yasmim, que com a pureza de seus sorrisos aliviava minhas longas horas de estudo.

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 do curso de Engenharia de Materiais, Leonardo Grando e Luis Felipe, pela ajuda na realização dos ensaios mecânicos.

À MWL Brasil pelo incentivo e oportunidade, nas pessoas do Eng. Domingos José Minicucci, Eng. Renato Lyra Villas Bôas, Eng. Sylvio Ferreira, Marcos Freire, Eng. Marcelo Milagres, Fernando “Mussarela”, Eng. Milton Carlos, Fernando Maia, Paulo César, Marcos Rogério, e aos demais funcionários que contribuíram para realização desta pesquisa.

À Tenaris Confab pela utilização do MEV, através do Eng. João Maurício Godoy e Benedito Cavalheiro.

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

*"Aquele que tentou e não conseguiu,
é superior àquele que não tentou."*

(Bud Wilkinson)

OLIVEIRA, Luiz Gustavo de. **Determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga dos aços SAE-1050 e SAE-4130 empregados na fabricação de eixos ferroviários.** 2008. 149f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

RESUMO

Atualmente a crescente necessidade de aumento da carga por eixo e do número de passageiros transportados pelos trens, fez com que as ferrovias em todo o mundo iniciassem pesquisas voltadas para o desenvolvimento de novos materiais e processamentos térmicos. O aumento da confiabilidade dos sistemas ferroviários é uma exigência do mercado, o que é definido como sendo a garantia de que não ocorra falhas nos componentes no período entre as inspeções de rotina, ou seja, que um defeito possa ser detectado e reparado antes que atinja um tamanho crítico que leve a ruptura do componente. Por se tratar de um equipamento fundamental nos trens, os eixos ferroviários são alvos de grande parte das recentes pesquisas na área de fadiga, desenvolvimento de novos materiais e segurança dos intervalos de inspeção, uma vez que sua falha, certamente ocasionará um descarrilamento do vagão ou locomotiva. O comportamento em fadiga dos materiais empregados na fabricação de eixos ferroviários vem sendo estudado através de ensaios de propagação de trinca por fadiga, a fim de se obter dados experimentais para definição de intervalos de inspeção. Neste trabalho, foram estudados os aços SAE-1050, comumente utilizado na fabricação de eixos ferroviários, e o SAE-4130, que recentemente vem sendo empregado para este fim. Estes materiais foram processados por dois diferentes tipos de tratamentos térmicos, sendo um composto por normalização e alívio de tensões, e o outro por normalização, têmpera e revenimento. O comportamento mecânico dos aços foi avaliado através de ensaios de tração, charpy em diversas temperaturas e tenacidade à fratura (K_{IC}). O comportamento em fadiga, por sua vez, foi avaliado através de ensaios de propagação de trinca por fadiga, realizados em corpos de prova tração compacto (CT). Para a determinação da influência da razão de carregamento “ R ”, sobre o crescimento de trinca por fadiga, foram utilizadas as razões de 0,1 e 0,3. Os resultados mostraram que o aço SAE-4130 normalizado, temperado e revenido, apresentou as melhores propriedades mecânicas e a menor taxa de crescimento de trinca por fadiga, sendo portanto, a melhor opção de aplicação quanto a confiabilidade dos intervalos de inspeção. Analisando os dois tipos de tratamentos térmicos, concluiu-se que a têmpera realizada nos materiais, elevou a resistência mecânica e simultaneamente melhorou a tenacidade à fratura e o comportamento à fadiga dos mesmos, quando comparado ao tratamento de normalização e alívio de tensões, sendo entretanto, indicada para otimização dos aços estudados. Quanto à razão de carregamento, verificou-se que para o aço SAE-1050 nas duas condições e para o SAE-4130 tratado por normalização e alívio de tensões, o aumento da razão ocasionou um aumento da inclinação da curva, medida pelo parâmetro “ m ” da equação de Paris, o que conseqüentemente aumentou a taxa de propagação da trinca. Já para o SAE-4130 normalizado, temperado e revenido, o aumento de “ R ” diminuiu a inclinação da curva de propagação.

Palavras-chave: Curva da/dN , componentes mecânicos, intervalos de inspeção, tratamentos térmicos.

OLIVEIRA, Luiz Gustavo de. **Determination of the fatigue crack growth rate of the steels SAE-1050 and SAE-4130 used in the production of railway axles.** 2008. 149f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

ABSTRACT

Currently the growing need of increase in axle load and numbers of passengers transported by the trains, prompted the railroads all over the world began researches about the development of new materials and heat treatments. The increase of the reliability for railway systems is a requirement of the market, and can be defined as the warranty that doesn't occur failures in the components between the inspection intervals, in other words, that a defect can be detected and repaired before it reaches a critical size to take the rupture of the component. Axles are one of the most important components in railway vehicle, thus are present in the great part of the recent researches into fatigue, new materials and safe inspection intervals, since its flaw, certainly will cause a derailment of the wagon or locomotive. The fatigue behavior of the employed materials in the production of railway axles has been studied with aid of fatigue crack growth tests, in order to obtain experimental data for definition of inspection intervals. The present work, studied the steels SAE-1050, commonly used in the production of railway axles, and SAE-4130, that recently has been used for this application. These materials were submitted to different heat treatments: normalizing and stress relief, and normalizing, quenching and tempering. The mechanical properties of the steels were evaluated through tensile test, impact test in different temperatures and fracture toughness test. The fatigue behavior was evaluated through of fatigue crack growth tests in compact tension specimens (CT). The influence of the load ratio " R ", on fatigue crack growth was evaluated using the ratio of 0,1 and 0,3. The results showed that the steel SAE-4130, normalized, quenched and tempered, achieved the best mechanical properties and the smallest fatigue crack growth rate, being therefore, the best option as the reliability of the inspection intervals. Analyzing the two types of heat treatments, concluded that the quenched applied in the materials, increased the mechanical resistance and simultaneously it improved the fracture toughness and the fatigue behavior of materials, when compared to the normalizing and stress relief treatment, being suitable for optimization of the studied steels. As load ratio, it was verified that for the steel SAE-1050 in the two conditions and for SAE-4130 treated by normalizing and stress relief, the increase of the load ratio increased the slope of the curve, measure by means of the parameter " m " of the Paris equation, what consequently increased the fatigue crack growth rate. For the steel SAE-4130 normalized, quenched and tempered, the increase of " m " decreased the slope of the propagation curve.

Keywords: Curve da/dN , mechanical components, inspection intervals, heat treatment.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

NOMENCLATURA

1- INTRODUÇÃO	22
1.1- OBJETIVOS	24
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1- EIXOS FERROVIÁRIOS	25
2.1.1- Histórico	25
2.1.2- Projetos de Eixos Ferroviários	29
2.1.3- Intervalos de Inspeção	31
2.2- PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA	34
2.2.1- A Fadiga dos Metais	34
2.2.2- Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga	39
2.2.3- Similaridade em Fadiga	46
2.2.4- Fatores que Influenciam a Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga	47
2.2.5- Fechamento de Trinca por Fadiga	51
2.2.6- O Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga	54
3- MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1- MATERIAL	60
3.2- ETAPAS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS EIXOS FERROVIÁRIOS	60
3.3- ANÁLISE QUÍMICA	63
3.4- TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS E NOMENCLATURA DAS CONDIÇÕES ESTUDADAS	63

3.5-	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	66
3.6-	ENSAIO DE DUREZA	67
3.7-	ENSAIO DE TRAÇÃO	70
3.8-	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	71
3.9-	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	73
3.10-	ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA	78
3.11-	ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS	82
4-	RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
4.1-	ASPECTOS MICROESTRUTURAIS	83
4.2-	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	86
4.3-	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE IMPACTO DO TIPO CHARPY “V”	89
4.4-	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	95
4.5-	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA	103
4.6-	ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA	121
	4.6.1- Ensaios de Impacto Charpy “V”	121
	4.6.2- Ensaios de Tenacidade à Fratura	124
	4.6.3- Ensaios de Propagação de Trinca por Fadiga	129
5-	CONCLUSÃO	131
6-	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	134
7-	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	135
	ANEXOS	144

LISTA DE FIGURAS

2.1	- Descarrilamento ocorrido na Áustria em 1875 devido à quebra de uma roda	26
2.2	- Fraturas por fadiga em eixos ferroviários	27
2.3	- Número de falhas anuais de eixos ferroviários, por nível de carga	28
2.4	- Esquema de projeto de eixo ferroviário	30
2.5	- Representação de um intervalo de inspeção	31
2.6	- Probabilidade de detecção de trinca em eixos ferroviários em função do tamanho da trinca e de dois métodos de ensaios não-destrutivos	32
2.7	- Superfície de fratura de um eixo que quebrou devido a trincas de fadiga iniciadas em pites de corrosão	34
2.8	- Vista aproximada dos pites de corrosão da Figura 2.7	34
2.9	- Estágios de propagação de trinca por fadiga	36
2.10	- Estrias de fadiga numa liga de alumínio correspondentes à seqüência variada da amplitude de carregamento	37
2.11	- Processo de crescimento da trinca por fadiga	38
2.12	- Efeito do nível de tensão na taxa de propagação de trinca por fadiga	40
2.13	- Comportamento típico da propagação de trinca por fadiga em metais ...	43
2.14	- Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento de amplitude constante	46
2.15	- Representação esquemática da influência do meio ambiente	49
2.16	- Representação esquemática da influência da razão de carga (R) na taxa de crescimento de trinca por fadiga	50
2.17	- Definição da amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} ..	52
2.18	- Ilustração esquemática de vários mecanismos de fechamento de trinca: (a) fechamento induzido por plasticidade, (b) fechamento induzido por óxido e (c) fechamento induzido por rugosidade	53
2.19	- Corpo de prova tipo C(T).....	55

2.20	-	Detalhes do entalhe e requisitos da pré-trinca	55
2.21	-	Corpo de prova esquemático apresentando os pontos de localização do extensômetro referenciados na Tabela 2.2	58
3.1	-	Processo de corte a quente das barras para fabricação de eixos ferroviários	61
3.2	-	Processo de forjamento de eixos ferroviários	61
3.3	-	Forno para Tratamento Térmico de eixos ferroviários	61
3.4	-	Usinagem de eixos ferroviários	62
3.5	-	Ilustração do dimensional dos eixos utilizados neste trabalho	62
3.6	-	Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “F”, aplicada ao aço SAE-1050	64
3.7	-	Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “F”, aplicada ao aço SAE-4130	64
3.8	-	Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “H”, aplicada ao aço SAE-1050	65
3.9	-	Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “H”, aplicada ao aço SAE-4130	65
3.10	-	Posição da retirada dos corpos de prova ao longo do eixo	67
3.11	-	Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-1050 F	68
3.12	-	Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-4130 F	68
3.13	-	Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-1050 H	69
3.14	-	Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-4130 H	69
3.15	-	Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração, em milímetros	70
3.16	-	Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração	70
3.17	-	Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios impacto Charpy, em milímetros	71
3.18	-	Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto Charpy. Orientação X-Z, segundo terminologia da norma	

ASTM E23	72
3.19 - Pêndulo de impacto utilizado nos ensaios do tipo Charpy	73
3.20 - Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto (CT) utilizado nos ensaios de mecânica da fratura. $W= 50,8$ mm e $B= 25,4$ mm	73
3.21 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de mecânica da fratura. Orientação L-R, segundo terminologia da norma ASTM E399	74
3.22 - Máquina servo hidráulica INSTRON utilizada nos ensaios de mecânica da fratura e propagação de trincas por fadiga	75
3.23 - Extensômetro INSTRON utilizado nos ensaios	75
3.24 - Principais tipos de curvas carga - deslocamento de abertura da boca da trinca obtidas no ensaio K_{IC}	76
3.25 - Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto (CT) utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. $W= 50,8$ mm e $B= 12,7$ mm	78
3.26 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Orientação L-R, segundo terminologia da norma ASTM E647	79
3.27 - Corpo de prova tipo (CT) com o extensômetro instalado	79
4.1 - Microestrutura ferrítica-perlítica do aço SAE 1050 na condição “F” (normalização e alívio de tensões). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	83
4.2 - Microestrutura ferrítica-perlítica do aço SAE 1050 na condição “H” (normalização, têmpera e revenimento). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	84
4.3 - Microestrutura ferrítica-perlítica do aço SAE 4130 na condição “F” (normalização e alívio de tensões). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica	85
4.4 - Microestrutura de martensita revenida e ferrita do aço SAE 4130 na condição “H” (normalização, têmpera e revenimento). Ataque com	

	Nital 2% e observação por Microscopia óptica	86
4.5	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 1050 na condição "F". Valores individuais de energia absorvida	90
4.6	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 1050 na condição "H". Valores individuais de energia absorvida	91
4.7	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 1050 na condição "F". Valores de energia absorvida	91
4.8	- Comparativo das curvas de energia de impacto por temperatura, dos aços SAE-1050F e SAE-1050H. Valores médios de energia absorvida..	92
4.9	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 4130 na condição "F". Valores individuais de energia absorvida	93
4.10	- Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 4130 na condição "H". Valores individuais de energia absorvida	93
4.11	- Comparativo das curvas de energia de impacto por temperatura, dos aços SAE-4130F e SAE-4130H. Valores médios de energia absorvida..	94
4.12	- (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-1050 na condição "F"	95
4.13	- (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-1050 na condição "H"	96
4.14	- (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-4130 na condição "F"	96
4.15	- (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-4130 na condição "H"	97
4.16	- Relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade à fratura	101
4.17	- Curva de Resistência Mecânica (σ_T) versus Tenacidade à Fratura (K_C), para o material SAE-1050 nas condições "F" e "H"	102

4.18	- Curva de Resistência Mecânica (σ_r) versus Tenacidade à Fratura (K_C), para o material SAE-4130 nas condições “F” e “H”	102
4.19	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “F”	104
4.20	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “F”	104
4.21	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “F”	105
4.22	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “F”	105
4.23	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “H”	106
4.24	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “H”	106
4.25	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “H”	107
4.26	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “H”	107
4.27	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “F”	108
4.28	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “F”	108
4.29	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “F”	109
4.30	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “F”	109
4.31	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “H”	110
4.32	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “H”	110

4.33	- Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “H”	111
4.34	- Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “H”	111
4.35	- Comparativo das curvas a x N, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,1	113
4.36	- Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,1	114
4.37	- Comparativo das curvas a x N, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,3	114
4.38	- Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,3	115
4.39	- Efeito da razão de carregamento “R” sobre o parâmetro <i>m</i> da Lei de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga nas quatro condições estudadas	117
4.40	- Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-1050F	119
4.41	- Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-1050H	119
4.42	- Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-4130F	120
4.43	- Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-4130H	120
4.44	- Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-1050 condição “F”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida ..	122
4.45	- Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-1050 condição “H”.	

	Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida ..	122
4.46	- Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-4130 condição “F”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida ..	123
4.47	- Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-4130 condição “H”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida ..	123
4.48	- Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-1050 na condição “F”. (a) Região das três fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação estável. (d) Região de propagação instável	125
4.49	- Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-1050 na condição “H”. (a) Região das três fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação estável. (d) Região de propagação instável	126
4.50	- Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-4130 na condição “F”. (a) Região das três fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação estável. (d) Região de propagação instável	127
4.51	- Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-4130 na condição “H”. (a) Região das duas fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação instável	128
4.52	- Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-1050F. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x	129
4.53	- Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-1050H. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x	130
4.54	- Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-4130F. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x	130
4.55	- Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-4130H. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x	130

LISTA DE TABELAS

2.1	- Valores de C e m para aços estruturais	44
2.2	- Coeficientes da flexibilidade para o corpo de prova tipo C(T) em função da posição de fixação do extensômetro	59
3.1	- Composição química do aço SAE-1050 (porcentagem em peso)	63
3.2	- Composição química do aço SAE-4130 (porcentagem em peso)	63
3.3	- Nomenclatura adotada para cada condição de tratamento térmico estudada neste trabalho	66
3.4	- Cargas utilizadas durante o pré-trincamento dos corpos de prova	75
3.5	- Valores dos coeficientes da função compliance quando o extensômetro é colocado na extremidade do entalhe na face frontal do corpo de prova	80
4.1	- Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 1050 na condição “F”.	87
4.2	- Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 1050 na condição “H”.	88
4.3	- Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 4130 na condição “F”.	88
4.4	- Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 4130 na condição “H”.	88
4.5	- Comparativo dos resultados dos ensaios de tração das condições estudadas. Valores médios	89
4.6	- Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-1050 na condição “F”	98
4.7	- Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-1050 na condição “H”	99
4.8	- Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-4130 na condição “F”	99
4.9	- Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-4130 na condição “H”	99
4.10	- Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura e Tração para as quatro condições estudadas. Valores médios	100
4.11	- Valores dos coeficientes C e m encontrados para os materiais nas razões de carregamento $R=0,1$ e $R=0,3$	116

NOMENCLATURA

Letras Latinas

A	alongamento	[%]
a	comprimento da trinca	[mm]
B	espessura do corpo de prova	[mm]
C	constante da lei de Paris	[m/ciclo]
E	módulo de elasticidade	[GPa]
K	fator de intensidade de tensões	[MPa. \sqrt{m}]
m	constante da lei de Paris	
N	número de ciclos	
P	carga	[N]
p	constante da equação de Forman e Metty	
q	constante da equação de Forman e Metty	
R	razão de carga	
RA	redução de área	[%]
W	largura do corpo de prova	[mm]

Letras Gregas

α	Relação (a/W)	
σ	tensão	[MPa]
v	abertura do extensômetro (COD)	[mm]

Abreviações

a_0 –	comprimento inicial (original) da trinca	[mm]
a_c –	comprimento crítico da trinca	[mm]
CCC –	estrutura cristalina cúbica de corpo centrado	
CFC –	estrutura cristalina cúbica de face centrada	
COD –	deslocamento de abertura da trinca	[mm]
C(T) –	compacto em tração	
CMOD –	deslocamento de abertura da ponta da trinca	[mm]
da/dN –	taxa de propagação de trinca por fadiga	[m/ciclo]
E_I -	Energia de impacto	[J]
HC –	estrutura cristalina 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 \sqrt{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 \sqrt{m}]
K_{max} –	fator de intensidade de tensão máximo	[MPa \sqrt{m}]
K_{min} –	fator de intensidade de tensão mínimo	[MPa \sqrt{m}]
K_{AB} –	fator de intensidade de tensão na abertura da trinca	[MPa \sqrt{m}]
ΔK –	amplitude do fator de intensidade de tensão	[MPa \sqrt{m}]
ΔK_{th} –	amplitude do fator de intensidade de tensão limite	[MPa \sqrt{m}]
ΔK_{ef} –	amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo	[MPa \sqrt{m}]
MEV –	microscópio eletrônico de varredura	
MFLE –	Mecânica da Fratura Linear Elástica	
N_f –	número de ciclos até a fratura	
P_{max} –	carga máxima de fadiga	[N]
P_{min} –	carga mínima de fadiga	[N]

ΔP	amplitude de carga	[N]
σ_e	limite de escoamento	[MPa]
σ_T	limite de resistência à tração	[MPa]
$\Delta\sigma$	amplitude de tensão	[MPa]

Siglas

AAR	“ <i>Association of American Railroad</i> ”
API	“ <i>American Petroleum Institute</i> ”
ASME	“ <i>American Society of Mechanical Engineers</i> ”
ASTM	“ <i>American Society for Testing and Materials</i> ”
BS	“ <i>British Standard</i> ”
DIN	“ <i>Deutsche Industrie-Normen</i> ”
SAE	“ <i>Society of Automotive Engineers</i> ”
UIC	“ <i>Union Internationale Dês Chemis De Fer</i> ”

1 INTRODUÇÃO

Em meados do século XIX 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 material sob carregamento estático. Naquela época, os engenheiros ferroviários projetavam eixos de locomotivas e estes se rompiam sem causa aparente. Acreditava-se que aumentando o diâmetro dos mesmos o problema seria resolvido, porém, isto não acontecia. Os eixos eram projetados de acordo com critérios de resistência estática, e fraturavam à tensões abaixo dos limites de escoamento dos materiais, não apresentando sinais de apreciável deformação plástica. Além disso, ensaios de tração realizados nos materiais antes da entrada em serviço, revelavam adequada ductilidade. Ainda mais intrigante, era o fato de que ensaios de tração realizados no material após a fratura em serviço, apresentavam as características de ductilidade iniciais do projeto. Foi quando os engenheiros da época começaram a desconfiar que algum mecanismo de fratura até então desconhecido estivesse em jogo, e após alguns anos de estudo, descobriram o fenômeno da fadiga dos materiais metálicos (SCHUTZ, 1996; SCHIJVE, 2003).

O progresso das ferrovias foi acompanhado pela ocorrência de diversos acidentes, devido a projetos inadequados e à influência de defeitos e trincas no comportamento mecânico dos componentes. Embora nos dias atuais as falhas por fadiga de componentes ferroviários sejam relativamente baixas, o aumento da demanda por trens mais velozes e a necessidade de aumento da carga por eixo, fazem crescer a probabilidade de ocorrências de falhas (ZERBST; MADLER; HINTZE, 2005; SMITH; HILLMANSEN, 2001). No que diz respeito à segurança, os eixos são um dos componentes mais importantes nos veículos ferroviários, pois sua ruptura certamente ocasionará um descarrilamento (HIRAKAWA; TOYAMA; KUBOTA, 1998).

Recentemente, diversas pesquisas relativas a eixos ferroviários mencionam o conceito de “vida segura”, o qual é ilustrado pela definição de intervalos seguros de inspeção, que é descrito como sendo a garantia de que um defeito não atinja um tamanho crítico que possa levar à ruptura do componente, antes que seja detectado por uma inspeção de rotina (BERETTA; CARBONI, 2006). Uma vez que as tensões a que são solicitados os eixos ferroviários são consideradas baixas; da ordem de 100 MPa; as falhas de tais componentes são quase na sua totalidade ocasionadas por fadiga, devido à defeitos pré-existentes no material ou que vieram a aparecer durante a sua vida em serviço (SMITH; HILLMANSEN, 2001).

Para evitar tais falhas, deve-se conhecer o comportamento dos defeitos quando submetidos à carregamentos cíclicos. Tal comportamento é baseado no conceito da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), que correlaciona a taxa de propagação da trinca por fadiga (da/dN) com a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) na ponta da mesma. Esta abordagem vem sendo aplicada principalmente em rodas e eixos ferroviários, por serem os principais componentes solicitados dinamicamente nos trens. Atualmente, diversos trabalhos relativos a área ferroviária tratam da questão da definição de intervalos de inspeção de eixos, através dos conceitos da Mecânica da Fratura.

No Brasil e nos Estados Unidos os eixos ferroviários são fabricados comumente com o material SAE-1050, porém, recentemente tem sido sugerido o emprego do aço SAE-4130, devido às suas melhores características mecânicas. O tratamento térmico frequentemente realizado na fabricação de tais componentes é composto por normalização e alívio de tensões. Contudo, a especificação que normaliza a fabricação de eixos ferroviários, a Association of American Railroad – AAR M101 (2004), prevê outros tratamentos térmicos, dentre eles um processo de normalização, têmpera e revenimento, o qual melhora significativamente as propriedades mecânicas dos materiais. A realização de tal tratamento requer a utilização de equipamentos especiais, como um tanque para têmpera, e embora os eixos temperados apresentem melhores características mecânicas quando comparados com os eixos normalizados,

não são frequentemente utilizados devido às dificuldades de fabricação. Porém, com a necessidade das ferrovias em aumentar a confiabilidade do sistema de transporte, o desenvolvimento de novos materiais e processos de fabricação que melhorem as propriedades mecânicas e o comportamento em fadiga dos componentes ferroviários, é fundamental.

1.1 OBJETIVOS

A principal finalidade desta pesquisa é fazer um comparativo das propriedades mecânicas e avaliar a taxa de propagação de trinca por fadiga dos aços SAE-1050 e SAE-4130, tratados termicamente por dois diferentes processos e utilizados na fabricação de eixos ferroviários. Através da análise do comportamento em fadiga dos materiais estudados, será possível avaliar a sua aplicabilidade em relação à confiabilidade dos intervalos de inspeção. A caracterização das propriedades mecânicas dos materiais foi feita através de ensaios de tração, dureza, impacto Charpy em diferentes temperaturas e ensaios de tenacidade à fratura. A caracterização da microestrutura foi feita através de microscopia óptica. As análises das superfícies de fratura obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura e de crescimento de trinca por fadiga, foram feitas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). A taxa de propagação de trinca foi levantada na região II (linear) da curva de Paris, com o propósito de comparar o comportamento em fadiga dos aços estudados. Foi também analisada, a influência da razão de carregamento (R) na taxa de propagação de trinca por fadiga, através de ensaios feitos com $R=0,1$ e $R=0,3$.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 EIXOS FERROVIÁRIOS

2.1.1 Histórico

A utilização de guias para as rodas dos carros vem do tempo dos romanos, tendo sido encontrados vestígios de sulcos em rochas nas antigas estradas abertas no início da era cristã. Em algumas minas de carvão da Europa no século XVI, já haviam vagonetes movimentados por animais com rodas flangeadas de madeira deslizando sobre trilhos também de madeira. No início do século XVIII, começaram a ser utilizadas chapas de ferro para o revestimento dos trilhos de madeira, e alguns anos mais tarde foram fabricados os primeiros trilhos de ferro fundido e rodas com aro de aço, sendo posteriormente, substituídas por rodas maciças de aço forjado ou ferro fundido (SETTI, 2000).

O desenvolvimento do sistema ferroviário nos últimos séculos impulsionou o progresso tecnológico, possibilitando um substancial crescimento em diversas áreas da engenharia, tais como, a produção de aço, fabricação de motores, construção civil, comunicação, etc (ZERBST; MADLER; HINTZE, 2005).

Em meados de 1840 uma densa rede ferroviária se espalhou por toda Europa, América e outras partes do mundo, e dentro de poucas décadas as ferrovias se tornaram o principal meio de transporte da época, tendo um aumento contínuo no volume de mercadorias e no número de passageiros transportados. Este formidável progresso teve, porém, o seu preço. Os novos componentes ferroviários foram sujeitos a cargas, cujas magnitudes e características eram completamente desconhecidas na época. Esse desconhecimento acarretou em projetos inadequados e conseqüentemente em um grande número de acidentes, ocasionados por quebra de eixos, rodas e trilhos

ferroviários (BERETTA; GHIDINI; LOMBARDO, 2005; ZERBST; MADLER; HINTZE, 2005). A Figura 2.1 mostra um acidente da época, que foi ocasionado pela quebra de uma roda. Tais desastres promoveram o início de novas pesquisas na área de ensaios de materiais e fadiga.



Figura 2.1- Descarrilamento ocorrido na Áustria em 1875 devido a quebra de uma roda (ZERBST; MADLER; HINTZE, 2005).

Fraturas de eixos ferroviários representam os relatos mais antigos de falhas por fadiga em componentes mecânicos. Atualmente, tais falhas são relativamente baixas, pois os eixos são projetados para trabalharem a tensões abaixo do limite de resistência à fadiga dos materiais empregados em sua fabricação (SMITH; HILLMANSEN, 2001). Porém, com o aumento da demanda por trens de alta velocidade e com a necessidade de aumento da carga por eixo, a probabilidade de ocorrência de tais falhas é cada vez maior, o que pode ocasionar acidentes que acarretam em grandes prejuízos

materiais, desastres ambientais e perdas de vidas humanas (CANTINI et al., 2002; HODDINOTT, 2004).



Figura 2.2- Fraturas por fadiga em eixos ferroviários (DAHLMAN; LONSDALE; DEDMON, 2002).

Segundo Lonsdane e Stone (2004), as ferrovias norte americanas têm registrado um aumento no número de falhas de eixos conforme mostrado na Figura 2.3. Tal aumento ocorreu principalmente em vagões que operam com carga de 32.400 kg por eixo. Este nível de carga foi permitido para alguns tipos de vagões e representa um aumento de aproximadamente 10% da carga recomendada pelas normas ferroviárias,

que atualmente é de 29.800 Kg. No Brasil, ferrovias como a Companhia Vale do Rio Doce (CVRD), já operam com aproximadamente 32.000 kg por eixo, carga esta, também acima das recomendações técnicas normalizadas. Diante do exposto, a tendência mundial das ferrovias é aumentar a segurança de seus componentes, através de pesquisas na área de técnicas de ensaios não destrutivos, desenvolvimento de novos materiais e definição de intervalos de inspeção (CANTINI et al., 2002, BERETTA; CARBONI, 2005).

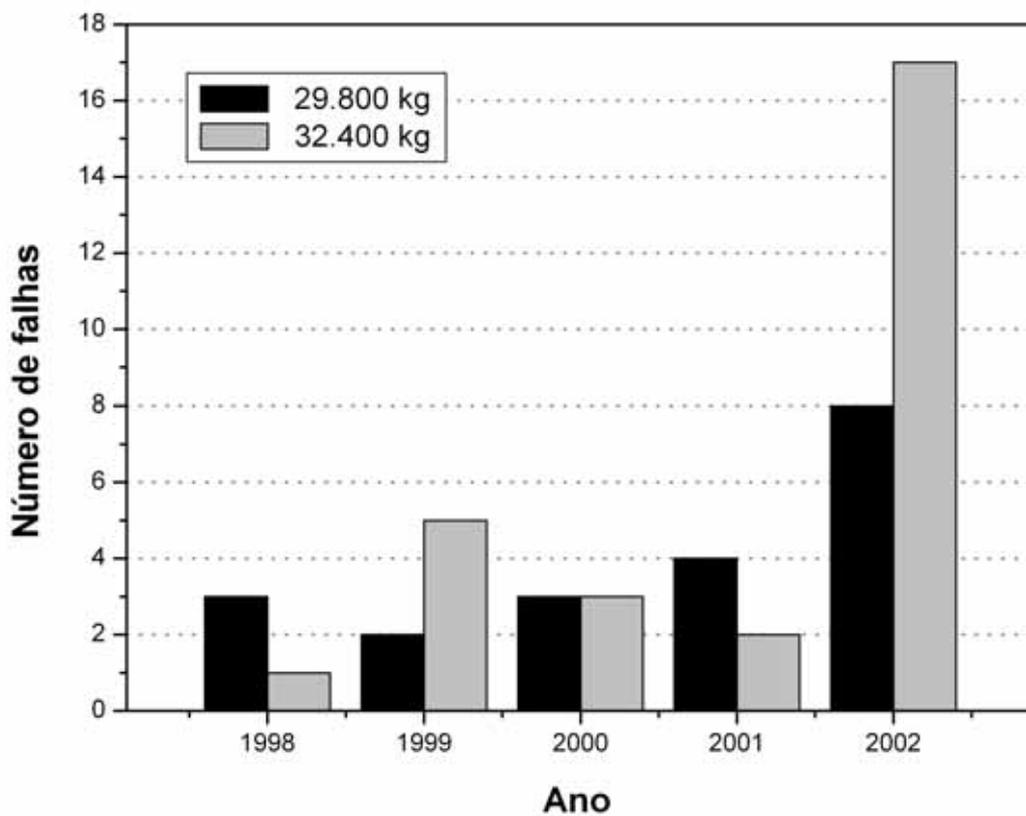


Figura 2.3– Número de falhas anuais de eixos ferroviários, por nível de carga (adaptada de LONSDALE; STONE, 2004, p.294).

2.1.2 Projetos de Eixos Ferroviários

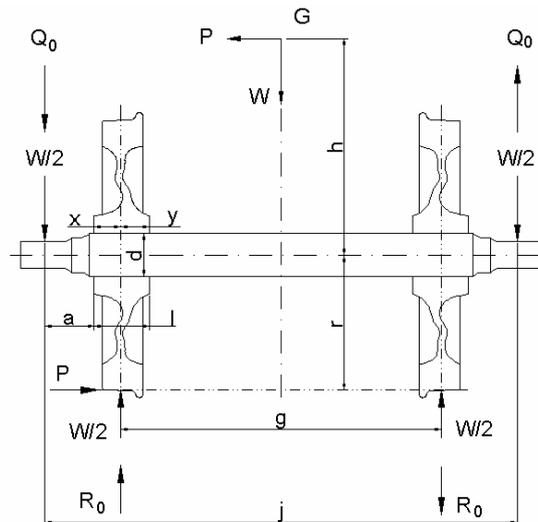
Atualmente, existem diversas normas específicas para projetos de eixos ferroviários, dentre elas, as mais utilizadas são respectivamente as normas DIN EN 13103 (2001) e Union Internationale Dês Chemis De Fer – UIC 513-3 (1994).

Todos os modernos métodos de projeto seguem essencialmente a mesma rota, conforme mostrado na Figura 2.4. Historicamente, a origem deste método vem do trabalho de *Releaux*¹, que é frequentemente citado em pesquisas na área de projetos de eixos ferroviários. *Franz Releaux* (1829 – 1905), foi um engenheiro alemão que em 1861, publicou o livro “*The Constructor: A Hand-Book of Machine Design*”, no qual havia um capítulo que tratava exclusivamente de dimensionamento de eixo ferroviário (SMITH; HILLMANSEN, 2004).

Como já citado anteriormente, os eixos são projetados para trabalharem a solicitações abaixo do limite de resistência à fadiga dos materiais, sendo a tensão permissível especificada pelas normas geralmente na faixa de 100 MPa, independente do material, podendo ser elevada até 147 MPa através de diferentes processamentos do material (HIRAKAWA; TOYAMA; KUBOTA, 1998).

A fabricação de eixos ferroviários, segue as recomendações técnicas relativas aos materiais, tratamentos térmicos, ensaios, dimensionais e aplicações, citadas em diversas normas, sendo as principais, Association of American Railroad – AAR M-101, Union Internationale Dês Chemis De Fer – UIC 811-1, DIN EN 13261 e British Standard – BS 5892-1.

¹ RELEAUX, F. **The Constructor: A Hand-Book of Machine Design**. 4 ed. Philadelphia, 1894. Chapter VIII. Section 135, pp85-92.



FORÇAS ATUANTES NO EIXO FERROVIÁRIO

W (Peso do vagão parado)

$P = W \cdot \alpha_L$ (Força horizontal)

α_L (Coeficiente de aceleração horizontal)

$Q_0 = P (h / j)$ (Força vertical nas mangas do eixo)

$R_0 = (h + r) P / g$ (Força vertical nas pistas das rodas)

α_V (Coeficiente de aceleração vertical)

DIMENSÕES DO CONJUNTO (RODEIRO)

d (Diâmetro da sede do eixo)

r (Raio da roda)

j (Distância entre os centros das mangas do eixo)

g (Distância entre os centros das pistas das rodas)

a (Distância entre o centro da manga do eixo e o início do assento da roda)

h (Altura do centro do eixo até o centro de gravidade "G")

x (Distância da face externa do cubo da roda até a linha de carga)

y (Distância da face interna do cubo da roda até a linha de carga)

$l = x + y$

OUTROS SÍMBOLOS

G (Centro de gravidade)

m (Fator de segurança)

Z (Módulo da secção do eixo no assento da roda)

TENSÃO DE FLEXÃO DO EIXO ATÉ O ASSENTO DA RODA " σ_b "

$M_1 = (j - g) W/4$

$M_2 = \alpha_V M$

$M_3 = r \cdot P + Q_0 (a + l) - y \cdot R_0$

$\sigma_b = m (M_1 + M_2 + M_3) / Z$

Figura 2.4- Esquema de projeto de eixo ferroviário (adaptada de HIRAKAWA; TOYAMA; KUBOTA, 1998).

2.1.3 Intervalos de Inspeção

A vida em serviço dos eixos ferroviários é tipicamente esperada exceder 30 anos, tempo durante o qual, os mesmos são submetidos a inspeções periódicas por meio de ensaios não-destrutivos para detecção de defeitos (SMITH; HILLMANSEN, 2001; BERETTA; CARBONI, 2006).

Um parâmetro muito importante é o intervalo de tais inspeções, o qual pode ser definido como sendo a distância que pode ser percorrida com segurança entre elas, uma vez que não ocorra o aparecimento de um defeito e o mesmo se propague até a ruptura antes que o componente possa ser reparado ou substituído. Este intervalo é representado na Figura 2.5, e é dependente do tamanho mínimo da trinca detectável, a_0 , da curva de propagação da trinca, da/dN , e do tamanho crítico da trinca, a_c (CANTINI et al., 2002).

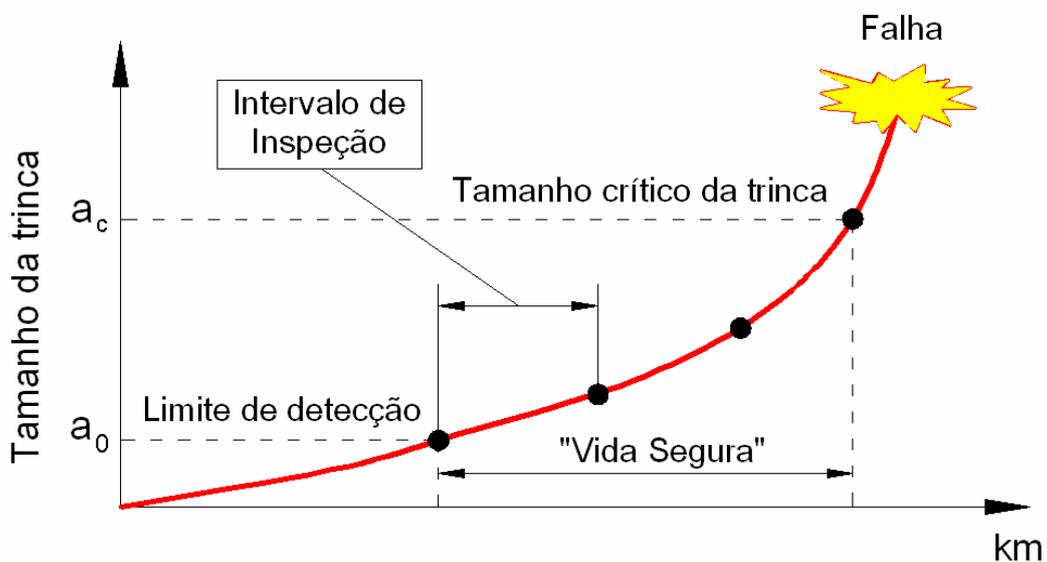


Figura 2.5– Representação de um intervalo de inspeção (adaptada de CANTINI et al., 2002)

Segundo Zerst et al. (2005), uma abordagem bastante usada atualmente para tratar de intervalos seguros de inspeção em eixos ferroviários é o conceito de *tolerância ao dano*. Tal conceito prevê que trincas de fadiga sejam aceitas no

componente, desde que o seu comportamento seja conhecido e que a mesma não cresça até um tamanho crítico antes que possa ser detectada por uma inspeção programada durante a vida em serviço.

A teoria da *tolerância ao dano* aplicada na área ferroviária, é uma combinação de inspeções periódicas e análises de mecânica da fratura, e pode ser dividida em cinco passos (ZERBST; MADLER; HINTZE, 2005):

1. Definição do tamanho inicial do defeito, o qual é estabelecido de acordo com o limite de detecção da técnica de inspeção empregada. A Figura 2.6 mostra um gráfico com duas técnicas de inspeção e suas respectivas probabilidades de detecção. É importante ressaltar que o tamanho inicial do defeito tem uma influência significativa no tempo de vida residual do componente.

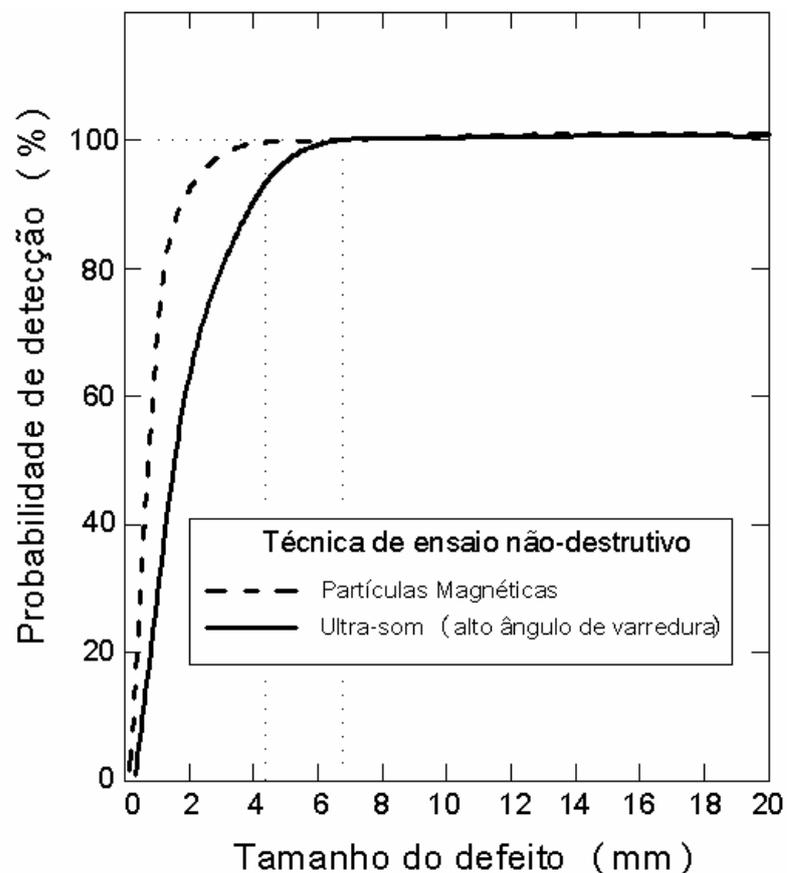


Figura 2.6– Probabilidade de detecção de trincas em eixos ferroviários em função do tamanho da trinca e de dois métodos de ensaios não-destrutivos (adaptada de BENYON; WATSON, 2002)

2. Simulação da propagação da trinca, que é uma análise baseada nos conceitos da Mecânica da Fratura, e que caracteriza o comportamento do crescimento da trinca por fadiga para cada tipo de material. É expressa em função da taxa de crescimento da trinca, da/dN , e do fator de intensidade de tensão na ponta da mesma, ΔK .
3. Determinação do tamanho crítico da trinca, o qual é calculado com o auxílio da Mecânica da Fratura, e define o limite a partir do qual ocorre a instabilidade do crescimento da trinca e conseqüentemente a fratura do componente.
4. Determinação do tempo de vida residual do componente, que é definido pelo tempo ou pelo número de ciclos que uma trinca necessita para crescer de um tamanho inicial, a_0 , até um tamanho crítico, a_c . Como já mencionado anteriormente, é fortemente dependente da definição do tamanho inicial do defeito.
5. Definição dos intervalos de inspeção, o qual é calculado para garantir que um potencial defeito seja detectado antes que alcance um tamanho crítico. O intervalo de tais inspeções deve ser menor que o tempo de vida residual do componente.

Segundo Hoddinott (2004), os defeitos nos eixos ferroviários são oriundos de falhas de processamento dos materiais, tais como inclusões e vazios, podem ter origem em pontos de corrosão (*pites*), também é provável a nucleação de trincas em regiões com alta concentração de tensões e nas regiões de acoplamento das rodas (*fretting*).



Figura 2.7 – Superfície de fratura de um eixo que quebrou devido a trincas de fadiga iniciadas em pites de corrosão (LONSDALE et al, 2007).



Figura 2.8 – Vista aproximada dos pites de corrosão da Figura 2.7 (LONSDALE et al, 2007).

2.2 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

2.2.1 A Fadiga dos Metais

A norma American Society for Testing and Materials – ASTM E1823 (2002) define o termo fadiga 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 após um número suficiente de ciclos. 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).

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, podendo conduzir a uma ruptura final (LOPES, 2006).

Portanto, o processo de fadiga pode ser dividido em três estágios conforme Figura 2.9 (MEYERS; CHAWLA, 1982; NEWMAN, 1998 ; CUI, 2002):

- Estágio I, corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada 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.

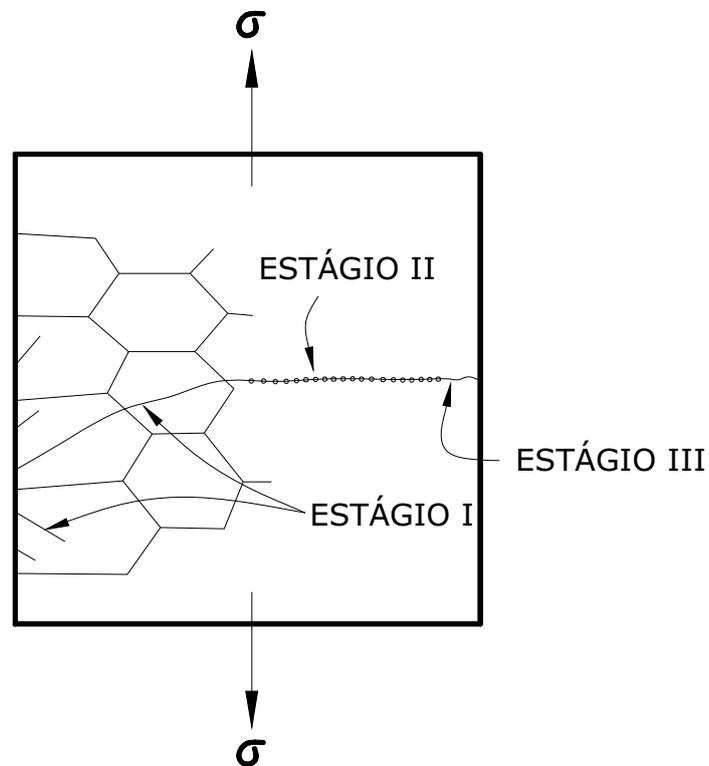


Figura 2.9– Estágios de propagação de trinca por fadiga (adaptada de MEYERS; CHAWLA, 1982).

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 2.10. 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).

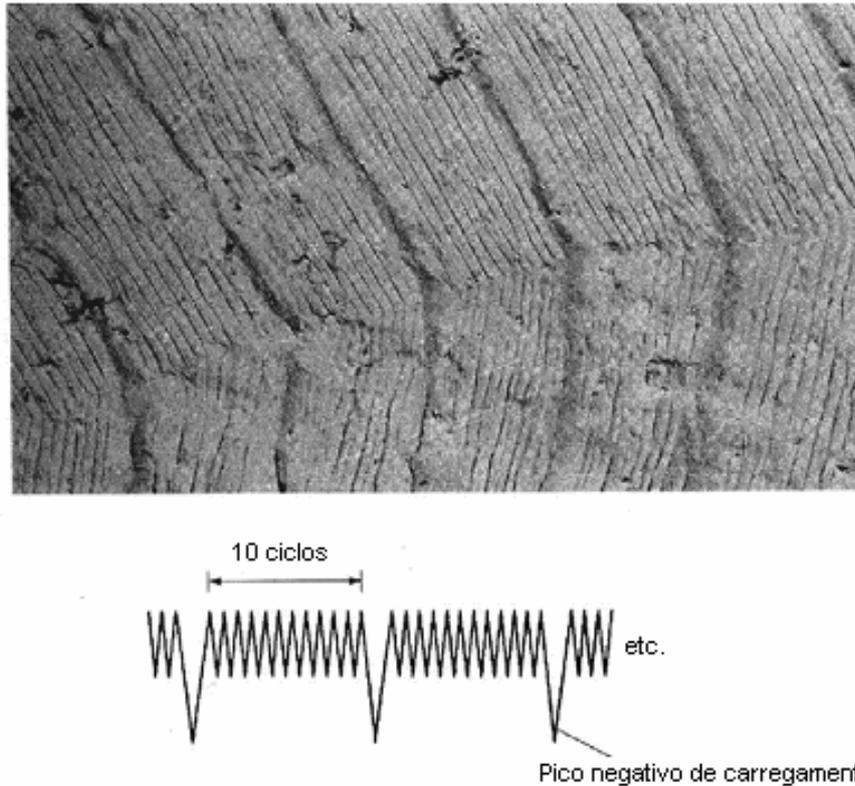


Figura 2.10- Estrias de fadiga numa liga de alumínio correspondentes à seqüência variada da amplitude de carregamento (adaptada de SCHIJVE, 2003).

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.

O estágio de propagação da trinca por fadiga ocorre por um mecanismo de embotamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca, conforme seqüência mostrada na Figura 2.11. No início do carregamento cíclico a ponta da trinca é aguda (Figura 2.11a). À medida que o esforço de tração é aplicado, o pequeno entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45° com a superfície da trinca (Figura 2.11b). Conforme a trinca se alarga para a sua extensão máxima (Figura 2.11c), ela avança por cisalhamento plástico ao mesmo tempo em que sua ponta se torna rombuda. Quando a carga muda para compressão, as direções de deslizamento na extremidade são invertidas (Figura 2.11d), as faces da trinca são compactadas e a nova superfície da trinca, criada na tração, é forçada para o plano da trinca (Figura 2.11e) onde é parcialmente dobrada por flambagem formando uma ponta de trinca novamente aguda. Assim, a trinca já está pronta para avançar e seguir para o próximo ciclo (MEYERS; CHAWLA, 1982; DIETER, 1981; CALLISTER, 2002).

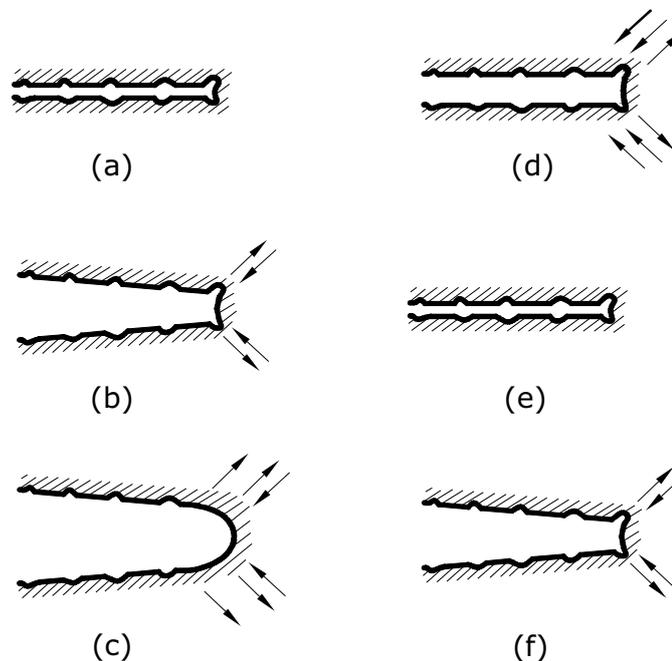


Figura 2.11- Processo de crescimento da trinca por fadiga (adaptada de MEYERS; CHAWLA, 1982; DIETER, 1981)

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-vida (σ -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).

2.2.2 Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga

Os últimos trinta anos mostraram um desenvolvimento notável na aplicação da Mecânica da Fratura ao problema de fadiga. Atualmente a metodologia de danos permissíveis, onde defeitos são permitidos em componentes, tem sido largamente utilizada. Esta metodologia consiste na garantia da não ocorrência de falha, desde que o tamanho do defeito tolerado não alcance um valor crítico antes de uma inspeção programada ou simples troca do componente. Para tanto, é necessário saber-se de que maneira ocorre o crescimento da trinca.

Segundo Braz (1999), a Mecânica da Fratura é uma simulação tecnológica que utiliza modelos de trincas para avaliação da propagação e resistência à propagação em corpos trincados.

Os dados de propagação de trinca por fadiga podem ser obtidos através de ensaios de corpos de prova pré-trincados, submetidos à ação de um carregamento cíclico, resultando em alterações do tamanho da trinca durante o experimento. Tais trincas são monitoradas e registradas como função do número de ciclos de aplicação de carga. A partir destes dados é gerada uma curva que relaciona o tamanho da trinca,

a , com o número de ciclos, N , em carregamentos de amplitude constante, e são chamadas de curvas de propagação de trincas (HERTZBERG, 1996).

O gráfico da Figura 2.12 mostra dois exemplos característicos de curvas de propagação de trincas obtidas para diferentes amplitudes de tensão ($\Delta\sigma_1 > \Delta\sigma_2$), na qual o tamanho da trinca aumenta com o número de ciclos. O defeito inicial (pré-trinca) nos dois casos tem a mesma dimensão e é denominado a_0 , a trinca se propaga com uma taxa crescente da/dN até atingir um tamanho crítico a_c , a partir do qual se dá a propagação instável da mesma, e que ocorre após ser atingido um determinado número de ciclos N_f .

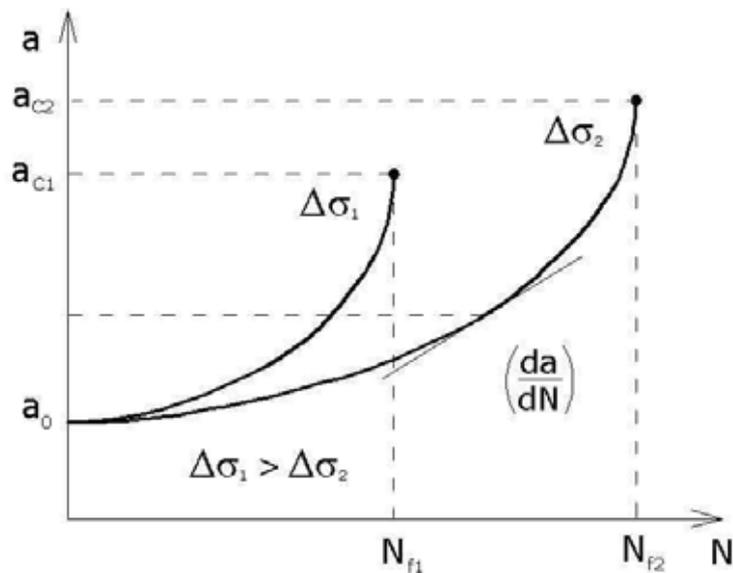


Figura 2.12– Efeito do nível de tensão na taxa de propagação de trinca por fadiga (adaptada de HERTZBERG, 1996).

O gráfico acima mostra claramente que a amplitude do ciclo de tensão aplicado é um parâmetro importante no processo de propagação da trinca, pois para a amplitude de tensão maior ($\Delta\sigma_1$) a inclinação da curva aumenta, caracterizando o aumento na taxa de propagação, porém, o tamanho crítico da trinca e o número de ciclos até a fratura diminuem quando comparados com o nível de tensão menor ($\Delta\sigma_2$), sendo a_{c1} e N_{f1} menores que a_{c2} e N_{f2} . Desta forma, o valor de a_c , que define o tamanho

crítico da trinca, aumenta quando o nível de tensão diminui, e conseqüentemente, a zona de fratura final instável será tanto menor quanto menor for o nível de tensão aplicado.

É importante ressaltar, que à medida que a trinca aumenta de tamanho, as taxas de propagação aumentam rapidamente, ocasionando assim uma diminuição exacerbada na vida do componente. Conclui-se então, que a maior parte dos ciclos de carregamento envolvidos na vida total do componente de engenharia é consumida durante as fases iniciais da extensão da trinca, ou seja, quando esta é pequena e talvez não detectável pelos métodos de inspeção existentes (HERTZBERG, 1996).

O fator de intensidade de tensão K , descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento linear elástico. É válido também para comportamento elástico não linear, quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena comparada às dimensões do componente. Isso permite a aplicação da mecânica da fratura linear elástica para metais e ligas metálicas no regime de escoamento de pequena escala. A restrição é que a região de deformação não linear seja pequena e esteja confinada dentro da região de domínio do fator de intensidade de tensão (BRAZ, 1999).

Em carregamento monotônico, a expressão geral do fator de intensidade de tensão para diferentes geometrias de corpos de prova e modelos de trincas, é dada pela equação (2.1):

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

Onde:

K = fator de intensidade de tensão [MPa \sqrt{m}]

σ = tensão nominal aplicada [MPa]

a = tamanho da trinca [m]

$Y = f(a/W)$, função que depende da geometria do corpo de prova

A amplitude do fator de intensidade de tensão ΔK , é dada por:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2.2)$$

onde K_{\max} e K_{\min} , são respectivamente os valores máximo e mínimo de K no ciclo de carregamento. Portanto, de acordo com a equação (2.1) que define o fator de intensidade de tensão, tem-se que:

$$K_{\max} = Y\sigma_{\max}\sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$

$$K_{\min} = Y\sigma_{\min}\sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

em que σ_{\max} e σ_{\min} , são respectivamente as tensões máxima e mínima do ciclo de tensões. Outro parâmetro importante é a razão de carregamento R , dada por:

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} \quad (2.5)$$

que também pode ser expressa em função do fator de intensidade de tensão, a partir das equações (2.3) e (2.4) como:

$$R = K_{\min} / K_{\max} \quad (2.6)$$

A relação que descreve o comportamento da propagação de trincas por fadiga nos metais, relaciona a taxa de crescimento de trinca por fadiga (da/dN) com a variação do fator de intensidade de tensão na ponta da mesma, ΔK . A figura 2.13 é a

forma geral da curva $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$, que ilustra o comportamento típico do crescimento de trincas por fadiga em metais. A curva sigmoidal contém três regiões distintas, de acordo com os mecanismos de propagação da trinca e as fontes de influências presentes (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

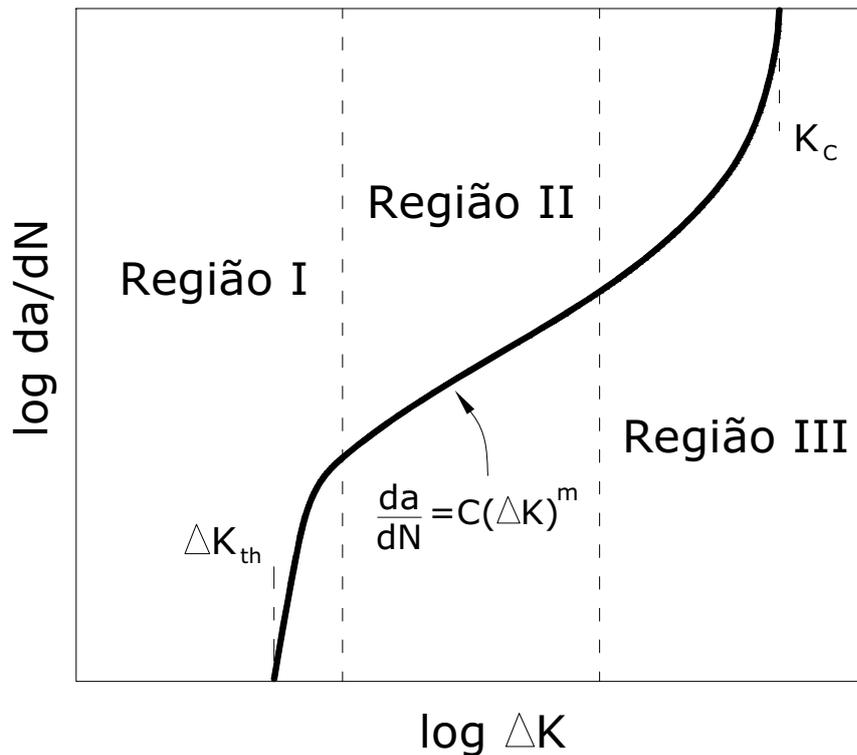


Figura 2.13– Comportamento típico da propagação de trinca por fadiga em metais

Na região I, a taxa de propagação da/dN depende pronunciadamente do fator de intensidade de tensão, havendo um valor de ΔK , abaixo do qual não ocorrerá propagação de trinca ou esta não tem significado devido da/dN ser menor que 10^{-10} m/ciclo; a esse valor de ΔK denomina-se fator de propagação limite ou fator de intensidade de tensão limite, ΔK_{th} (ASTM, 2002).

A região II é caracterizada pela propagação estável da trinca onde a relação $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$ torna-se linear.

Na região III da curva, que corresponde à propagação instável da trinca, a curva inclina-se e o fator de intensidade de tensão máximo no ciclo, K_{max} , torna-se igual ao

fator de intensidade de tensão crítico, K_c , levando a uma falha catastrófica do componente (GDOUTOS, 1993).

Existem alguns modelos experimentais bem conhecidos para quantificar as taxas de propagação de trinca por fadiga através de parâmetros que são ajustados aos resultados obtidos em testes experimentais. Esses modelos descrevem, pelo menos em parte, a forma da curva da/dN versus ΔK . O mais clássico é o chamado modelo de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C.(\Delta K)^m \quad (2.7)$$

Este modelo descreve o comportamento à fadiga do material apenas na região II da curva da Figura 2.13, e não leva em consideração a razão de carregamento R . Os parâmetros C e m são constantes empíricas (obtidas experimentalmente) dependentes do material utilizado. O parâmetro C representa o coeficiente linear do trecho reto da curva, enquanto m representa o coeficiente angular. Valores de C e m para uma grande variedade de aços estruturais, por exemplo, são encontrados na literatura (DOWLING, 1999; OSGOOD, 1982), cujos limites superiores estão apresentados na Tabela 2.1. Estes valores devem ser utilizados nas avaliações da Mecânica da Fratura somente quando os dados do material de interesse não estiverem disponíveis.

Tabela 2.1– Valores de C e m para aços estruturais.

Tipo de aço	C*	m
Aços martensíticos	$1,35 \times 10^{-10}$	2,25
Aços austeníticos	$5,59 \times 10^{-12}$	3,25
Aços ferrítico-perlíticos	$6,87 \times 10^{-12}$	3,00

Fonte: DOWLING, 1999; OSGOOD, 1982

Obs.: * Valores convertidos para m/ciclo

Outra equação muito conhecida foi proposta por Forman² (1967 apud CUI, 2002), que descreve o comportamento à fadiga nas regiões II e III:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C.(\Delta K)^m}{[(1-R).K_c] - \Delta K} \quad (2.8)$$

na qual R é a razão de carregamento ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) e K_c é o fator de intensidade de tensão crítico.

Segundo Anderson (2005), um dos modelos mais representativos que descreve as três regiões da curva da/dN versus ΔK , foi desenvolvido pela NASA e publicado primeiramente por Forman e Metty:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \left[\frac{\left(\frac{1 - \Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(\frac{1 - K_{\max}}{K_c} \right)^q} \right] \quad (2.9)$$

onde C , m , p e q são constantes do material.

Um importante detalhe é que as constantes C e m na equação de Forman e de Forman e Metty, não têm os mesmos valores numéricos que as constantes da equação de Paris.

² FORMAN, R.G.; KEARY, V.E.; ENGLE, R.M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures. **Journal of Basic Engineering**, Vol. 89, 1967, p. 459-464 apud CUI, W. A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures. **Journal of Marine Science and Technology**, Vol. 7, 2002, p. 43-56.

2.2.3 Similaridade em Fadiga

A caracterização de trincas pela Mecânica da Fratura baseia-se no conceito de similaridade. Segundo Schijve (2003), este conceito implica que para um mesmo valor de ΔK , uma trinca em um corpo de prova ou em uma estrutura deve apresentar a mesma taxa de propagação de trinca da/dN , ou seja, deve se comportar de maneira idêntica. Para que seja válida tal abordagem, é necessário que as condições na ponta da trinca sejam definidas unicamente por um parâmetro de carregamento, tal como o fator de intensidade de tensão (JONES; CHEN; PITT, 2007). Sob certas condições, o crescimento de trinca por fadiga pode ser caracterizado por este fator. Considerando uma trinca que cresça na presença de uma tensão cíclica de amplitude constante, uma zona de deformação plástica é formada na ponta da trinca, e à medida que se propaga, deixa para trás uma região com deformação plástica adjacentes às suas faces (ANDERSON, 2005), conforme mostrado na Figura 2.14.

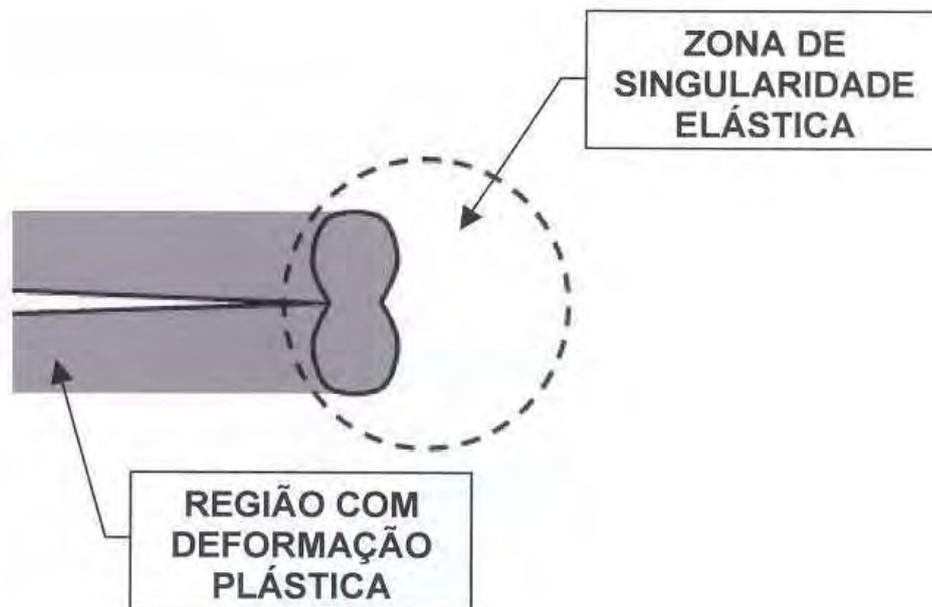


Figura 2.14- Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento de amplitude constante (Adaptada de ANDERSON, 2005).

Se a zona plástica é suficientemente pequena para ser envolvida dentro da zona de singularidade elástica, as condições da ponta da trinca são definidas unicamente por K , e a taxa de propagação da trinca é caracterizada por K_{\min} , K_{\max} e R , ou seja, pela expressão dada pela equação (2.10):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.10)$$

Se K_{\max} e/ou K_{\min} variam durante o carregamento cíclico, o crescimento da trinca depende da história de carregamento, e assim, a taxa de crescimento da trinca é caracterizada pela expressão dada pela equação (2.11):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, H) \quad (2.11)$$

onde H representa a história de carregamento. O conceito de similaridade em fadiga pode não ser válido em certas condições de carregamento de amplitude variável, particularmente quando existem registros de sobrecargas e descarregamentos durante a história de solicitações (ANDERSON, 2005).

2.2.4 Fatores que Influenciam a Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga

O gráfico da/dN versus ΔK representado na Figura 2.13, refere-se a uma curva de propagação de trinca por fadiga obtida para um corpo de prova ensaiado a temperatura ambiente, submetido a um ciclo de carga pulsante ($R=0$) e amplitude de carregamento e frequência constantes. A taxa de propagação de trinca, no entanto, depende de muitas variáveis que podem ser externas ou do próprio material. Assim, nos materiais metálicos de um modo geral, os fatores mais comumente considerados na literatura que tendem a influenciar a propagação de uma trinca de fadiga são: microestrutura, meio-ambiente e carregamento (CUI,2002; NEWMAN, 1998).

O tipo do material, tal como, ferro fundido, alumínio, titânio, aços e outros, e as condições de processamento, como por exemplo, forjamento à quente ou à frio, extrusão, 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 (CUI,2002).

Segundo Das et al. (2006), a abordagem sobre a influência da microestrutura na propagação de trinca por fadiga inclui diversos parâmetros, tais como: tamanho e orientação preferencial dos grãos, distribuição e composição química das fases, tamanho e distribuição de partículas e precipitados contidos na microestrutura, entre outros.

Shibata et al. (1996), verificaram em seu trabalho o efeito da microestrutura no comportamento em fadiga de uma liga TiAl, comparando o material no estado bruto de fusão e tratado termicamente. Os autores demonstraram que no material tratado termicamente a taxa de crescimento de trinca por fadiga foi mais elevada que na condição bruta de fusão, isto porque o material sem tratamento térmico apresentou uma maior resistência à iniciação da trinca, o que conseqüentemente aumentou a sua vida em fadiga, já que as trincas foram nucleadas a mais de 90% da vida em fadiga do material. A iniciação da trinca neste caso foi um evento crítico para o comportamento da liga, e como o material bruto de fusão apresentou uma maior resistência à nucleação da trinca, o mesmo obteve um melhor comportamento em fadiga.

Tokaji, Horie e Enomoto (2007), concluíram que para um ferro fundido V-Cr-Ni, a variação da porcentagem dos elementos carbono e vanádio, o que conseqüentemente altera a microestrutura, influencia a taxa de propagação de trinca.

O meio ambiente pode afetar de maneira severa o comportamento em fadiga dos metais. Corrosão e temperatura são os dois principais fatores que afetam a taxa de crescimento de trinca (CUI, 2002). É de conhecimento geral que as falhas em componentes de engenharia sujeitos a um ambiente agressivo podem ocorrer sob tensões bem abaixo daquelas em ambientes inertes ou relativamente inofensivos.

Geralmente os ambientes mais agressivos são as soluções de cloretos e iodetos, enquanto o menos agressivo é o ar seco (RHODES et al., 1981). Desta forma, a curva da/dN versus ΔK desloca-se no sentido da seta indicada na Figura 2.15 que representa esquematicamente a influência do meio ambiente na taxa de propagação de trinca por fadiga (TSAY et al., 2004). Observa-se também na Figura 2.15, que ocorre um aumento nas taxas de propagação à medida que o valor de ΔK diminui, pois menores valores de ΔK correspondem a maiores tempos de ensaio, o que resulta em um maior tempo de exposição do material ao meio ambiente agressivo, conseqüentemente aumentando os fatores deteriorantes. Na maior parte dos sistemas metal – meio ambiente, a taxa de propagação da trinca aumenta no meio corrosivo em relação à taxa de propagação no ar ou no vácuo (LOPES, 2006).

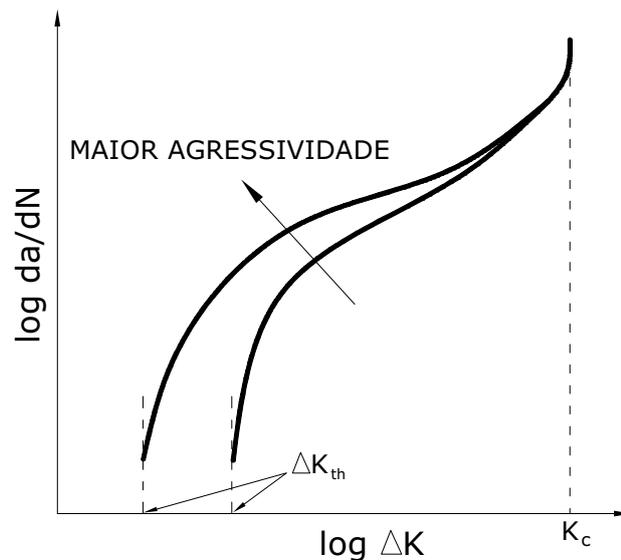


Figura 2.15- Representação esquemática da influência do meio ambiente

Sivaprasad (2006) em seu trabalho, verificou tal influência para os aços API X80 e API X100, que foram ensaiados ao ar ambiente e em uma solução de NaCl. Sendo que para o ambiente mais agressivo, solução de NaCl, a taxa de propagação de trinca foi maior

Fonte et al. (2003, 2007), concluíram que para um aço médio carbono DIN CK45 e uma liga de alumínio 7049, a taxa de crescimento de trinca por fadiga no ar ambiente

é mais elevada quando comparada à ensaios feitos no vácuo, uma vez que a agressividade no vácuo é menor que a do ar ambiente.

A tensão média (normalmente expressa pela razão de carga, R) também influencia a taxa de propagação de trinca por fadiga, alterando o posicionamento das curvas da/dN versus ΔK , podendo em certos materiais deslocá-las como mostrado na Figura 2.16 quando o seu valor aumenta (SADANANDA; VASUDEVAN 2003; DING; HALL; BYRNE, 2005; SIVAPRASAD et al., 2006; FONTE et al., 2007; LUKE et al, 2007). Deste modo, em muitos casos o aumento do valor de R causa maiores taxas de propagação de trinca para o mesmo valor de ΔK .

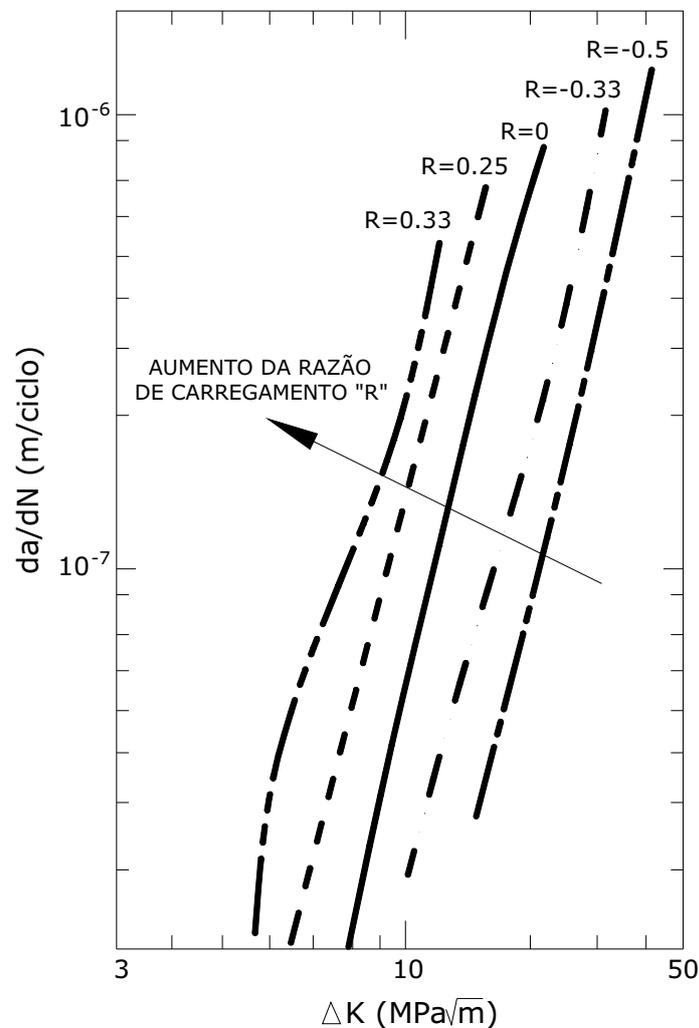


Figura 2.16- Representação esquemática da influência da razão de carga (R) na taxa de crescimento de trinca por fadiga (adaptada de JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

A influência da razão de carga no crescimento de trinca por fadiga dos metais é tradicionalmente atribuída à presença do fenômeno de fechamento de trinca (DING; HALL; BYRNE, 2005; SIVAPRASAD et al., 2006), que será discutido mais adiante.

Várias equações para descrever a dependência da razão de carregamento na taxa de propagação de trincas por fadiga tem sido propostas, e sua aplicabilidade em algumas ligas de alumínio estão sendo discutidas em diversos trabalhos (MANN, 2007).

2.2.5 Fechamento de Trinca por Fadiga

Elber³ (1970 apud Anderson, 2005), observou um importante fenômeno para a compreensão da propagação de trinca por fadiga no início da década de 70. Ele constatou que em um ciclo de fadiga, durante o descarregamento, a trinca fechava-se antes da carga aplicada ser anulada. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca por fadiga.

Em função do fechamento da trinca, um incremento de carga de tração deve ser aplicado em acréscimo ao recarregamento da força mínima do ciclo de fadiga, antes que a trinca esteja novamente aberta por completo. Portanto, o fechamento de trinca produz um mecanismo por meio do qual o fator de intensidade de tensão cíclico efetivo próximo à ponta da trinca, ΔK_{ef} , difere do valor de ΔK nominal (LOPES, 2006).

Elber postulou que o fenômeno do fechamento de trinca por fadiga reduziu a taxa de propagação em função da diminuição da amplitude do fator de intensidade de tensão nominal, ΔK , o qual passa a ser considerado como o fator de intensidade de tensão efetivo, ΔK_{ef} , como pode ser observado na Figura 2.17, a qual ilustra o conceito

³ ELBER, W. Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension. **Engineering Fracture Mechanics**, v.2, 1970, p.37-45 apud ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics Fundamentals and Applications**, 3.ed. Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis, 2005. 621p.

de fechamento de trinca. Quando um corpo de prova é carregado ciclicamente entre K_{\max} e K_{\min} , as faces da trinca entram em contato para valores de fator de intensidade de tensão abaixo daquele no qual a trinca abre, K_{AB} . Assumindo que a porção do ciclo que está abaixo de K_{AB} não contribui para o crescimento da trinca por fadiga, Elber definiu a amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo pela equação (2.12), como também introduziu uma relação entre ΔK_{ef} e ΔK , dada pela fração efetiva U , expressa pela equação (2.13), e propôs uma modificação na equação de Paris, conforme mostra a equação (2.14), a qual tem sido utilizada com razoável sucesso na correlação dos dados de propagação de trinca por fadiga em várias razões de carga (ANDERSON, 2005).

$$\Delta K_{ef} = K_{\max} - K_{AB} \quad (2.12)$$

$$U = \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K} = \frac{K_{\max} - K_{AB}}{K_{\max} - K_{\min}} \quad (2.13)$$

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{ef}^m \quad (2.14)$$

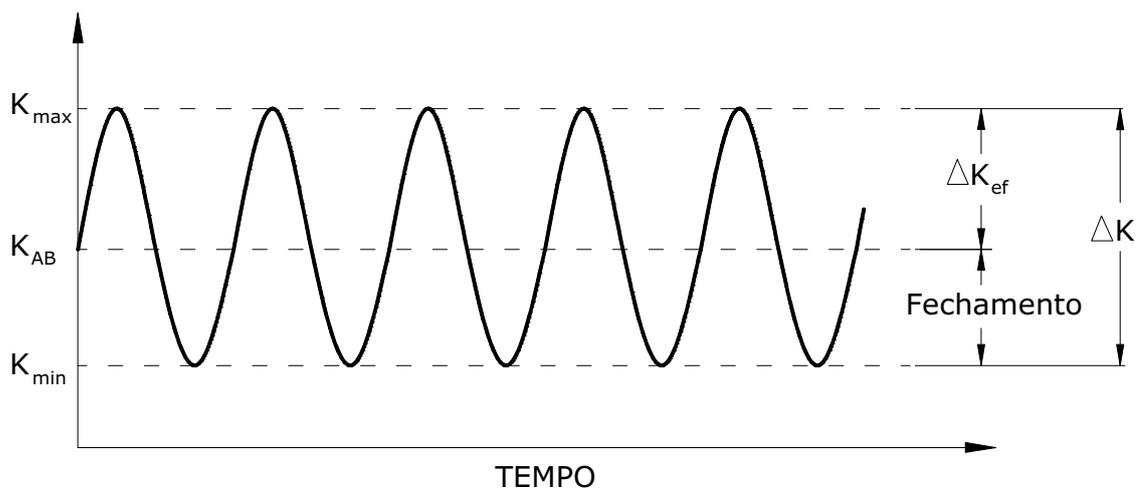


Figura 2.17- Definição da amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} (Adaptada de ANDERSON, 2005).

Vários mecanismos de fechamento de trinca por fadiga têm sido discutidos na literatura, e entre os mais importantes estão: fechamento induzido por plasticidade, fechamento induzido por óxido e fechamento induzido por rugosidade (SURESH, 1998; ANDERSON, 2005; DING; HALL; BYRNE, 2005; LJUSTELL; NILSSON, 2006; FONTE et al., 2007). Estes mecanismos estão esquematizados na Figura 2.18.

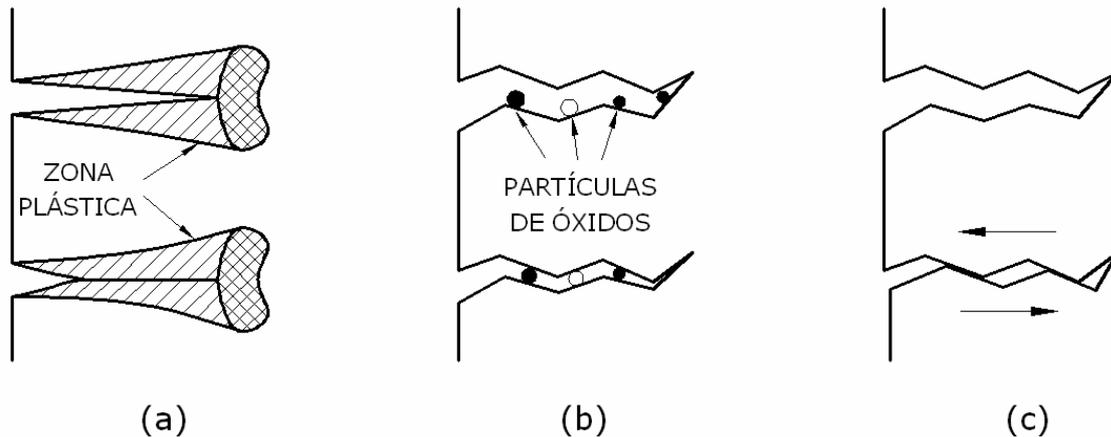


Figura 2.18- Ilustração esquemática de vários mecanismos de fechamento de trinca: (a) fechamento induzido por plasticidade, (b) fechamento induzido por óxido e (c) fechamento induzido por rugosidade (Adaptada de ANDERSON, 2005).

O fechamento de trinca induzido por plasticidade é essencialmente um efeito da tensão plana e foi o primeiro tipo de fechamento considerado. Este tipo de fechamento resulta das deformações plásticas residuais originadas nas faces da trinca. Durante os ciclos de carregamento, deformações plásticas na ponta da trinca provocam alongamento de material, e com o avanço da mesma, regiões com deformações plásticas residuais são deixadas para trás nas faces da trinca, formando um volume extra de material deformado plasticamente. No descarregamento, ocorre o fechamento precoce da trinca pelo contato desse material deformado, produzindo um campo de tensões residuais que anulam parte das tensões externas aplicadas (BRAZ, 1999).

O fechamento de trinca induzido por óxidos é geralmente associado a um meio agressivo. Fragmentos de óxidos ou outros produtos de corrosão tornam-se calços entre as faces da trinca, promovendo um contato prematuro antes do carregamento chegar ao valor mínimo no ciclo de fadiga.

O fechamento de trinca induzido por rugosidade está associado à topografia da superfície de fratura. O fechamento ocorre quando os deslocamentos de abertura na ponta da trinca tornam-se comparáveis ao tamanho das asperezas da superfície de fratura, ou seja, a sua rugosidade, ocasionando assim um contato precoce das faces da trinca.

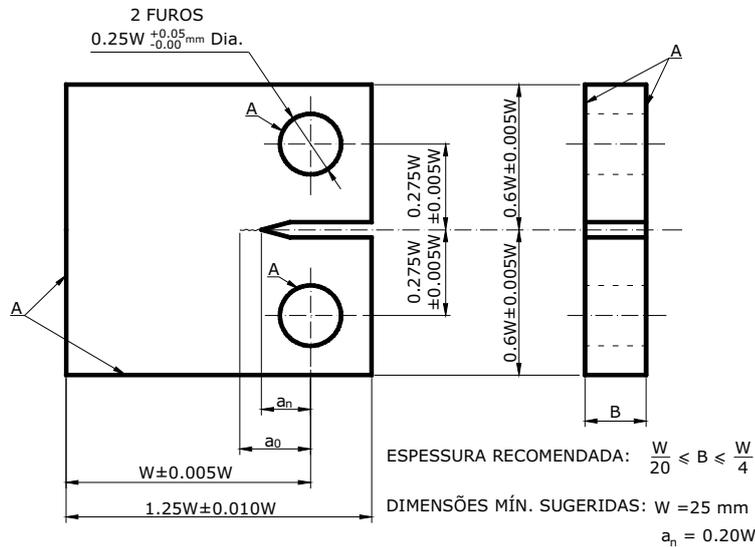
2.2.6 O Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga

O ensaio de propagação de trinca por fadiga é padronizado pela “American Society for Testing and Materials”, por meio da norma ASTM E 647 (2000). Esse ensaio permite a determinação das taxas de crescimento de trinca por fadiga desde valores próximos ao fator de intensidade de tensão limite, ΔK_{th} , até o seu valor máximo, onde ocorre a instabilidade controlada da trinca. Os resultados são expressos em termos da amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK) na ponta da trinca, definido pela teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Os materiais que podem ser ensaiados por essa norma não estão limitados pela espessura ou pela resistência, contanto que os corpos de prova possuam espessura suficiente para impedir flambagem, como também dimensões planares suficientes para permanecerem predominantemente elásticos durante o ensaio. Para que isto seja garantido, a norma estabelece vários tipos de corpos de prova com configurações definidas, cujas dimensões são proporcionais e que podem ser ajustadas de acordo com as propriedades mecânicas do material ensaiado e conforme a força aplicada.

O ensaio de propagação de trinca por fadiga consiste no carregamento cíclico de corpos de prova entalhados, que tenham sido satisfatoriamente pré-trincados por fadiga. O tamanho da trinca é medido visualmente ou por outro método equivalente (flexibilidade, diferença de potencial elétrico, etc), como função do número de ciclos de fadiga decorridos, e esses dados são submetidos à análise numérica para estabelecer a taxa de crescimento da trinca, da/dN , que será expressa em função da amplitude do fator de intensidade de tensão, ΔK (ASTM E 647, 2000).

A Figura 2.19 mostra a configuração de um corpo de prova do tipo compacto em tração, C(T), com entalhe denominado reto, cujos detalhes bem como os requisitos da pré-trinca de fadiga encontram-se ilustrados na Figura 2.20.



NOTA 1: AS SUPERFÍCIES DEVEM SER PARALELAS E PERPENDICULARES DENTRO DE $\pm 0.002W$ (REF. A)

NOTA 2: RUGOSIDADES EM TODAS AS SUPERFÍCIES DE 0.8 μ m.

Figura 2.19 - Corpo de prova tipo C(T) (adaptada de ASTM E 647, 2000).

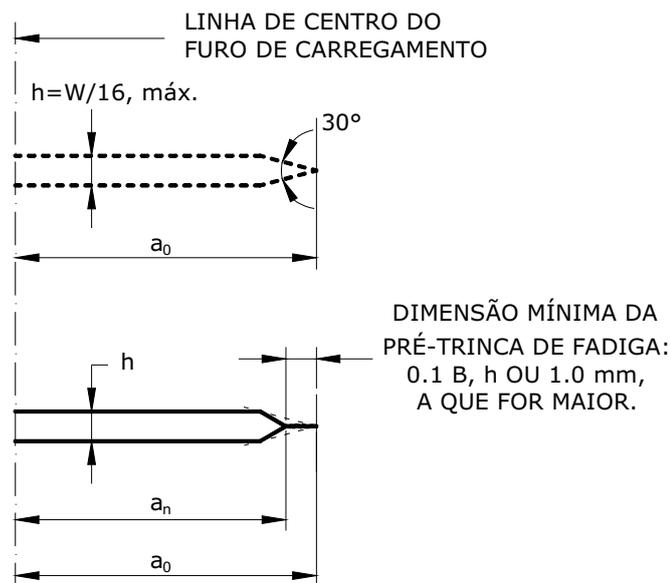


Figura 2.20 - Detalhes do entalhe e requisitos da pré-trinca (adaptada de ASTM E 647, 2000).

O cálculo da amplitude do fator de intensidade de tensão, ΔK , é feito a partir dos valores do comprimento da trinca em cada instante do ensaio correspondente a uma dada taxa de propagação de trinca, da/dN , através da equação (2.15) (ASTM E 647, 2000).

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \cdot (0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (2.15)$$

na qual $\alpha = a/W$, com a expressão válida para $a/W \geq 0,2$.

Para a redução dos dados obtidos nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, uma das técnicas recomendadas pela norma ASTM E 647 (2000) é o método da Secante. Este método envolve o cálculo da inclinação da linha entre dois pontos de dados adjacentes na curva a versus N , e é formalmente expresso como:

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{\bar{a}} = \frac{(a_{i+1} - a_i)}{(N_{i+1} - N_i)} \quad (2.16)$$

Como o valor de da/dN computado é uma média da taxa de propagação da trinca no intervalo $(a_{i+1} - a_i)$, o tamanho médio da trinca, $\bar{a} = \frac{1}{2}(a_{i+1} + a_i)$, é normalmente usado para calcular ΔK .

Outra técnica de redução recomendada pela norma é o método Polinomial. Ele envolve o ajuste de um polinômio de segunda ordem (parábola) para o conjunto de pontos de dados sucessivos $(2n + 1)$, onde n é comumente igual a 1, 2, 3 ou 4. A forma da equação para o ajuste dos dados do ensaio é dada pela equação (2.17):

$$\hat{a}_i = b_0 + b_1 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right)^2 \quad (2.17)$$

na qual

$$-1 \leq \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right) \leq +1 \quad (2.18)$$

e b_0 , b_1 e b_2 são parâmetros de regressão determinados pelo método dos mínimos quadrados no intervalo $a_{i-n} \leq a \leq a_{i+n}$. O parâmetro \hat{a}_i é o valor ajustado do tamanho da trinca para N_i ; e os parâmetros C_1 e C_2 são calculados por

$$C_1 = \frac{1}{2}(N_{i-n} + N_{i+n}) \quad (2.19)$$

$$C_2 = \frac{1}{2}(N_{i+n} - N_{i-n}) \quad (2.20)$$

A taxa de crescimento em N_i é obtida da derivada da parábola expressa pela equação (2.21), a qual é dada por

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{\hat{a}_i} = \left(\frac{b_1}{C_2} \right) + \frac{2b_2(N_i - C_1)}{C_2^2} \quad (2.21)$$

O valor de ΔK associado com o valor de da/dN calculado através da equação (2.21), é computado usando o valor ajustado do tamanho da trinca \hat{a}_i , correspondente a N_i .

Para a determinação do tamanho da trinca durante o ensaio, um método bastante utilizado é o da flexibilidade. Este método permite relacionar o tamanho da trinca com o valor da abertura do entalhe registrado por um extensômetro (“clip-on-gage”) em cada momento do ensaio (COD). A relação entre a flexibilidade e o tamanho da trinca é dada pela expressão 2.22 (ASTM E 647, 2000).

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 u_x + C_2 u_x^2 + C_3 u_x^3 + C_4 u_x^4 + C_5 u_x^5 \quad (2.22)$$

na qual C_0, C_1, C_2, C_3, C_4 e C_5 são os coeficientes da flexibilidade e u_x é obtido da equação (2.23).

$$u_x = \left\{ \left[\frac{E \nu B}{P} \right]^{1/2} + 1 \right\}^{-1} \quad (2.23)$$

em que B é a espessura do corpo de prova, E o módulo de Elasticidade, ν a abertura do extensômetro (COD) e P a carga aplicada. Sendo a equação (2.22) válida quando $0,2 \leq a/W \leq 0,975$. Os valores dos coeficientes da flexibilidade variam de acordo com a posição de fixação do extensômetro no corpo de prova e com o tipo do mesmo. A Tabela 2.2 apresenta os valores desses coeficientes para o caso de corpos de prova do tipo C(T) em várias posições de fixação do extensômetro referenciadas na Figura 2.21.

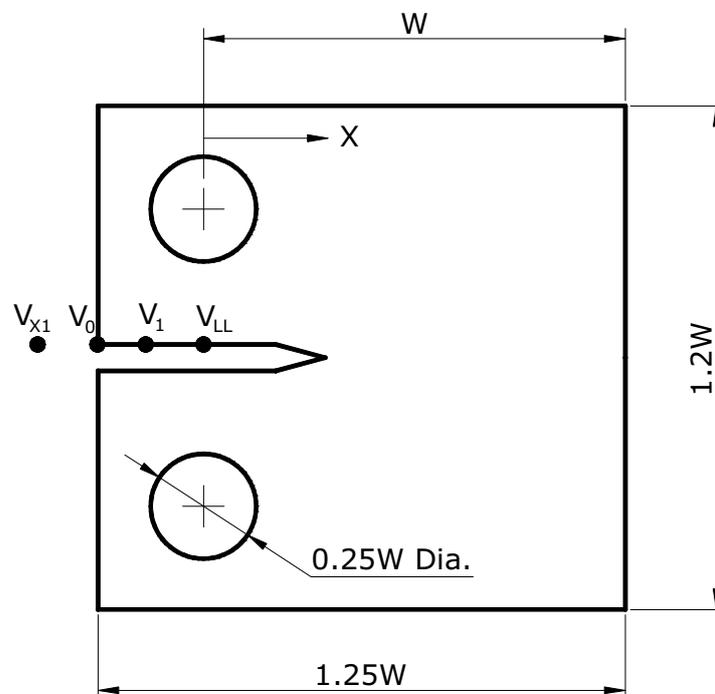


Figura 2.21 - Corpo de prova esquemático apresentando os pontos de localização do extensômetro referenciados na Tabela 2.2 (adaptada de ASTM E 647, 2000).

Tabela 2.2 - Coeficientes da flexibilidade para o corpo de prova tipo C(T) em função da posição de fixação do extensômetro (ASTM E647, 2000).

Posição do extensômetro	Distância do centro do furo (X/W)	C ₀	C ₁	C ₂	C ₃	C ₄	C ₅
V _{X1}	-0,345	1,0012	-4,9165	23,057	-323,91	1798,3	-3513,2
V ₀	-0,250	1,0010	-4,6695	18,460	-236,82	1214,9	-2143,6
V ₁	-0,1576	1,0008	-4,4473	15,400	-180,55	870,92	-1411,3
V _{LL}	0	1,0002	-4,0632	11,242	-106,04	464,33	-650,68

Para que os resultados dos ensaios sejam válidos de acordo com a norma ASTM E 647 (2000) é necessário que o corpo de prova se mantenha predominantemente elástico para todos os valores de força aplicada. No caso dos corpos de prova tipo C(T), a condição de validade dos dados obtidos durante o ensaio é dada pela relação

$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi} \right) \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.24)$$

na qual $(W - a)$, é a extensão do ligamento não trincado do corpo de prova, e σ_e é o limite de escoamento do material determinado na mesma temperatura de realização do ensaio.

Segundo a norma ASTM E647 (2000), este método de ensaio tem os seguintes propósitos: estabelecer a influência do crescimento de trinca por fadiga na vida de componentes sujeitos à carregamentos cíclicos, definir critérios de seleção de materiais e requisitos de inspeção em aplicações de danos tolerados e estabelecer em termos quantitativos os efeitos individuais e combinados de variáveis metalúrgicas, ambientais e de carregamentos, na propagação de trinca por fadiga.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

No presente trabalho foram utilizados dois materiais, o aço SAE-1050 comumente utilizado na fabricação de eixos ferroviários e o SAE-4130 que recentemente vem sendo utilizado para esta finalidade, ambos desgaseificados à vácuo e produzidos pela empresa VILLARES. Os materiais foram recebidos na forma de barras laminadas com seção quadrada de 255 x 255 mm e redução mínima de área de 3:1. Todo o material utilizado neste estudo foi cedido pela empresa MWL Brasil Rodas & Eixos Ltda, a qual realizou a fabricação dos eixos e a confecção dos corpos de prova.

3.2 ETAPAS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS EIXOS FERROVIÁRIOS

Foram fabricados quatro eixos ferroviários para a realização deste trabalho, sendo dois com cada material e em dois processos de tratamento térmico distintos. Visando a obtenção de resultados mais próximos à realidade do componente, os eixos foram fabricados conforme processo produtivo usual da empresa MWL Brasil. Definiu-se que os mesmos fossem fabricados durante a produção diária da empresa, garantindo assim, que os eixos utilizados neste estudo estivessem nas mesmas condições dos demais produzidos durante o turno de trabalho. A retirada dos corpos de prova foi feita somente após o término de todas as etapas de fabricação.

O processo de fabricação de eixos ferroviários consiste em quatro etapas: corte a quente, forjamento, tratamento térmico e usinagem. As quais estão ilustradas nas Figuras 3.1 a 3.4.



Figura 3.1 – Processo de corte a quente das barras para fabricação de eixos ferroviários



Figura 3.2 – Processo de forjamento de eixos ferroviários



Figura 3.3 – Forno para Tratamento Térmico de eixos ferroviários.



Figura 3.4 – Usinagem de eixos ferroviários

Os eixos foram fabricados conforme requisitos da norma Association of American Railroad – AAR M-101 (2004), e suas dimensões finais após o término do processo estão ilustradas na Figura 3.5. Nota-se que foi adotado um único diâmetro em toda a extensão do corpo do eixo, a fim de se garantir que a retirada dos corpos de prova se desse na mesma localização e condição do material, o que não seria possível caso existisse uma variação de diâmetros ao longo do mesmo.

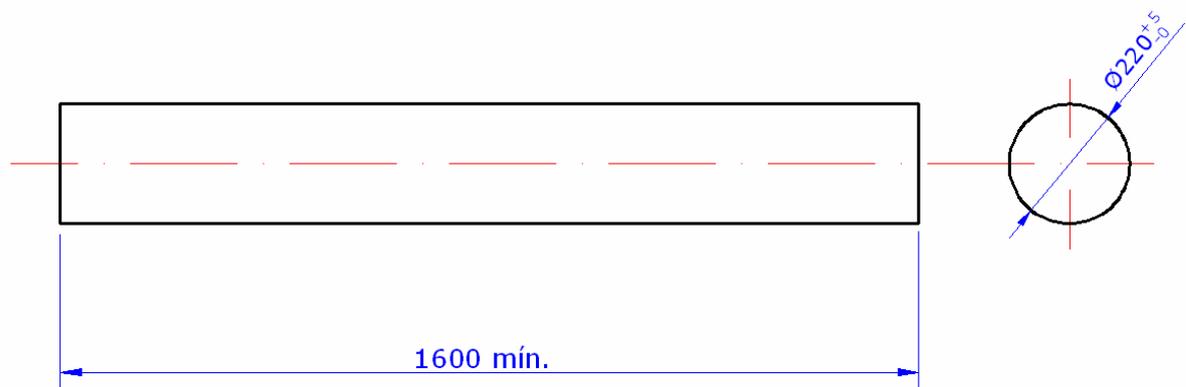


Figura 3.5 – Ilustração do dimensional dos eixos utilizados neste trabalho

3.3 ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas dos materiais foram realizadas na empresa MWL Brasil, utilizando um espectrômetro de emissão óptica, marca ARL, modelo 3460, para 20 canais, onde obteve-se as porcentagens em peso dos principais elementos mostrados nas Tabelas 3.1 e 3.2. Os resultados obtidos pelas análises químicas estão dentro dos limites estabelecidos pela norma AAR M-101 (2004) para o aço SAE-1050 e pela norma SAE J 404 (2000) para o aço SAE-4130. Nota-se a presença de elementos residuais na composição química dos aços, isto se deve ao processo produtivo dos mesmos (carregamento de sucata).

Tabela 3.1 – Composição química do aço SAE-1050 (porcentagem em peso)

	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Ni%	Cr%	Mo%	V%
ESPECIFICADO	0,45 – 0,59	0,60 – 0,90	0,045 máx.	0,050 máx.	0,15 min.	--	--	--	--
ENCONTRADO	0,505	0,781	0,0215	0,0115	0,212	0,016	0,057	0,015	0,0017

Tabela 3.2 – Composição química do aço SAE-4130 (porcentagem em peso)

	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Ni%	Cr%	Mo%	V%
ESPECIFICADO	0,28 – 0,33	0,40 – 0,60	0,030 máx.	0,040 máx.	0,15 – 0,35	--	0,80 – 1,10	0,15 – 0,25	--
ENCONTRADO	0,318	0,454	0,0188	0,0065	0,222	0,021	0,921	0,167	0,0039

3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS E NOMENCLATURA DAS CONDIÇÕES ESTUDADAS

Foram utilizadas para este trabalho duas condições de tratamentos térmicos previstas pela norma AAR M-101 (2004), sendo um processo constituído por normalização e alívio de tensões; que é classificado pela norma como Grau “F”; e um outro constituído por normalização, têmpera e revenimento; classificado como Grau “H”. Os ciclos de tratamentos térmicos para cada condição estudada são os mesmos utilizados pela empresa MWL Brasil e estão representados nas Figuras 3.6 a 3.9.

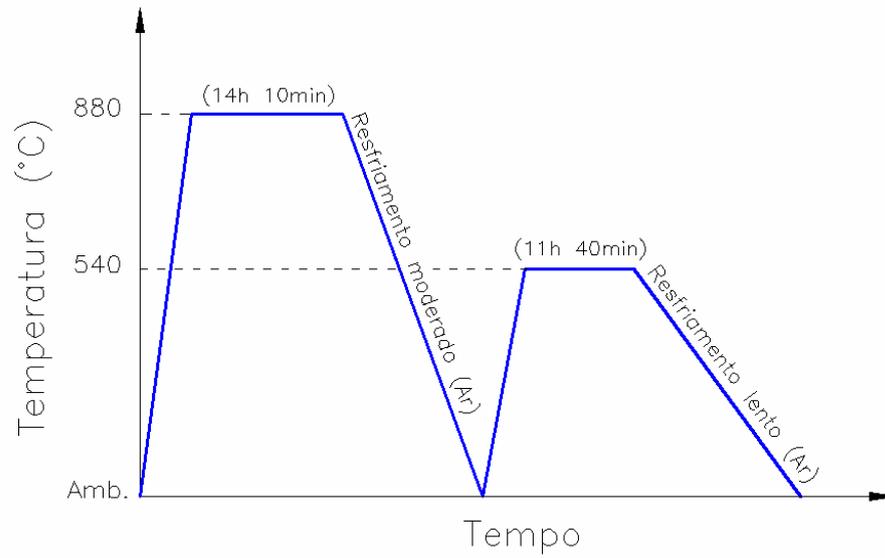


Figura 3.6 - Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “F”, aplicada ao aço SAE-1050

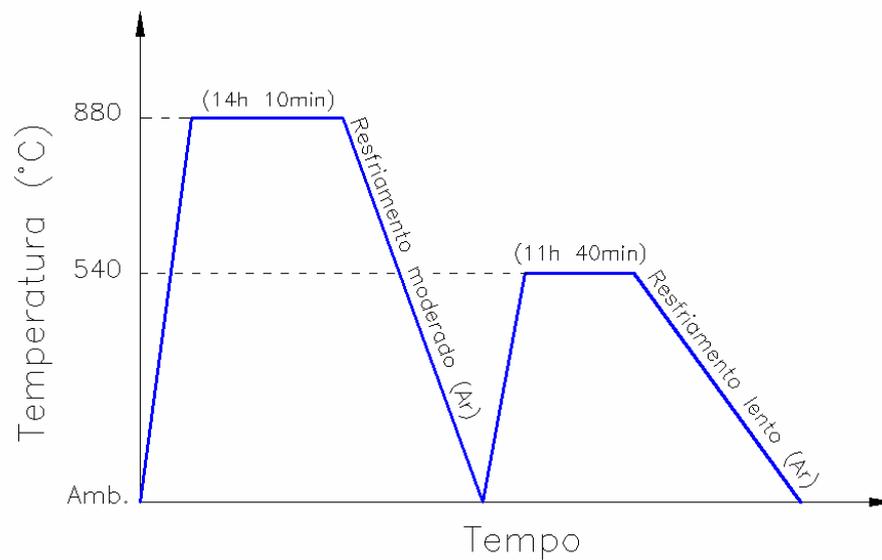


Figura 3.7 - Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “F”, aplicada ao aço SAE-4130

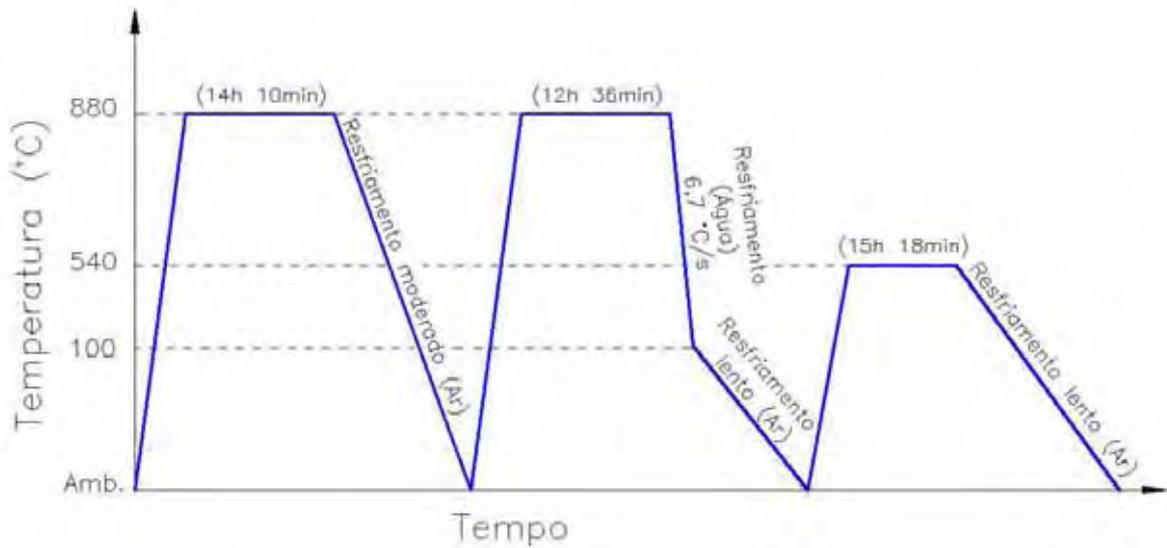


Figura 3.8 - Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “H”, aplicada ao aço SAE-1050

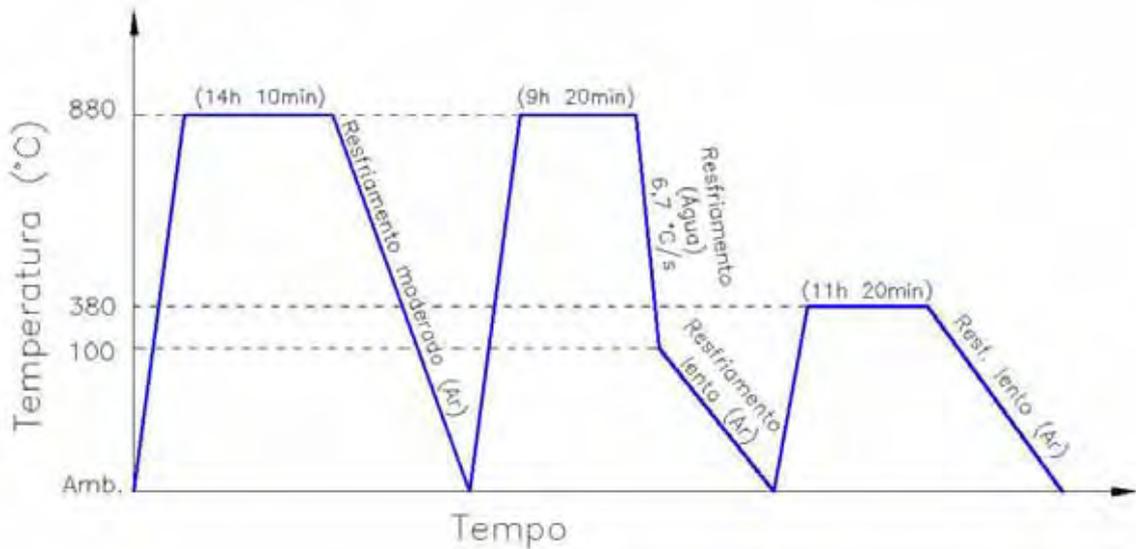


Figura 3.9 - Representação esquemática da rota de tratamento térmico, Grau “H”, aplicada ao aço SAE-4130

A temperatura de alívio de tensões utilizada no tratamento térmico dos aços SAE-1050 e SAE-4130 na condição “F”, seguiu as recomendações da norma AAR M-101 (2004), que prevê um aquecimento a 540°C. Para o tratamento de revenimento do

aço SAE-1050 na condição “H”, o mesmo valor de temperatura é recomendado pela norma. Já para o aço SAE-4130 na condição “H”, a temperatura do revenido foi de 380°C, valor este solicitado pelos clientes para obtenção das propriedades mecânicas exigidas.

A nomenclatura dos eixos após o tratamento térmico, foi definida conforme classificação descrita na norma AAR M-101 (2004) e de acordo com o material estudado. Tal nomenclatura será utilizada daqui em diante e é descrita na Tabela 3.3.

Tabela 3.3- Nomenclatura adotada para cada condição de tratamento térmico estudada neste trabalho

NOMENCLATURA	MATERIAL	TRATAMENTO TÉRMICO
SAE-1050F	Aço SAE-1050	Normalização e Alívio de tensões
SAE-1050H	Aço SAE-1050	Normalização, Têmpera e Revenimento
SAE-4130F	Aço SAE-4130	Normalização e Alívio de tensões
SAE-4130H	Aço SAE-4130	Normalização, Têmpera e Revenimento

3.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Após os tratamentos térmicos, as amostras foram retiradas da seção transversal dos eixos na mesma localização dos corpos de prova de tração e posteriormente embutidas a quente em baquelite. A preparação das amostras e a análise da microestrutura dos materiais foram realizadas no Laboratório de Metalografia e Análise de Imagens de Materiais (LAIMat) nas dependências do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP. As amostras submetidas aos exames de metalografia foram lixadas em uma seqüência 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 o NIKON EPIHOT 200 com câmera digital Pixera 120es para aquisição de imagens. 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.

3.6 ENSAIO DE DUREZA

A Figura 3.10 ilustra o posicionamento da retirada de todos os corpos de prova utilizados neste trabalho. Foram realizados ensaios de dureza nos quatro eixos utilizados nesta pesquisa. A dureza foi medida num equipamento da marca WILSON, com esfera de 10 mm, carga de 3000 kg e em escala Brinell. O objetivo desta medição foi de definir um diâmetro ideal para a retirada dos corpos de prova, uma vez que a variação da dureza no sentido radial é verificada após determinados tratamentos térmicos. As Figuras 3.11 à 3.14, mostram os mapas das durezas das quatro condições estudadas e ilustram a retirada dos corpos de prova de propagação de trinca por fadiga, a fim de se obter a menor variação possível de propriedades mecânicas das amostras..

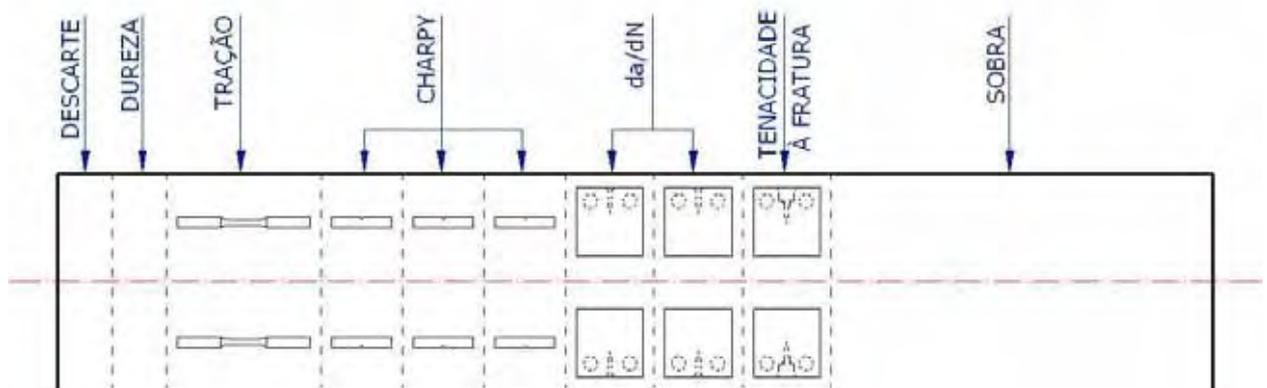


Figura 3.10- Posição da retirada dos corpos de prova ao longo do eixo.

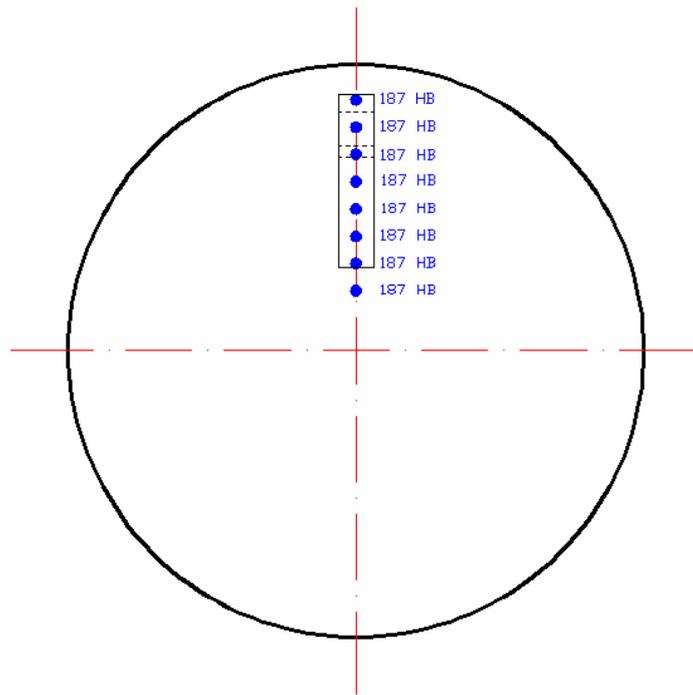


Figura 3.11 – Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-1050F

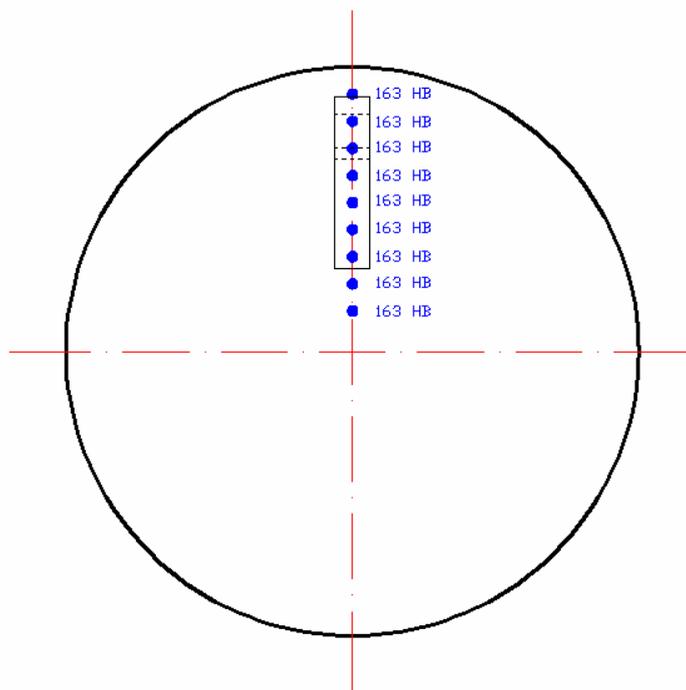


Figura 3.12 – Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-4130F

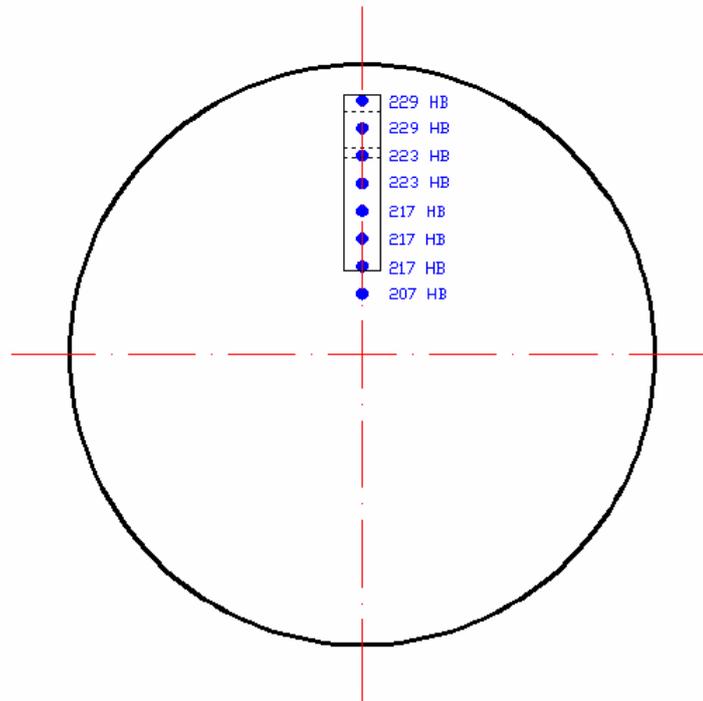


Figura 3.13 – Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-1050H

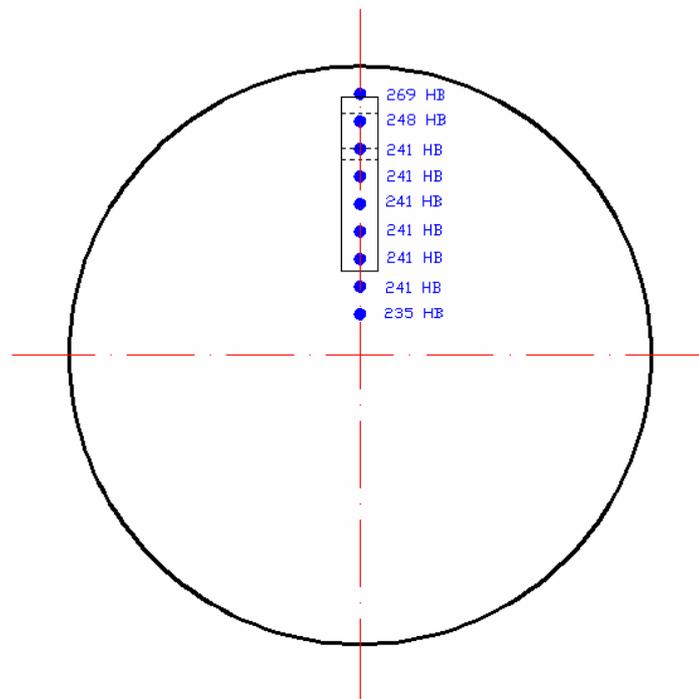


Figura 3.14 – Mapa de dureza na seção do eixo na condição SAE-4130H

3.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova para o ensaio de tração cuja geometria está indicada na Figura 3.15, foram usinados segundo a norma ASTM A370 (2003) e AAR M-101 (2004). Foram preparados quatro corpos de prova por condição do material e os mesmos retirados no sentido longitudinal dos eixos conforme mostrado na Figura 3.16 e previsto na Norma AAR M-101 (2004).

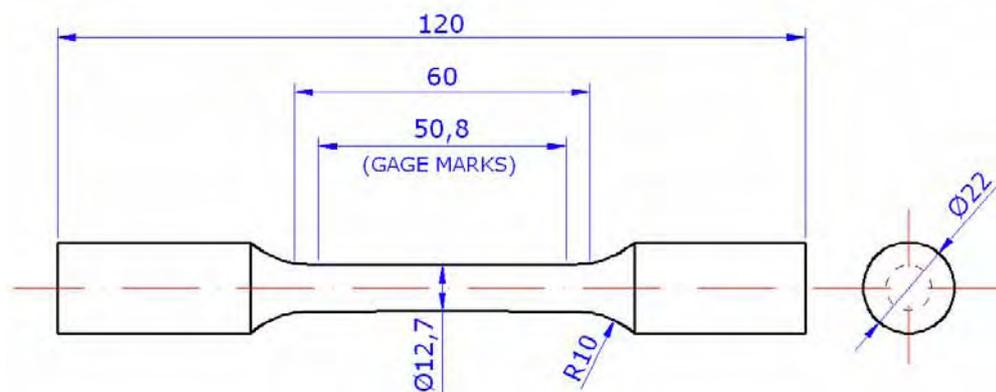


Figura 3.15 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração (dimensões em milímetros).

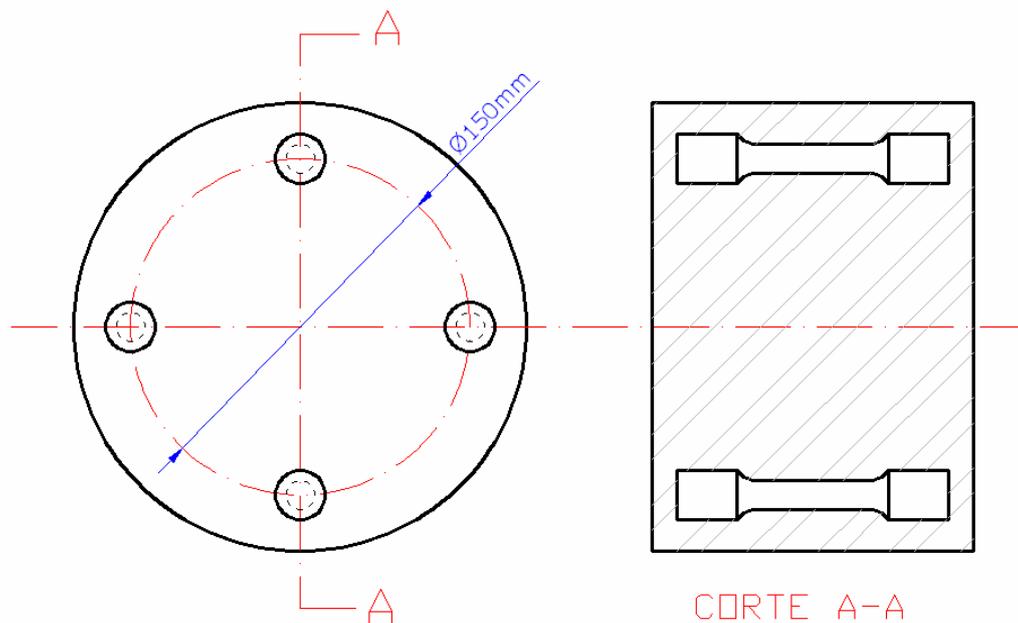


Figura 3.16 – Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração

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 escoamento (σ_e), limite de resistência a tração (σ_T), 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 (2003). O alongamento foi medido com o auxílio de marcas feitas ao longo da parte central do corpo de prova, conforme mostrado na Figura 3.15 (“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.

3.8 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Foram realizados ensaios de impacto tipo Charpy com entalhe em “V”, de acordo com a norma ASTM E-23 (2005), cujo corpo de prova está representado na Figura 3.17. Os ensaios foram realizados para as quatro condições dos materiais estudadas neste trabalho.

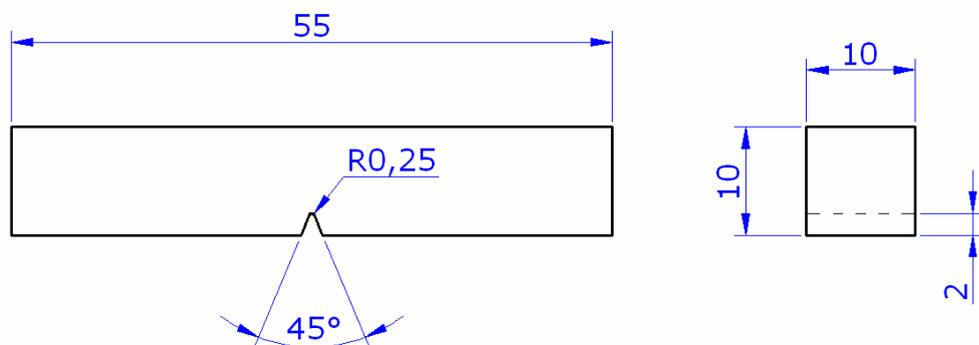


Figura 3.17 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios impacto Charpy (dimensões em milímetros).

As amostras foram ensaiadas nas temperaturas de $-19\text{ }^{\circ}\text{C}$, $0\text{ }^{\circ}\text{C}$, Ambiente, $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, sendo no mínimo quatro corpos de prova por temperatura. As temperaturas abaixo da ambiente foram obtidas com o auxílio de uma mistura de gelo e sal para atingir $-19\text{ }^{\circ}\text{C}$ e somente gelo para atingir $0\text{ }^{\circ}\text{C}$, as acima da temperatura ambiente foram obtidas em dois fornos do tipo mufla do DMT-FEG/UNESP. Os corpos de prova foram retirados dos eixos conforme posição $X - Z$ prevista na norma ASTM E23 (2005) e ilustrada na Figura 3.18.

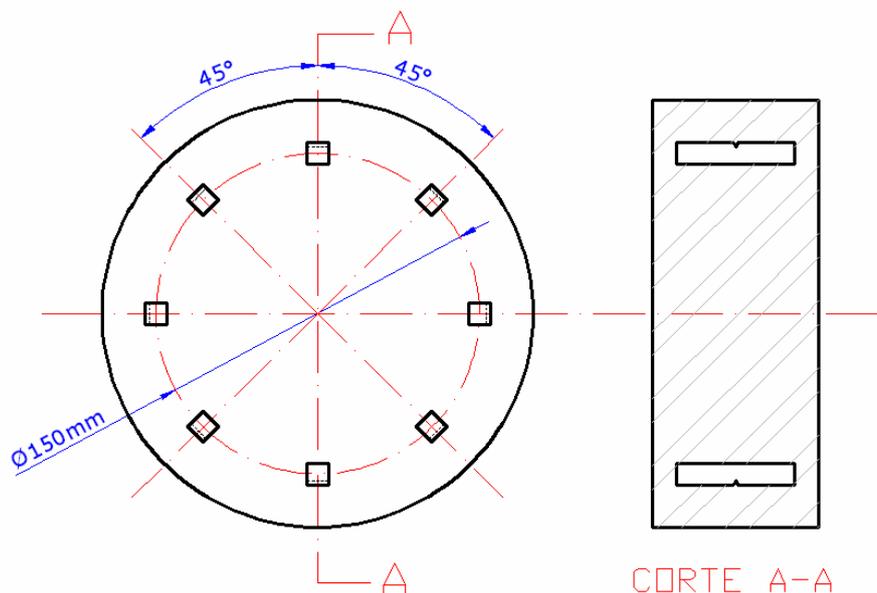


Figura 3.18 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto Charpy. Orientação $X-Z$, segundo terminologia da norma ASTM E23 (2005).

Durante o ensaio Charpy, foram tomadas as devidas precauções a fim de proteger a superfície de fratura, tendo em vista a sua importância para as posteriores análises fractográficas. Após ensaiadas, as amostras foram colocadas em um recipiente com acetona e posteriormente secadas, sendo as superfícies de fratura protegidas com verniz incolor. A Figura 3.19 mostra o pêndulo utilizado nos ensaios.



Figura 3.19– Pêndulo de impacto utilizado nos ensaios do tipo Charpy

3.9 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

Foram feitos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente, para as quatro condições de materiais estudadas 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 1820 (1999), cuja geometria está esquematizada na Figura 3.20. A retirada das amostras foi feita de acordo com o estabelecido pela norma ASTM E 399 (2005) na direção $L - R$ conforme Figura 3.21.

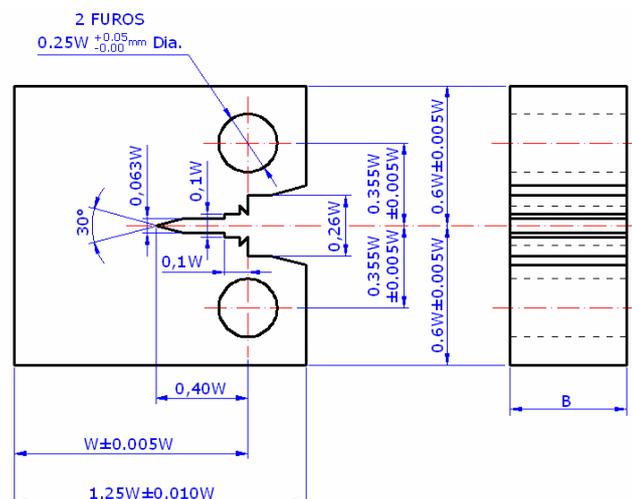


Figura 3.20 - Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto (CT) utilizado nos ensaios de mecânica da fratura. $W = 50,8 \text{ mm}$ e $B = 25,4 \text{ mm}$

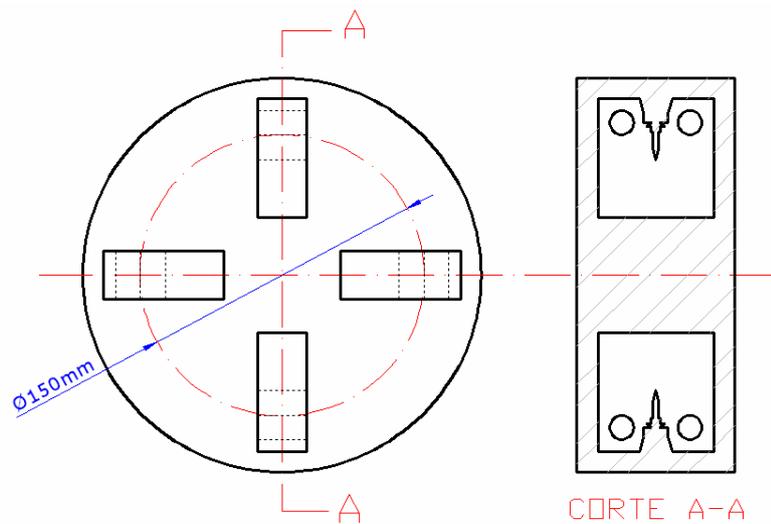


Figura 3.21 - Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de mecânica da fratura. Orientação L-R, segundo terminologia da norma ASTM E399 (2005).

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 3.22 e 3.23. Foram realizados no mínimo três 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 (2005).

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 (2005) 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 22,86 mm à 27,78 mm, sendo em função da dimensão “ W ” do corpo de prova. As cargas utilizadas durante o pré-trincamento são apresentadas na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 – Cargas utilizadas durante o pré-trincamento dos corpos de prova.

Material/Condição	Estágio inicial da pré-trinca (aprox. 80% de K_C)	Estágio final da pré-trinca (aprox. 60% de K_C)
SAE-1050 F	41,3 kN	32,9 kN
SAE-1050 H	46,4 kN	34,8 kN
SAE-4130 F	36,4 kN	27,3 kN
SAE-4130 H	51,1 kN	38,4 kN



Figura 3.22 – Máquina servo hidráulica INSTRON utilizada nos ensaios de mecânica da fratura e propagação de trincas por fadiga.

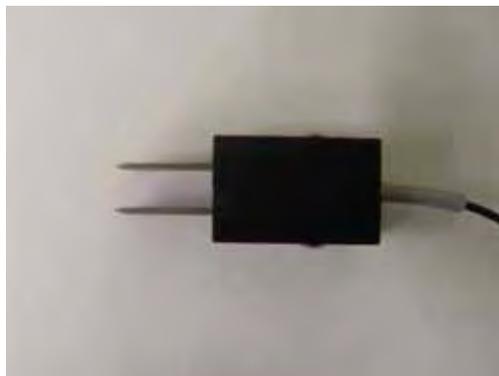


Figura 3.23 – Extensômetro INSTRON utilizado nos ensaios.

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 3.24 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 (3.1) e (3.2) para os corpos de prova do tipo C(T).

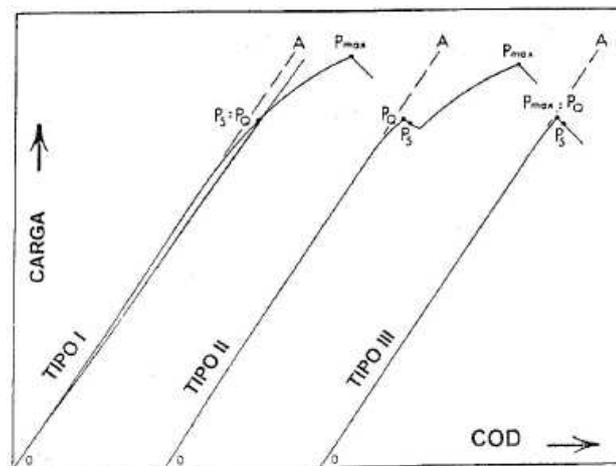


Figura 3.24 - Principais tipos de curvas carga - deslocamento de abertura da boca da trinca obtidas no ensaio K_{IC} (ASTM E399, 2005).

$$K_Q = \left(\frac{P_Q}{B.W^{1/2}} \right) f(a/W) \quad (3.1)$$

$$f(a/W) = \frac{(2 + a/W)[0,886 + 4,64(a/W) - 13,32(a/W)^2 + 14,72(a/W)^3 - 5,6(a/W)^4]}{[1 - (a/W)]^{3/2}} \quad (3.2)$$

onde:

K_Q - Fator de intensificação de tensão	[MPa√m]
P_Q - Carga aplicada	[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 (2005) 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:

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.3)$$

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

$$\frac{P_{\max}}{P_5} < 1,1 \quad (3.5)$$

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.

3.10 ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Corpos de prova do tipo tração compacto (CT) com entalhe reto foram confeccionados de acordo com o que estabelece a norma ASTM E647 (2000), os quais apresentam as dimensões como mostradas na Figura 3.25. Foram realizados dois ensaios para cada condição de material e para cada razão de carregamento estudada. Os corpos de prova foram extraídos dos eixos ferroviários conforme Figura 3.26, na direção L – R, prevista na norma ASTM E647 (2000).

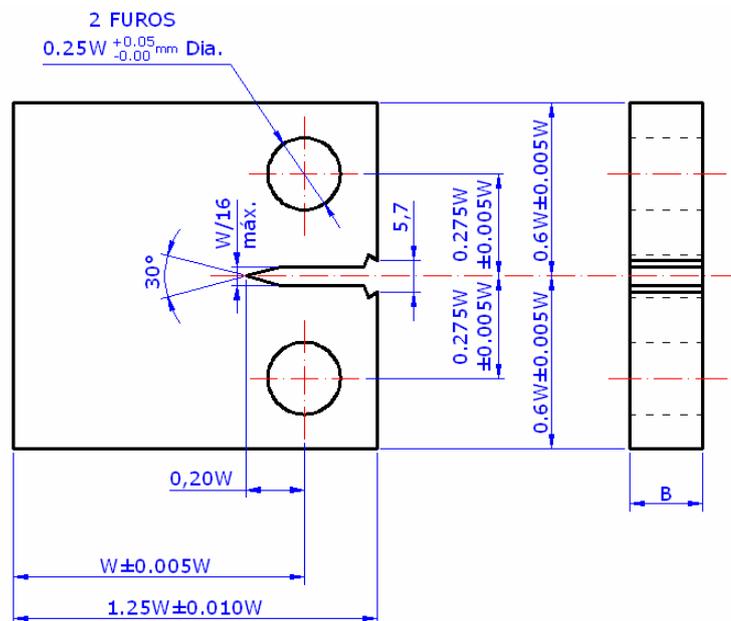


Figura 3.25 - Geometria do corpo de prova do tipo tração compacto (CT) utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. $W = 50,8$ mm e $B = 12,7$ mm.

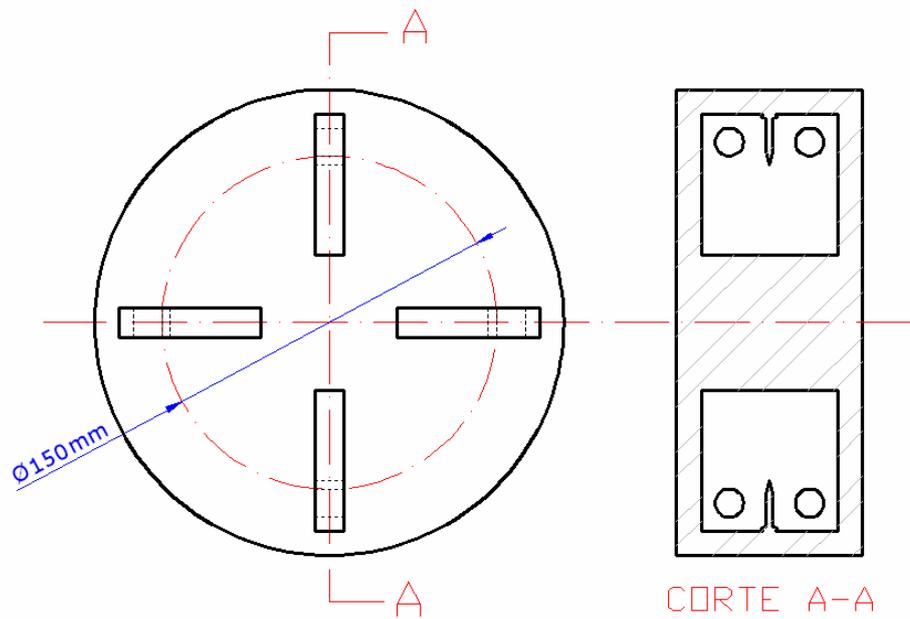


Figura 3.26 – Posição da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. Orientação L-R, segundo terminologia da norma ASTM E647 (2000).

Os ensaios foram realizados em uma máquina servohidráulica da marca INSTRON modelo 8801, com capacidade para 10 toneladas e um extensômetro (“clip-on-gauge”) INSTRON. A Figura 3.27 mostra o corpo de prova e o extensômetro devidamente instalados.

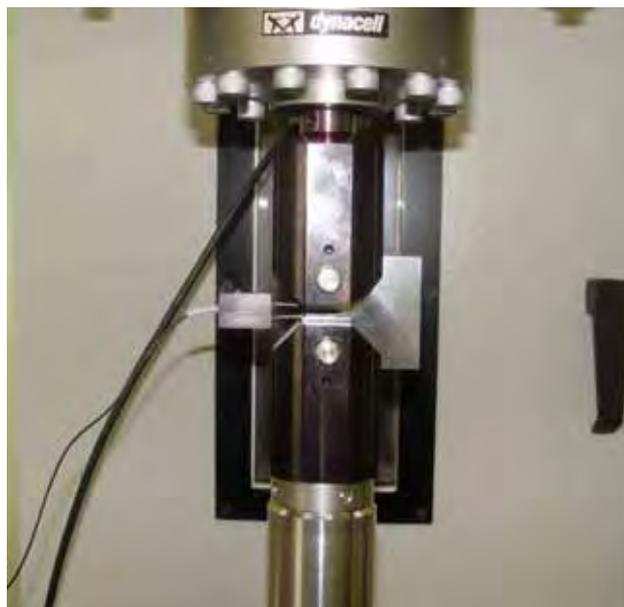


Figura 3.27 – Corpo de prova tipo (CT) com o extensômetro instalado.

O extensômetro foi acoplado na face frontal do corpo de prova e foi usado para medir a abertura do entalhe, com o objetivo de se medir o comprimento de trinca pelo uso da função compliance (flexibilidade), prevista na norma ASTM E647 (2000), cuja forma geral é mostrada na equação (3.6).

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1u_x + C_2u_x^2 + C_3u_x^3 + C_4u_x^4 + C_5u_x^5 \quad (3.6)$$

onde

$$u_x = \left\{ \left[\frac{EvB}{P} \right]^{\frac{1}{2}} + 1 \right\}^{-1} \quad (3.7)$$

Os coeficientes da função compliance na equação (3.6), dependem do ponto onde é feita a medição da abertura do entalhe. Neste trabalho, a medida foi tirada na face frontal, na extremidade do entalhe, e os valores destes coeficientes são dados na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Valores dos coeficientes da função compliance quando o extensômetro é colocado na extremidade do entalhe na face frontal do corpo de prova (ASTM E647, 2000).

C_0	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
1,0010	-4,6695	18,460	-236,82	1214,9	-2143,6

Os dados utilizados para a regressão linear foram entre 90% e 30% da faixa de carregamento e foram determinados diretamente no software da máquina utilizada no ensaio. Segundo Silva (2001), com a eliminação da fração superior (10%) e inferior (20%) da faixa total de carregamento, é possível evitar problemas como plasticidade

incipiente (próximo à carga máxima, nos mais altos comprimentos de trinca) e fechamento de trinca (em cargas aproximando-se de zero).

Primeiramente, foram nucleadas as pré-trincas de fadiga com razão de carga de 0,1, frequência de 15 Hz e à temperatura ambiente. A fase de pré-trincamento foi iniciada com valores de P_{\max} entre 16 e 20 kN, dependendo da dificuldade de nucleação. Após a nucleação, seguiu-se as recomendações da norma ASTM E647 (2000), diminuindo a carga em degraus de 20% a fim de se chegar a um tamanho de pré-trinca em torno de 13,2 mm e um valor de P_{\max} final do pré-trincamento menor ou igual a P_{\max} utilizado no ensaio.

A carga máxima do ensaio foi calculada de tal forma a se ter a propagação da trinca sempre no regime elástico-linear, utilizando-se a equação (3.8). Para tanto, foi definido um tamanho final da trinca de 30 mm, que quando atingido, o ensaio era interrompido, e a partir do qual foi calculado o valor de K_{\max} e posteriormente P_{\max} utilizado nos ensaios.

$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi} \right) \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (3.8)$$

Com relação à carga P_{\max} dos ensaios, definiu-se um valor de 12,5 kN, e para a carga P_{\max} final da pré-trinca, adotou-se um valor de 10 kN, como uma das condições de validação dos testes.

Os ensaios propriamente ditos, foram executados com carregamento de amplitude constante e frequência de 10 Hz. Após a execução dos ensaios e a partir dos dados tabelados de a e N ; os quais foram gerados pelo software da/dN da máquina INSTRON; foram confeccionadas as curvas $da/dN \times \Delta K$ através do método da *Secante* previsto na norma ASTM E647 (2000), com o auxílio do software *Origin*®. Os valores de P_{\max} utilizados nos ensaios foram iguais para as quatro condições estudadas

neste trabalho, uma vez que um comparativo do comportamento dos mesmos era objetivado.

Para a investigação da influência da razão de carregamento na taxa de propagação de trinca por fadiga, foram realizados ensaios nas razões $R=0,1$ e $R=0,3$. Os mesmos parâmetros de pré-trinca, carga, frequência, coleta de dados e confecção dos gráficos foram utilizados para ambas as razões de carga.

3.11 ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS

As análises das superfícies de fratura dos corpos de prova de propagação de trinca e de tenacidade à fratura, foram feitas nas dependências da empresa CONFAB, em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca JEOL, modelo JSM 6360, por meio da observação direta da superfície de fratura e da utilização da imagem obtida através do software JEOL SCANNING ELECTRON MICROSCOPE. As análises das superfícies de fratura foram feitas em dois corpos de prova de cada condição microestrutural dos materiais estudados, sendo um corpo de prova proveniente do ensaio de tenacidade à fratura e outro do ensaio de propagação de trinca por fadiga feito na razão (R) de 0,1.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

As Figuras 4.1 a 4.4 apresentam as microestruturas dos aços SAE-1050 e SAE-4130 nas duas condições estudadas neste trabalho, “F” (normalização e alívio de tensões) e “H” (normalização, têmpera e revenimento).

Na Figura 4.1 é ilustrada a microestrutura do aço SAE-1050 tratado pelo processo de normalização e alívio de tensões. Verificou-se a presença de ferrita e perlita, sendo a ferrita revelada por uma cor branca e a perlita por uma cor escura. A microestrutura encontrada nesta condição é característica deste tipo de processamento térmico e material, e está de acordo com o trabalho de Bonnen e Topper (2008), onde foi verificado que um aço SAE-1045 normalizado apresenta a mesma microestrutura (Ferrita + Perlita) observada no SAE-1050 desta pesquisa.

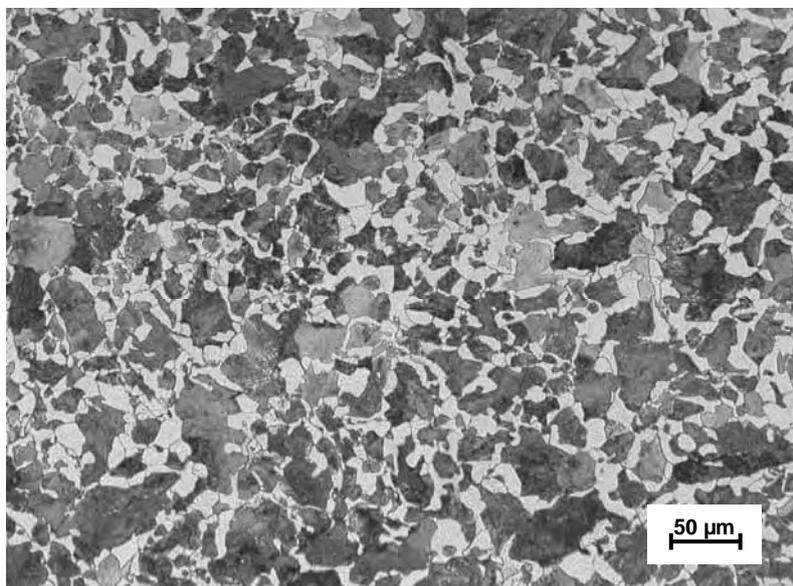


Figura 4.1 - Microestrutura ferrítica-perlítica do aço SAE 1050 na condição “F” (normalização e alívio de tensões). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

Para o material SAE-1050 na condição normalizado, temperado e revenido, Figura 4.2, observou-se uma microestrutura composta por ferrita, perlita e produtos transformados da austenita, provavelmente bainita. Nota-se uma menor concentração de ferrita na microestrutura do aço SAE-1050H quando comparado ao SAE-1050F. Através da análise da dureza dos mesmos, 223 HB para o SAE-1050H e 187 HB para o SAE-1050F, é possível concluir que os produtos transformados da austenita (bainita) e a maior fração volumétrica de perlita observada na microestrutura do aço SAE-1050H foram os responsáveis pelo aumento da resistência mecânica e a melhoria no comportamento em fadiga do mesmo. O tratamento de têmpera tem a finalidade de formação da martensita no aço, porém, não foi observada tal estrutura no material SAE-1050 na condição “H”. Tal ausência pode ser justificada pela baixa taxa de resfriamento do processo (6,7 °C/s), o que facilitou a formação da bainita, e pelo elevado tempo e temperatura (540°C) do revenimento no tratamento térmico. Walther e Eifler (2007) verificaram em seu trabalho, que o material SAE-1050 empregado na fabricação de rodas ferroviárias e tratado por um processo de têmpera e revenimento, apresentou uma microestrutura composta por ferrita e perlita. Os autores não verificaram a presença de martensita, o que confirma a estrutura observada nesta pesquisa.

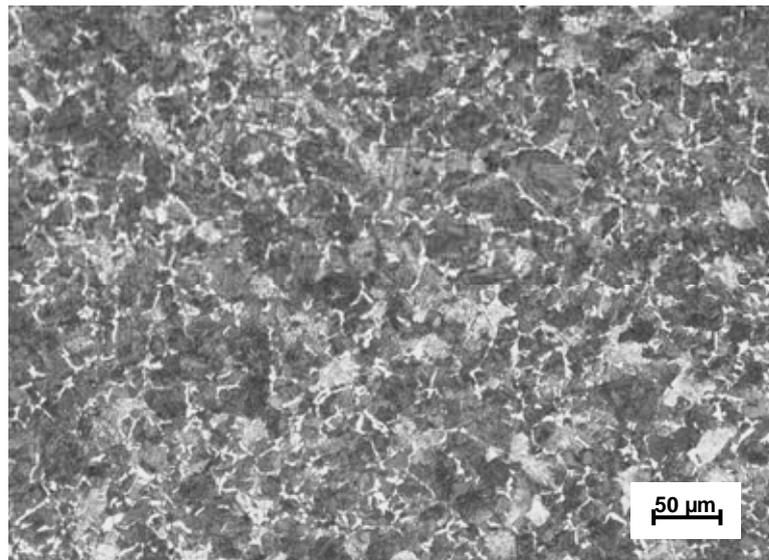


Figura 4.2 - Microestrutura ferrítica-perlítica do aço SAE 1050 na condição “H” (normalização, têmpera e revenimento). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

O aço SAE-4130 na condição “F” de tratamento térmico também apresenta uma microestrutura formada por ferrita e perlita, característica do tratamento de normalização e alívio de tensões, conforme ilustrado na Figura 4.3. Já na condição “H” de processamento, mostrada na Figura 4.4, a microestrutura observada é martensita revenida com alguma ferrita, resultante do processo de têmpera e revenimento do aço. A formação de martensita neste caso é facilitada pela adição de elementos de liga no material SAE-4130, o que aumenta a temperabilidade e conseqüentemente modifica a sua estrutura.

As microestruturas observadas para as duas condições de processamento do material SAE-4130, estão de acordo com o trabalho de Rajan, Deshpande e Narasimhan (2002), onde o mesmo tipo de aço após o tratamento de normalização, apresentou uma estrutura ferrítica-perlítica e quando submetido ao processo de têmpera e revenimento observou-se a presença de martensita revenida e ferrita.

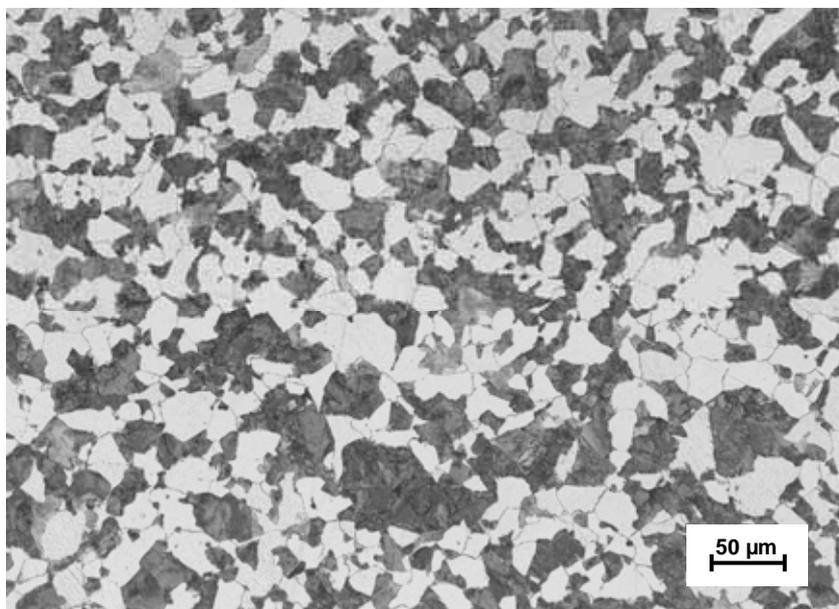


Figura 4.3 - Microestrutura ferrítica-perlítica do aço SAE 4130 na condição “F” (normalização e alívio de tensões). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

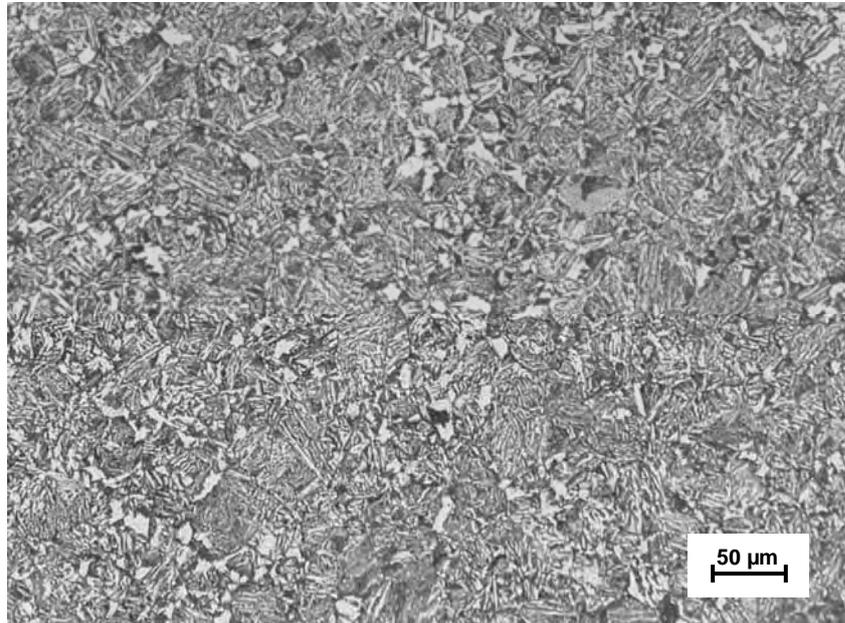


Figura 4.4 - Microestrutura de martensita revenida e ferrita do aço SAE 4130 na condição “H” (normalização, têmpera e revenimento). Ataque com Nital 2% e observação por Microscopia óptica.

É importante ressaltar que ambos os materiais SAE-1050 e SAE-4130, na condição “H” de tratamento térmico, foram austenitizados à mesma temperatura (880°C) e resfriados à mesma taxa (6,7 °C/s). Somente a temperatura de revenimento foi diferenciada para os dois tipos de aço, a fim de se alcançar as propriedades mecânicas exigidas pelas especificações.

As microestruturas observadas neste trabalho estão de acordo com o banco de dados de metalografia dos eixos produzidos pela MWL Brasil.

4.2 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os resultados dos ensaios de tração dos materiais estudados são apresentados nas Tabelas 4.1 a 4.4, e permitem observar que os materiais na condição “H” apresentam

valores de resistência à tração e escoamento maiores quando comparados com os materiais na condição “F” de processamento. Tal comportamento já era esperado, uma vez que o tratamento de têmpera e revenimento dos aços aumenta a sua resistência mecânica. Verificou-se também, que a têmpera diminuiu o valor de alongamento dos corpos de prova ensaiados, porém, por outro lado ocorre um aumento na redução de área dos aços, que somado a um aumento da resistência mecânica do material elevou a sua tenacidade. Este aumento da tenacidade foi comprovado pelos ensaios de Mecânica da Fratura realizados neste trabalho. A diminuição do alongamento e o simultâneo aumento da redução de área dos aços podem ser explicados pelo fenômeno do empescoamento do corpo de prova. Para os materiais na condição “F” de processamento o alongamento aconteceu uniforme ao longo do corpo de prova e conseqüentemente a redução de área foi menor, já para a condição “H” observou-se uma deformação localizada do corpo de prova (empescoamento), sendo portanto, a redução de área mais intensa e o alongamento menor quando comparado à outra condição do material.

Os valores de resistência mecânica encontrados nos ensaios estão conforme especificado pela norma AAR M-101 (2004) para o aço SAE-1050 e pela ASME Handbook para o aço SAE-4130. Nota-se um pequeno desvio padrão dos resultados em cada condição, o que demonstra que os materiais apresentavam boa homogeneidade. Os resultados individuais de cada corpo de prova para cada condição de material são mostrados no Anexo do trabalho.

Tabela 4.1 – Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 1050 na condição “F”.

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
MÉDIA	372,0 ± 7,3	665,4 ± 7,7	26,9 ± 1,2	47,2 ± 1,1
ESPECIFICADO (AAR M-101)	345 (min.)	607 (min.)	22 (min.)	37 (min.)

Tabela 4.2 – Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 1050 na condição “H”.

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
MÉDIA	475,7 ± 5,3	768,2 ± 7,8	25,6 ± 0,6	59,2 ± 0,7
ESPECIFICADO (AAR M-101)	448 (min.)	724 (min.)	18 (min.)	35 (min.)

Tabela 4.3 – Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 4130 na condição “F”.

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
MÉDIA	325,8 ± 4,9	570,0 ± 5,1	28,6 ± 1,8	59,8 ± 1,1
ESPECIF. (ASME HANDBOOK)	310 (min.)	560 (min.)	20 (min.)	48 (min.)

Tabela 4.4 – Resultado dos ensaios de tração para o aço SAE 4130 na condição “H”.

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
MÉDIA	642,4 ± 6,5	791,3 ± 6,6	19,7 ± 0,6	64,6 ± 1,4
ESPECIF. (ASME HANDBOOK)	520 (min.)	750 (min.)	17 (min.)	42 (min.)

Um comparativo dos resultados médios das condições estudadas é mostrado na Tabela 4.5, e permite observar que o aço SAE-4130 na condição “H” apresenta valores de resistência superiores aos do aço SAE-1050 na mesma condição. Este resultado já era esperado devido à sua microestrutura e em função dos elementos de liga presentes no aço SAE-4130, o que facilita o aumento da resistência através de processamentos térmicos adequados, e que no caso da condição “H”, foi de normalização, têmpera e revenimento.

Já para a condição “F” de processamento, o aço SAE-1050 obteve valores de resistência maiores que os do aço SAE-4130 na mesma condição. Este comportamento pode ser explicado pela maior quantidade de perlita presente na microestrutura do aço SAE-1050 e pela maior concentração de carbono da sua composição química, o que

resulta em uma maior resistência mecânica. Segundo Lonsdale et al (2007) o conteúdo de carbono no aço tem uma forte relação positiva com a resistência do material. Dahlman, Lonsdale e Dedmon (2005) também verificaram em seu trabalho, que o aço liga SAE-4140 não apresentou um aumento considerável da resistência mecânica, quando submetido ao tratamento de normalização e alívio de tensões, isto devido ao baixo teor de carbono presente em sua composição.

Os resultados obtidos para o aço SAE-4130 na condição “F” estão de acordo com o trabalho de Rajan, Deshpande e Narasimhan (2002), para o mesmo material com uma dureza de 165 HB, o que é muito próxima aos 163 HB encontrados nesta pesquisa, como pode ser visto na Figura 3.12. Os valores de resistência mecânica obtidos pelos pesquisadores ($\sigma_T = 560,5MPa$, $\sigma_e = 360,5MPa$ e *Alongamento* = 28,2%) são aproximados aos verificados neste trabalho ($\sigma_T = 570,0MPa$, $\sigma_e = 325,8MPa$ e *Alongamento* = 28,6%).

Tabela 4.5 – Comparativo dos resultados dos ensaios de tração das condições estudadas. Valores médios.

Material/ Condição	σ_T (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
SAE-4130H	791,3	642,4	19,7	64,6
SAE-1050H	768,2	475,7	25,6	59,2
SAE-1050F	665,4	372,0	26,9	47,2
SAE-4130F	570,0	325,8	28,6	59,8

4.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE IMPACTO DO TIPO CHARPY “V”

Os ensaios de impacto foram conduzidos com o objetivo de determinar os valores de energia absorvida dos materiais pesquisados em diferentes temperaturas. Segundo Cantini et al (2002), as temperaturas de trabalho dos eixos ferroviários

variam de -40°C até $+50^{\circ}\text{C}$. Para tanto, foram feitos ensaios nas temperaturas de -19°C , 0°C , ambiente, $+100^{\circ}\text{C}$ e $+200^{\circ}\text{C}$, a fim de verificar o comportamento dos aços estudados dentro desta faixa.

As Figuras 4.5 e 4.6 mostram os resultados individuais dos corpos de prova em cada temperatura de estudo do aço SAE-1050 nas condições “F” e “H”. Nota-se em algumas temperaturas uma grande dispersão dos resultados dos ensaios. A dispersão de resultados na região dúctil-frágil tem sido reportada por diversos pesquisadores, como no caso do estudo realizado por Wallin (1984) com o aço A508 classe 3. A curva do comportamento ao impacto do aço SAE-1050F é comparada à curva obtida por Cantini et al (2002) em seu trabalho, conforme mostrado na Figura 4.7. Através deste comparativo é possível concluir que ambas as curvas tem a mesma tendência e apresentam resultados considerados próximos, levando em conta a dispersão deste tipo de ensaio.

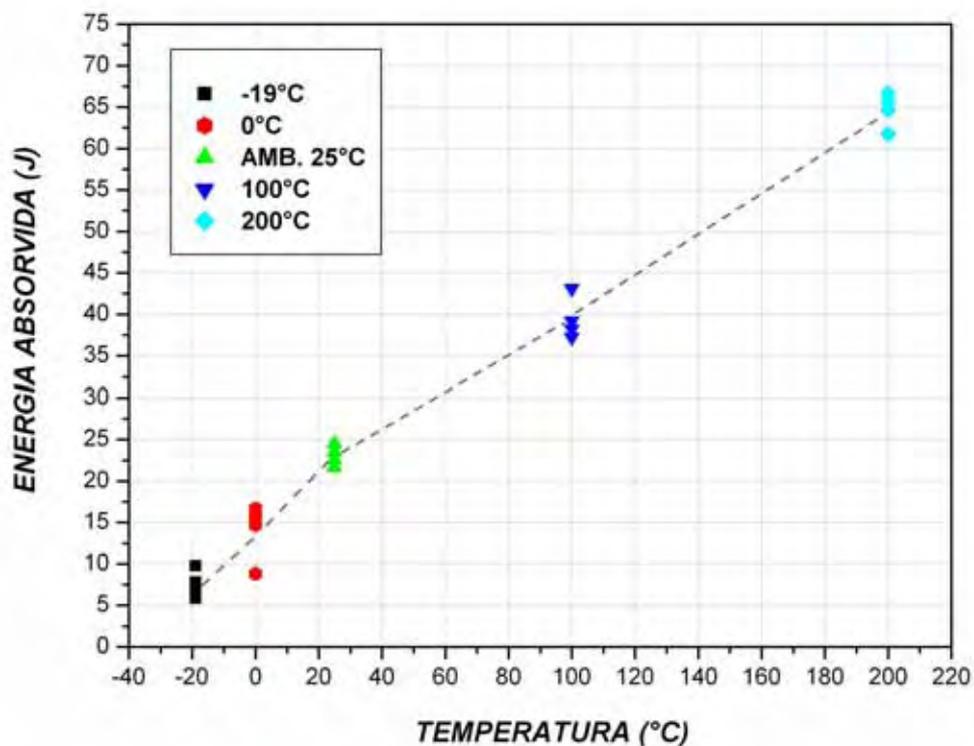


Figura 4.5 – Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 1050 na condição “F”. Valores individuais de energia absorvida.

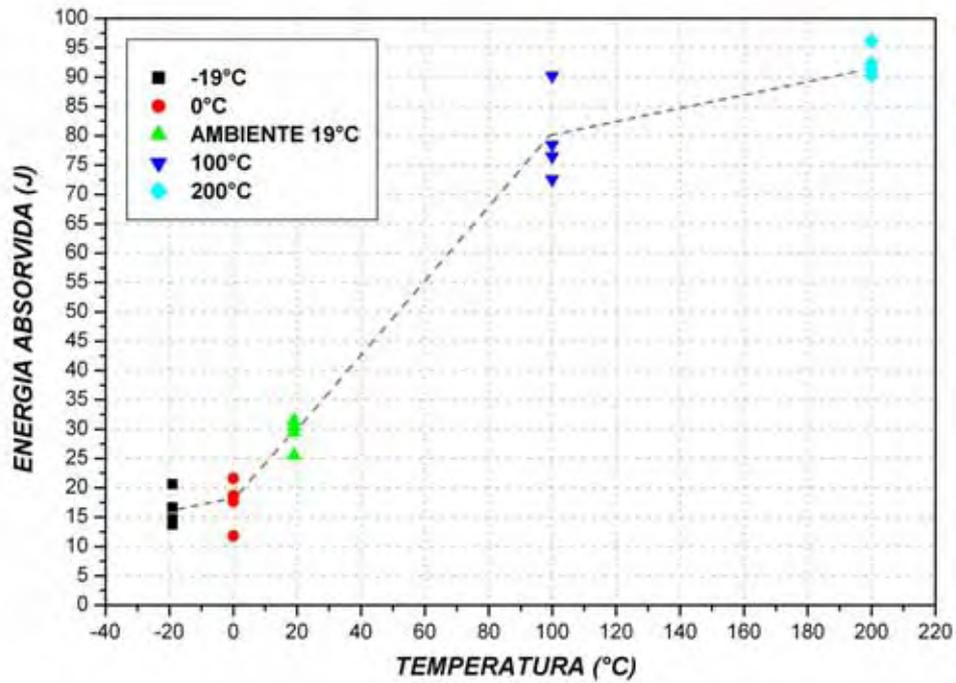


Figura 4.6 – Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 1050 na condição "H". Valores individuais de energia absorvida.

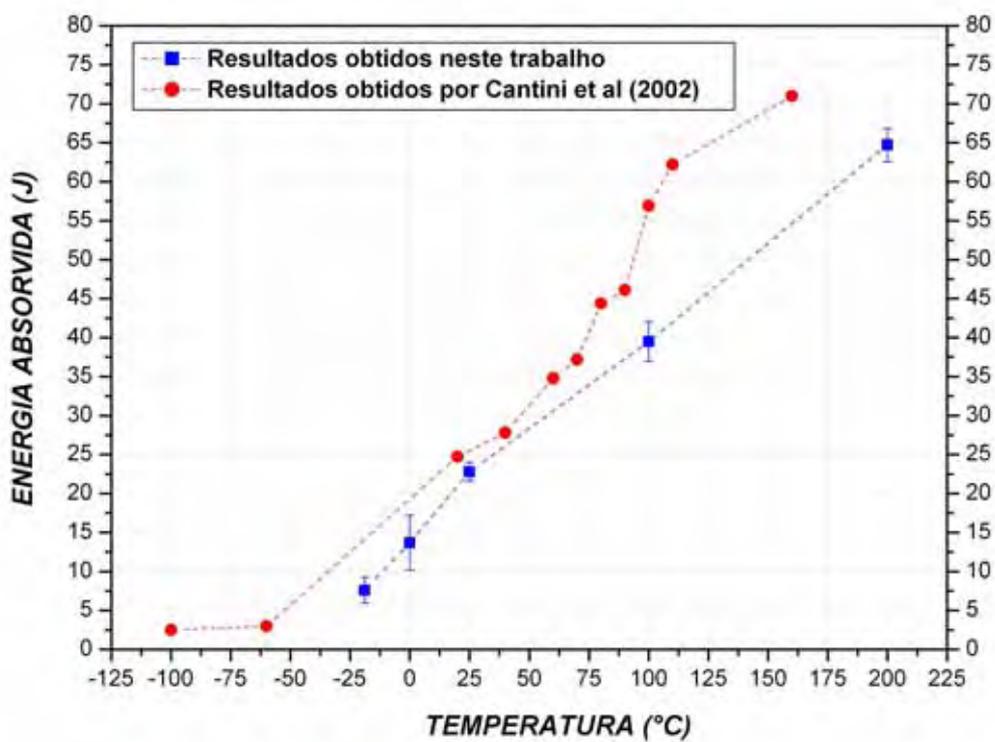


Figura 4.7 – Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 1050 na condição "F". Valores médios de energia absorvida.

Um comparativo das condições “F” e “H” do material SAE-1050 é mostrado na Figura 4.8, e permite concluir que a condição “H” de processamento apresenta maiores valores de energia absorvida em todas as temperaturas ensaiadas. Este fato é explicado pelo aumento da resistência mecânica sem o comprometimento da ductilidade do aço, o que resulta em uma maior tenacidade do material.

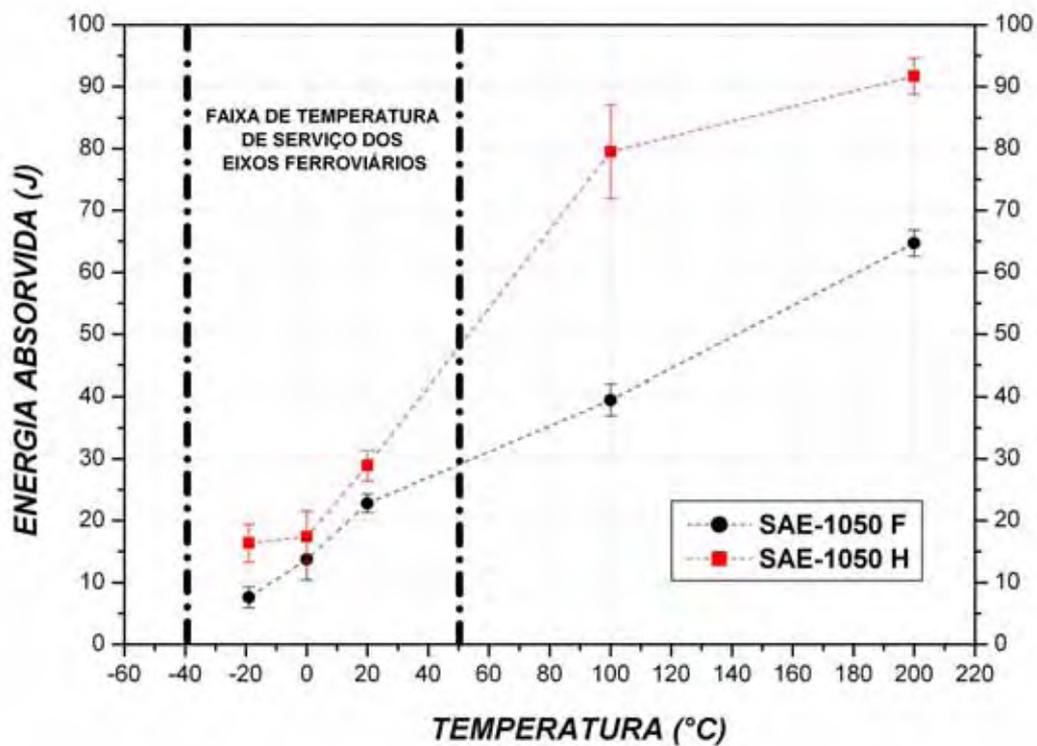


Figura 4.8 – Comparativo das curvas de energia de impacto por temperatura, dos aços SAE-1050F e SAE-1050H. Valores médios de energia absorvida.

As Figuras 4.9 e 4.10 mostram os resultados individuais de energia absorvida dos corpos de prova do material SAE-4130, nas duas condições de estudo e para cada temperatura ensaiada. Verificou-se também uma dispersão dos resultados, conforme observado no material SAE-1050, o que é frequentemente relatado na região dúctil-frágil de ensaios do tipo Charpy.

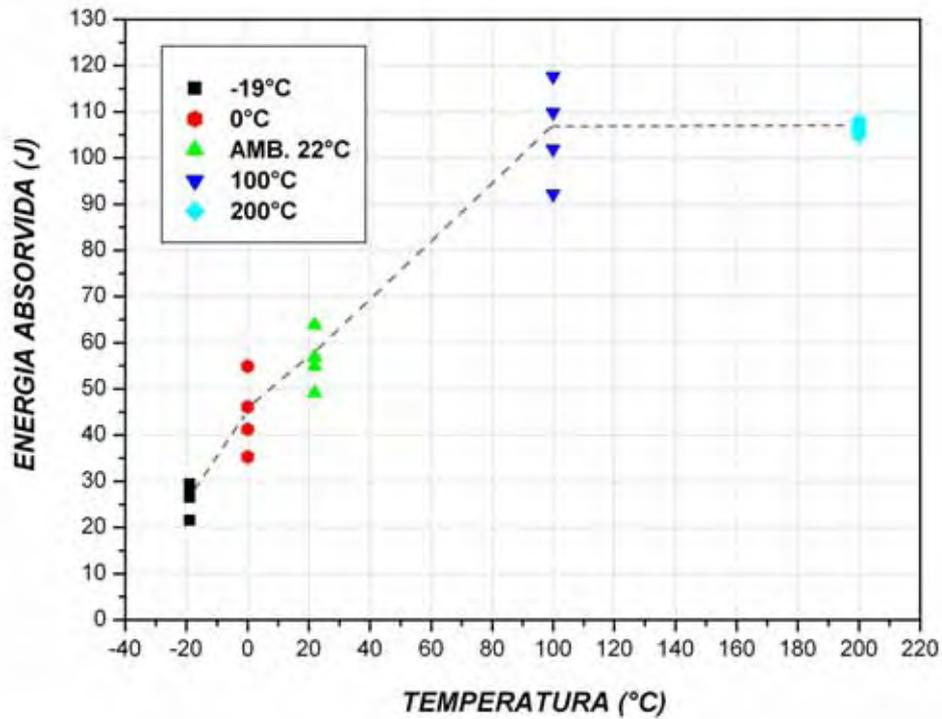


Figura 4.9 – Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 4130 na condição "F". Valores individuais de energia absorvida.

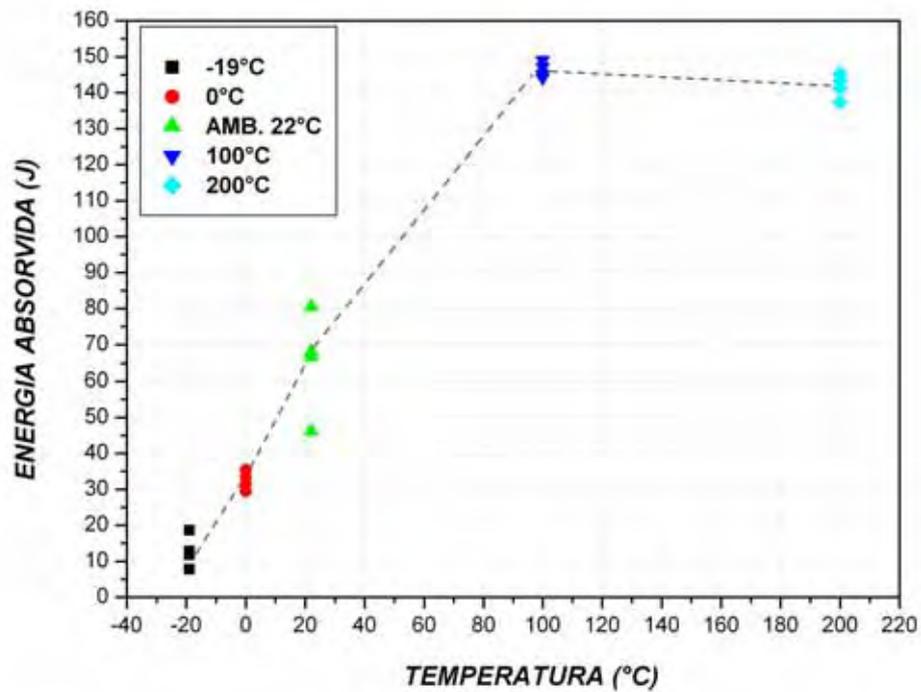


Figura 4.10 – Curva de energia de impacto por temperatura, aço SAE 4130 na condição "H". Valores individuais de energia absorvida.

O comparativo dos valores médios de energia absorvida das duas condições de tratamento térmico do aço SAE-4130 é ilustrado na Figura 4.11. Pode-se observar que em baixas temperaturas (menor que 10°C) a condição “H” de processamento, apresenta valores mais baixos de energia absorvida quando comparados à condição “F”. Esta situação é invertida a partir da temperatura ambiente, onde o material SAE-4130H passa a ter valores maiores de energia absorvida, isto devido a sua maior resistência e tenacidade. Este fato possivelmente ocorre devido à microestrutura martensítica da condição “H”, que em baixas temperaturas torna o material mais frágil quando comparado ao comportamento da condição “F”, que possui uma estrutura ferrítica-perlítica. Um estudo mais criterioso deste fenômeno poderia ser realizado através de ensaios de tenacidade à fratura em diversas temperaturas, porém, tais ensaios necessitariam de mais corpos de prova, equipamentos especiais e um maior tempo para sua realização, o que não seria possível neste trabalho. Como o foco da pesquisa é a propagação de trincas por fadiga, decidiu-se por não realizar ensaios de tenacidade à fratura em temperaturas variadas, mantendo somente os ensaios já programados em temperatura ambiente.

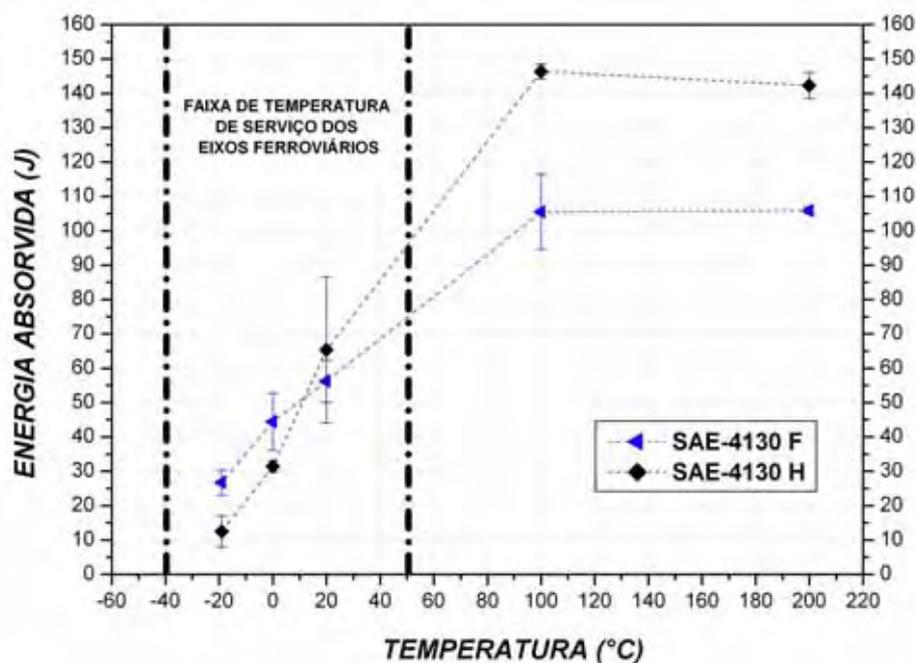


Figura 4.11 – Comparativo das curvas de energia de impacto por temperatura, dos aços SAE-4130F e SAE-4130H. Valores médios de energia absorvida.

4.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

Os ensaios de Tenacidade à Fratura foram realizados em corpos de prova do tipo “CT”, para as quatro condições de materiais estudadas. As Figuras 4.12 a 4.15 mostram o gráfico “CARGA x CMOD (ABERTURA DA PONTA DA TRINCA)” e a respectiva superfície de fratura de um corpo de prova selecionado de cada condição do material. Nota-se que para o aço SAE-4130 na condição “H”, Figura 4.15, o gráfico possui uma característica diferente dos demais, apresentando uma abertura da “boca” da trinca (CMOD) menor quando comparada às outras condições. Esta diferença demonstra que o material SAE-4130H apresenta um comportamento diferenciado num estado triaxial de tensões, o que pode ser atribuído à sua microestrutura martensítica revenida. Na amostra do material SAE-4130H não foi verificada a região de propagação estável da trinca antes da fratura final do corpo de prova. Este comportamento está de acordo com o gráfico CARGAxCMOD da Figura 4.15. Apesar da baixa evidência de deformação plástica do material nesta condição, o que pode induzir a análise para uma situação de maior fragilidade, é importante ressaltar que esta condição apresentou a maior tenacidade à fratura medida pelo ensaio de “ K_{IC} ”.

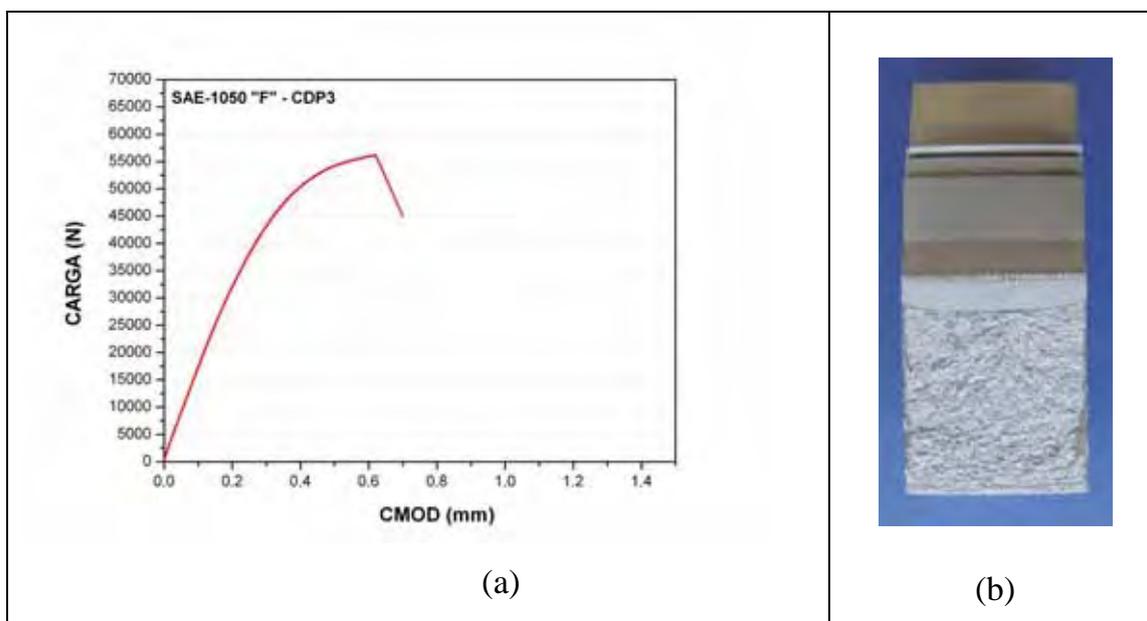


Figura 4.12 – (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-1050 na condição “F”.

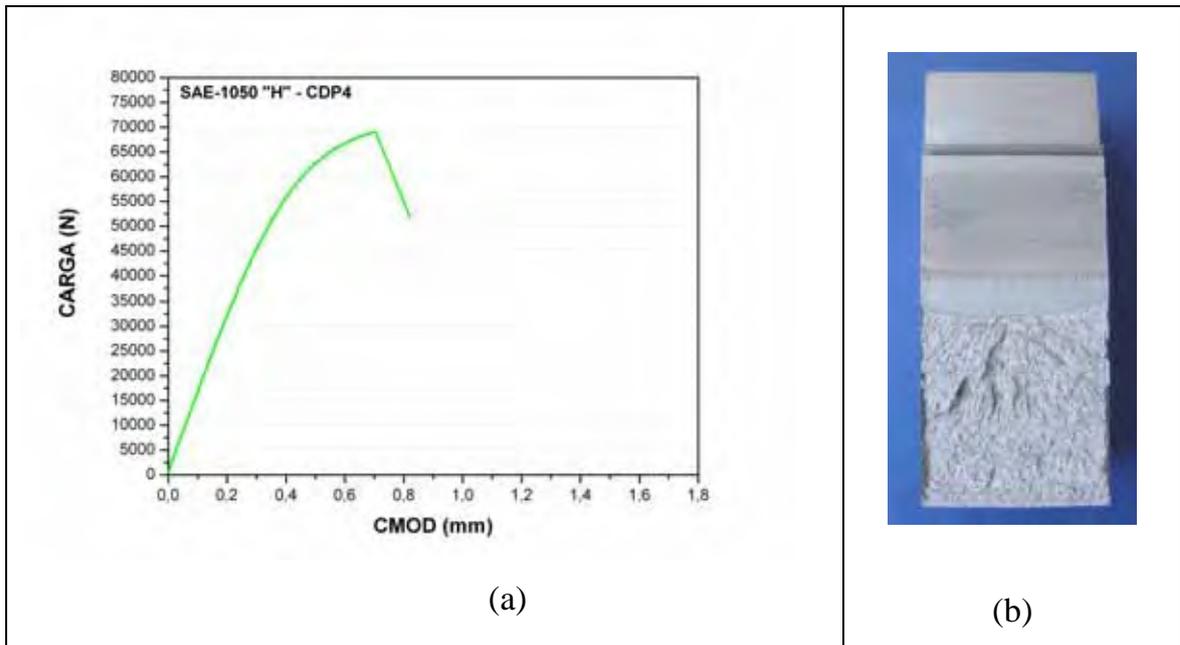


Figura 4.13 – (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-1050 na condição “H”.

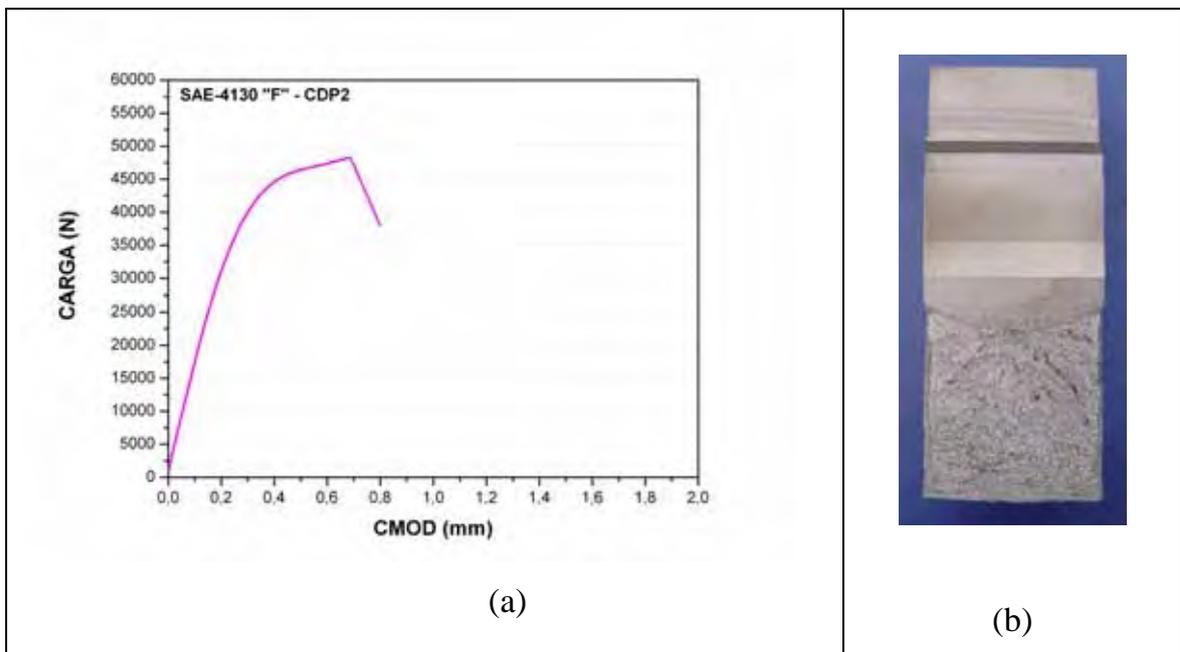


Figura 4.14 – (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-4130 na condição “F”.

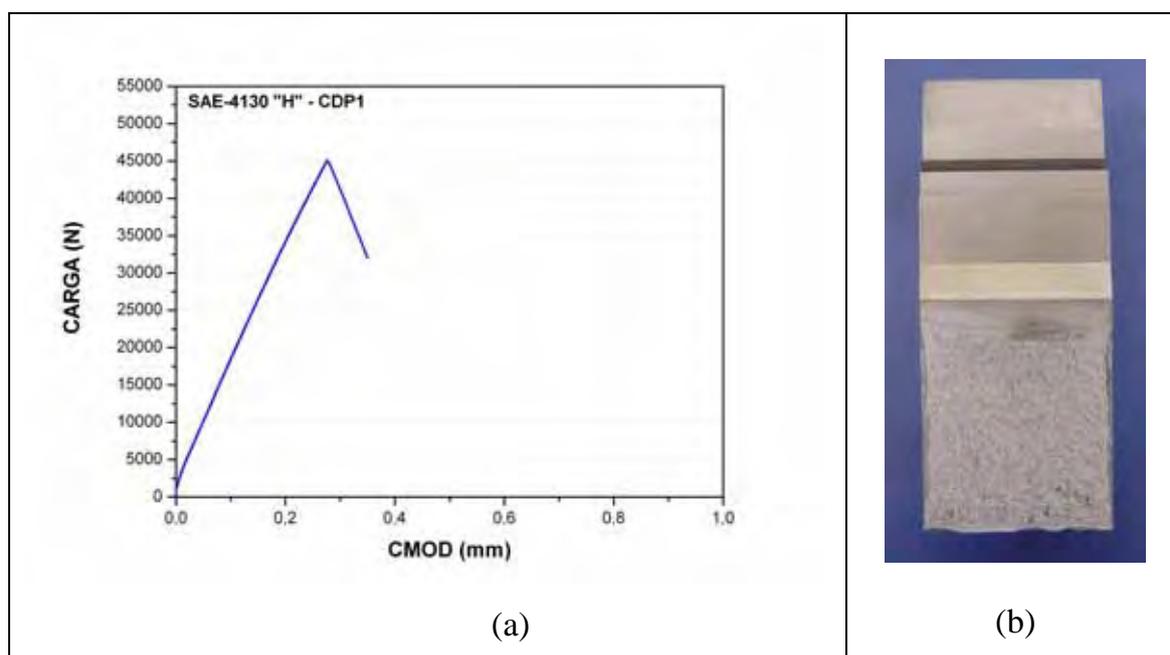


Figura 4.15 – (a) Curva da Carga x Abertura da ponta da trinca (CMOD). (b) Superfície de fratura de um corpo de prova do tipo C(T) do aço SAE-4130 na condição “H”.

Os resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura bem como os valores de “ P_Q ” utilizados no cálculo de “ K_C ”, são mostrados nas Tabelas 4.6 a 4.9. A validação dos resultados como “ K_{IC} ”, descrita na norma ASTM E-399 (2005), foi verificada para todos os corpos de prova ensaiados e as respectivas desconformidades encontradas estão citadas nas tabelas dos resultados. O cálculo de “ K_C ” foi feito através da equação 3.1, 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 (2005).

Verificou-se que nenhum valor de tenacidade à fratura encontrado é válido como “ K_{IC} ”, portanto, foram utilizados para esta pesquisa os valores de “ K_C ”, que é uma propriedade de tenacidade válida para projetos e estudos e aceita na área ferroviária. Tal situação já era esperada devido aos baixos valores de resistência mecânica dos materiais estudados, uma vez que o “ K_{IC} ” é uma propriedade característica de materiais de alta resistência e devido à geometria do corpo de prova (espessura).

O valor médio de “ K_C ” encontrado para o aço SAE-1050 na condição “F” (53,37 MPa.m^{1/2}), é aproximado do resultado obtido por Lonsdale et al (2007) para o mesmo material na mesma condição de processamento (48,0 MPa.m^{1/2}). Minicucci, Milagres e Vilas Bôas (2007), obtiveram em seu trabalho um valor médio de tenacidade à fratura de 66,3 MPa.m^{1/2}, para um aço SAE-1058 temperado e revenido com aplicação ferroviária. Este resultado é muito próximo à média de 64,6 MPa.m^{1/2} encontrada para o aço SAE-1050H (normalizado, temperado e revenido) desta pesquisa.

Para o aço SAE-4130F, o resultado médio de “ K_C ” (48,57 MPa.m^{1/2}) pode ser comparado ao valor de tenacidade à fratura obtido por Dahlman, Lonsdale e Dedmon (2005), em um aço SAE-4140 na mesma condição de processamento (48,2 MPa.m^{1/2}). Estes dois materiais são aços ligados ao cromo e molibdênio, tendo somente o conteúdo de carbono diferente. A condição “H” do material SAE-4130 é um desenvolvimento da MWL Brasil, portanto, os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura obtidos neste trabalho, servem como referência para futuras pesquisas ferroviárias.

Tabela 4.6 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-1050 na condição “F”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 1	31,854	53,27	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 3	32,747	53,05	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 4	33,074	53,80	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
MÉDIA	-----	53,37 ± 0,4	-----

Tabela 4.7 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-1050 na condição “H”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 2	38,599	62,44	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 3	39,092	63,15	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 4	41,528	68,22	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
MÉDIA	-----	64,6 ± 3,2	-----

Tabela 4.8 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-4130 na condição “F”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 1	30,087	50,36	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 2	29,137	49,06	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 3	28,977	47,82	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 4	28,457	47,06	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
MÉDIA	-----	48,57 ± 1,4	-----

Tabela 4.9 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura para o material SAE-4130 na condição “H”.

	P_Q (kN)	K_C (MPa.m ^{1/2})	REQUISITOS PARA VALIDAÇÃO DE K_{IC}
CDP 1	43,287	71,58	a e B - não conformes
CDP 2	46,353	74,13	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 3	44,339	73,47	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
CDP 4	47,780	78,23	a, B e P_{MAX}/P_5 - não conformes
MÉDIA	-----	74,35 ± 2,8	-----

A Tabela 4.10 mostra um comparativo dos valores de “ K_C ” e “ σ_T ” das condições estudadas. Analisando separadamente os dois tipos de materiais, conclui-se que com o aumento da resistência mecânica ocorre um aumento da Tenacidade à Fratura dos aços pesquisados. Esta situação é oposta à esperada, pois é bem conhecida a clássica relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade, ilustrada na Figura 4.16, onde pode-se verificar, via de regra, que aumentos de resistência conduzem a uma diminuição de tenacidade quando a fratura é governada por “ K_{IC} ”. Portanto, segundo Guimarães (1997) o grande desafio tecnológico no desenvolvimento de aços, está em atingir aumentos simultâneos de resistência mecânica e tenacidade, que implica no deslocamento da curva para direita, como esquematizado pela Figura 4.16.

Tabela 4.10 – Resultados dos ensaios de Tenacidade à Fratura e Tração para as quatro condições estudadas. Valores médios.

MATERIAL /“CONDIÇÃO”	K_C (MPa.m^{1/2})	σ_T (MPa)
SAE-4130H	74,35	791,3
SAE-4130F	48,57	570,0
SAE-1050H	64,60	768,2
SAE-1050F	53,37	665,4

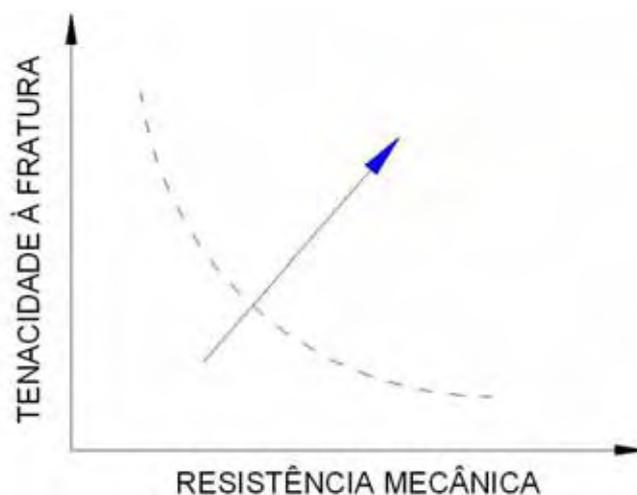


Figura 4.16 – Relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade à fratura (adaptada de GUIMARÃES, 1997).

Através da análise das Figuras 4.17 e 4.18 é possível fazer uma comparação entre as propriedades mecânicas obtidas pelos aços SAE-1050 e SAE-4130, nas duas condições de processamento pesquisadas, onde foi possível verificar, de forma mais clara, a tendência do aumento da tenacidade com o aumento da resistência mecânica. A título de ilustração foram traçadas curvas pontilhadas representando a relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade, mostrando que os materiais normalizados, temperados e revenidos, condição “H”, apresentaram uma otimização em relação aos aços tratados por normalização e alívio de tensões, condição “F”. Neste caso é possível notar que foi atendido o requisito ilustrado pela Figura 4.16, de deslocamento da curva para a direita, a qual representa a relação inversa entre resistência e tenacidade. Este comportamento foi verificado também por Guimarães (1997) em seu trabalho, onde o aço API 5L X65 foi otimizado somente com a variação da taxa de resfriamento, ocorrendo o aumento da resistência mecânica sem a diminuição da tenacidade à fratura.

A explicação para este comportamento seguramente está relacionada a aspectos microestruturais, tais como a formação de martensita revenida no aço SAE-4130H e a microestrutura composta por ferrita, perlita e bainita encontrada no material SAE-1050H.

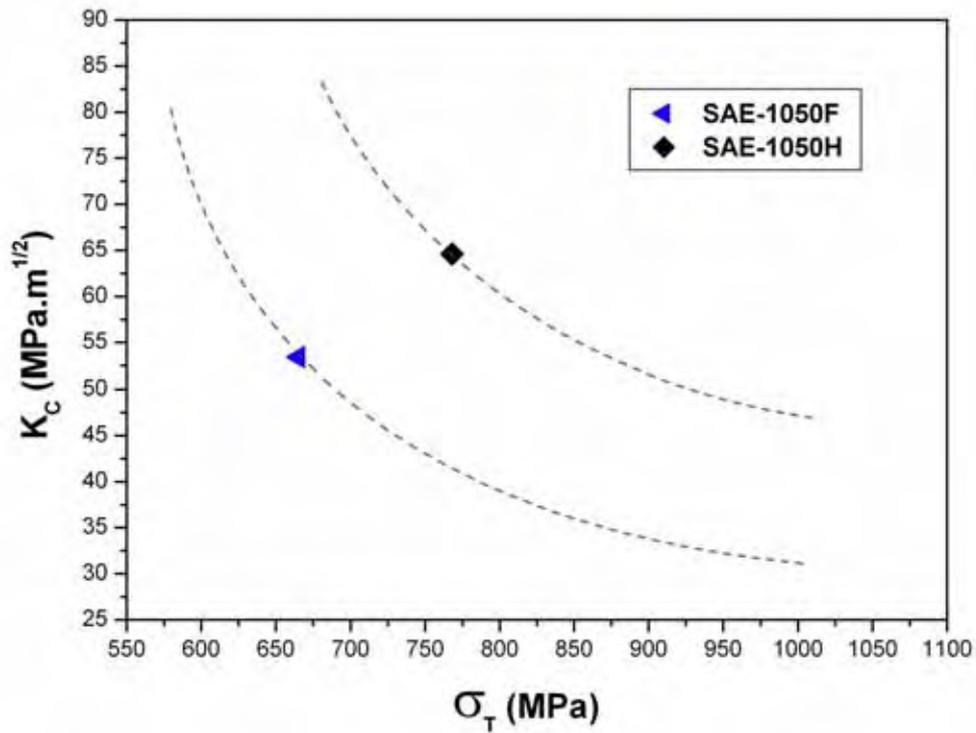


Figura 4.17 – Curva de Tenacidade à Fratura (K_C) versus Curva de Resistência Mecânica (σ_T), para o material SAE-1050 nas condições “F” e “H”.

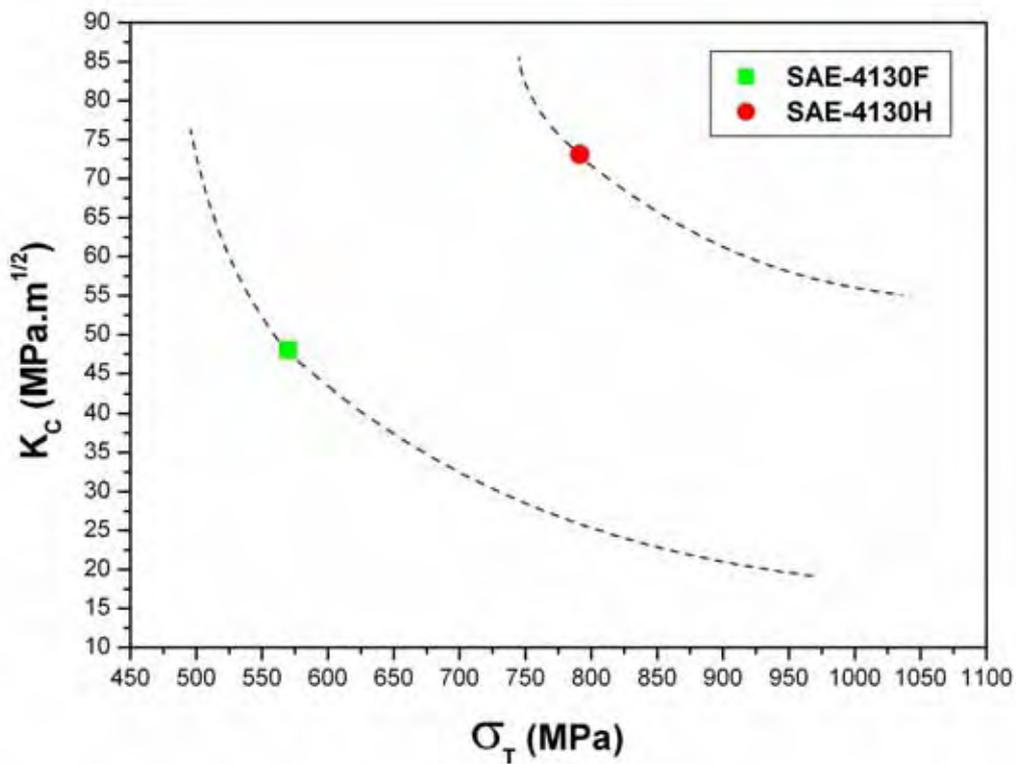


Figura 4.18 – Curva de Tenacidade à Fratura (K_C) versus Curva de Resistência Mecânica (σ_T), para o material SAE-4130 nas condições “F” e “H”.

Comparando somente a condição “H” de processamento, já era esperado que o aço SAE-4130 tivesse valores de tenacidade superiores ao SAE-1050, como pode ser visto na Tabela 4.10, uma vez que a microestrutura composta por martensita revenida e os elementos de liga presentes em sua composição química, auxiliam no aumento da resistência mecânica e tenacidade do material. Já para a condição “F”, o conteúdo de carbono do aço SAE-1050 é maior que o do SAE-4130, e conforme citado anteriormente, para este tipo de tratamento térmico (normalização e alívio de tensões) a maior concentração de carbono na composição química do aço SAE-1050, promoveu um aumento da resistência mecânica e tenacidade do material, conforme mostrado na Tabela 4.10. Os elementos de liga presentes no SAE-4130 não produzem aumentos consideráveis de resistência quando são submetidos ao tratamento de normalização, como foi observado também por Dahlman, Lonsdale e Dedmon (2005) em seu trabalho, para o material SAE-4140.

4.5 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga podem ser apresentados de duas maneiras: tamanho da trinca versus o número de ciclos e taxa de propagação de trinca (da/dN) em função do fator de intensidade de tensões (ΔK). As curvas $da/dN \times \Delta K$ foram levantadas na região linear do comportamento de propagação da trinca, ou seja, na região II do gráfico da Figura 2.13 que corresponde à propagação estável da trinca. A partir da relação linear entre da/dN e ΔK foram determinados os valores dos parâmetros C e m da equação de Paris ($da/dN = C(\Delta K)^m$), onde m é a inclinação da curva e C é o valor de da/dN encontrado pela extensão da reta até $\Delta K = 1MPa\sqrt{m}$.

As Figuras 4.19 a 4.34 mostram os gráficos axN e $da/dN \times \Delta K$ (em escala logarítmica) das quatro condições de materiais estudadas e para as razões de carregamento de 0,1 e 0,3. Os valores de C e m encontrados em cada condição são apresentados nos respectivos gráficos $da/dN \times \Delta K$, estando o coeficiente C em $m/ciclo$.

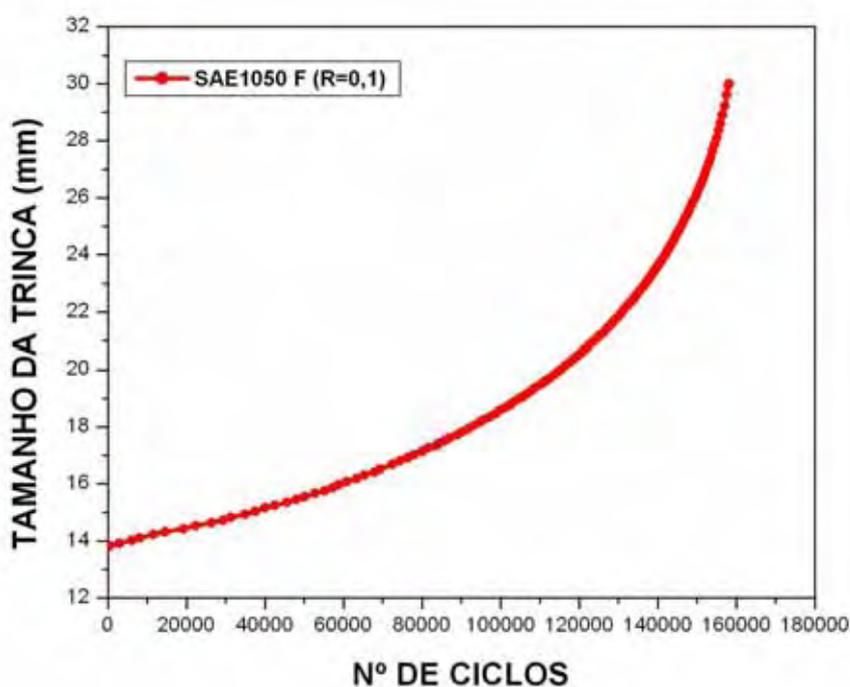


Figura 4.19 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “F”.

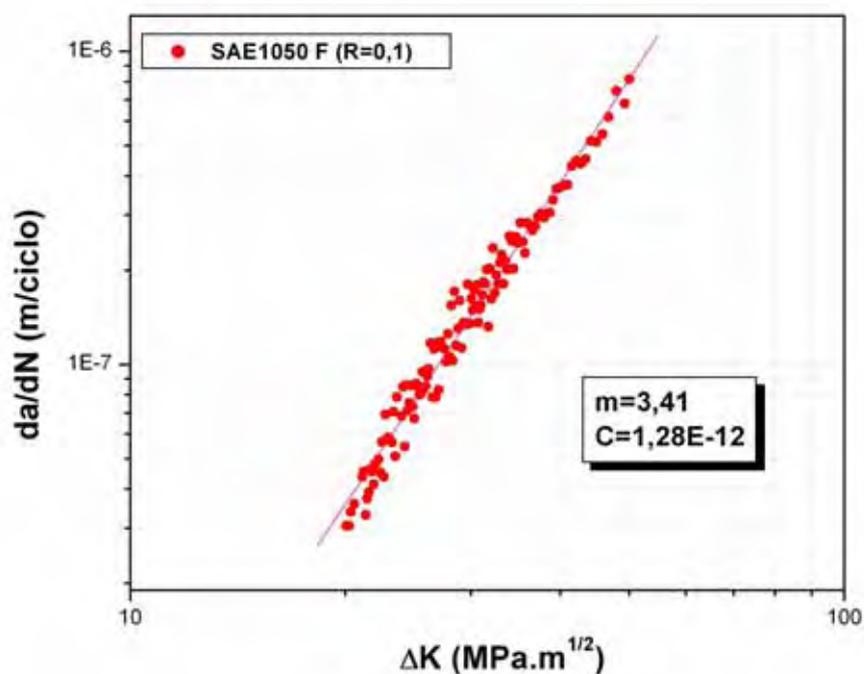


Figura 4.20 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “F” (escala logarítmica).

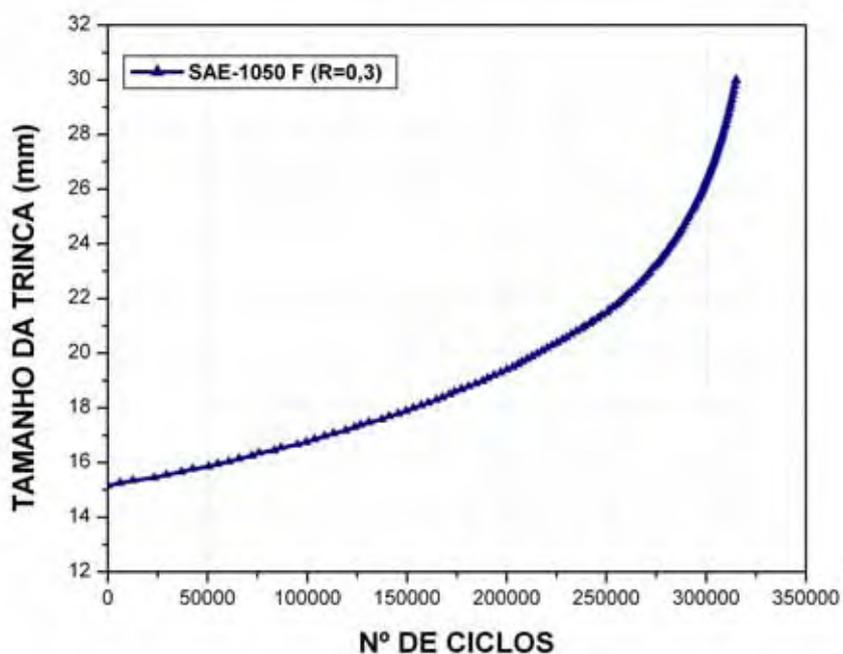


Figura 4.21 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “F”.

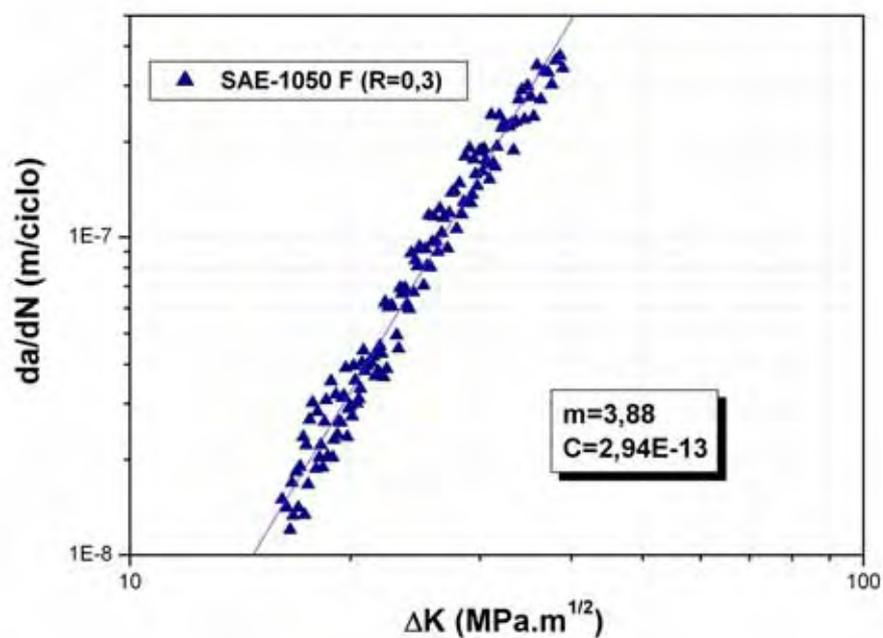


Figura 4.22 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “F” (escala logarítmica).

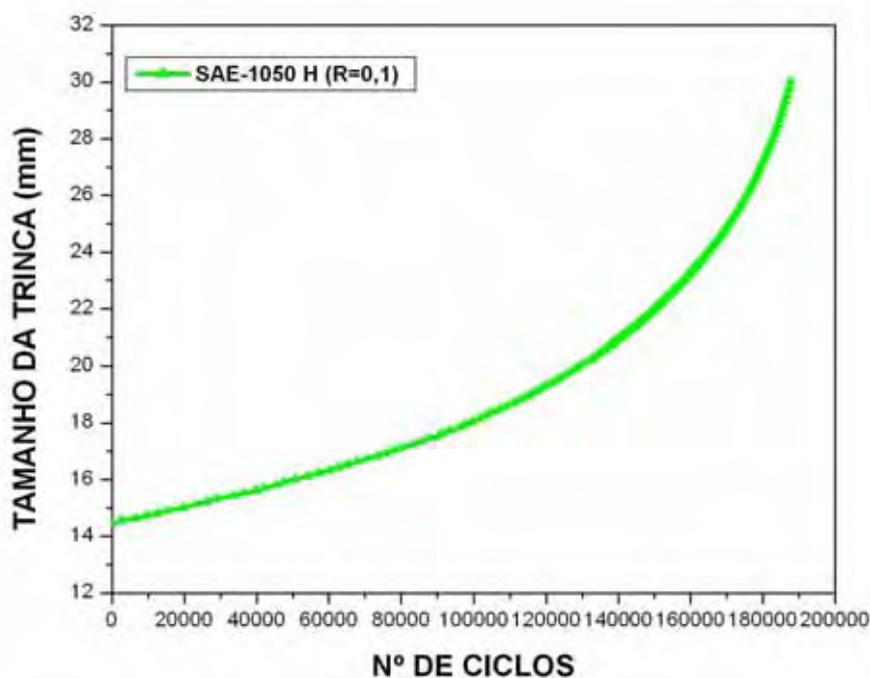


Figura 4.23 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “H”.

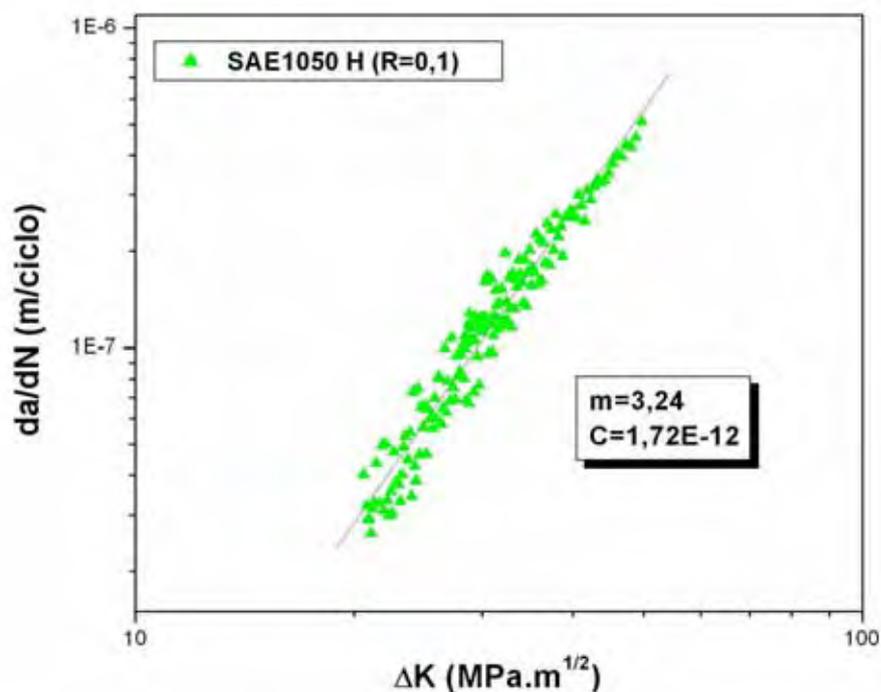


Figura 4.24 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-1050 na condição “H” (escala logarítmica).

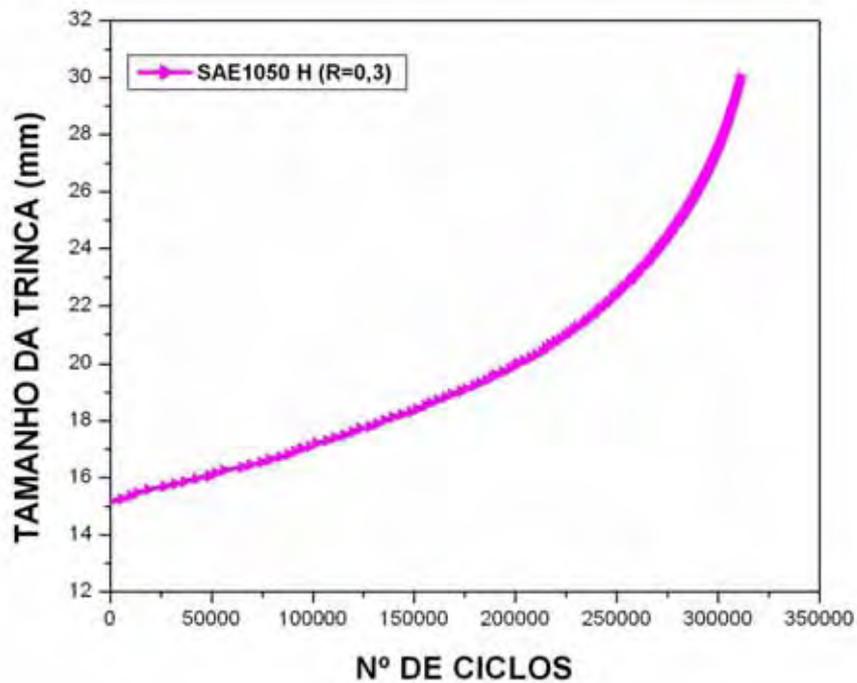


Figura 4.25 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “H”.

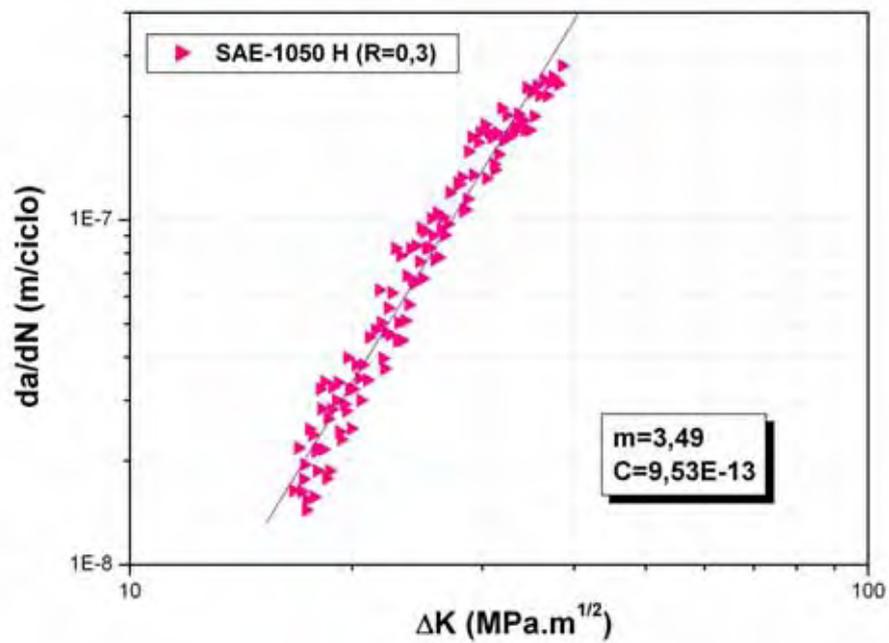


Figura 4.26 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-1050 na condição “H” (escala logarítmica).

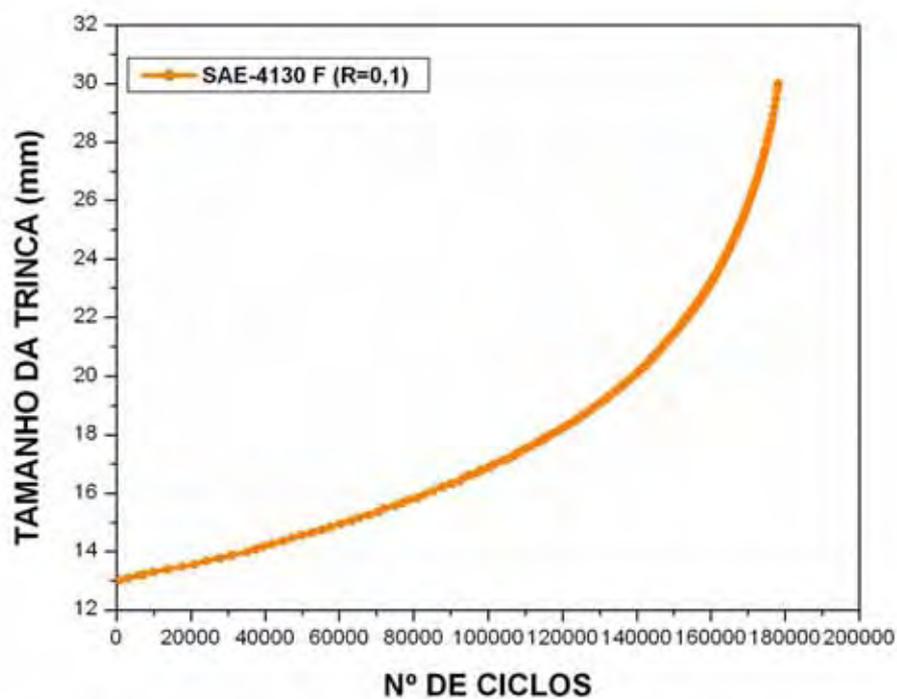


Figura 4.27 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “F”.

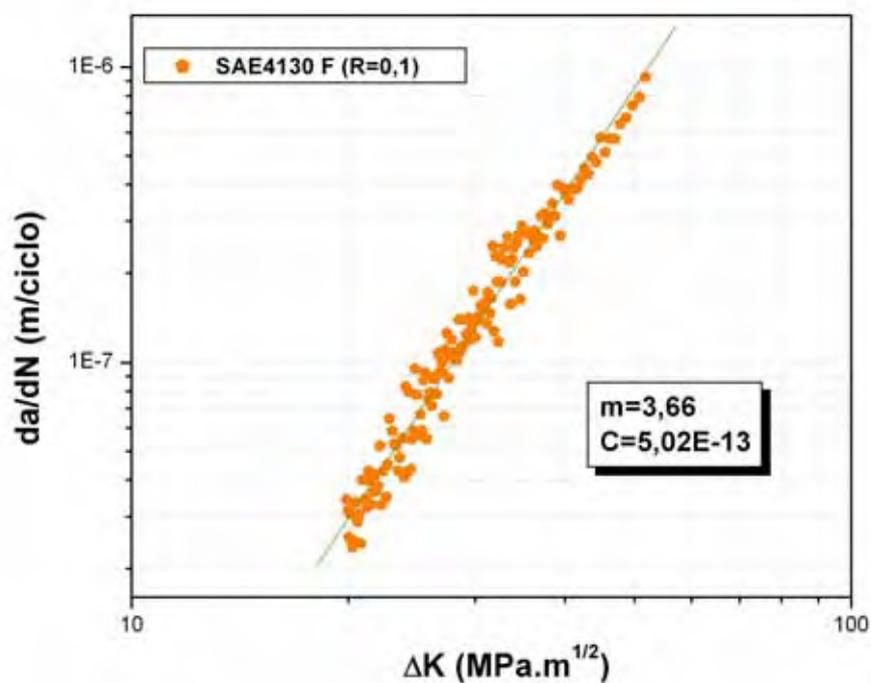


Figura 4.28 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “F” (escala logarítmica).

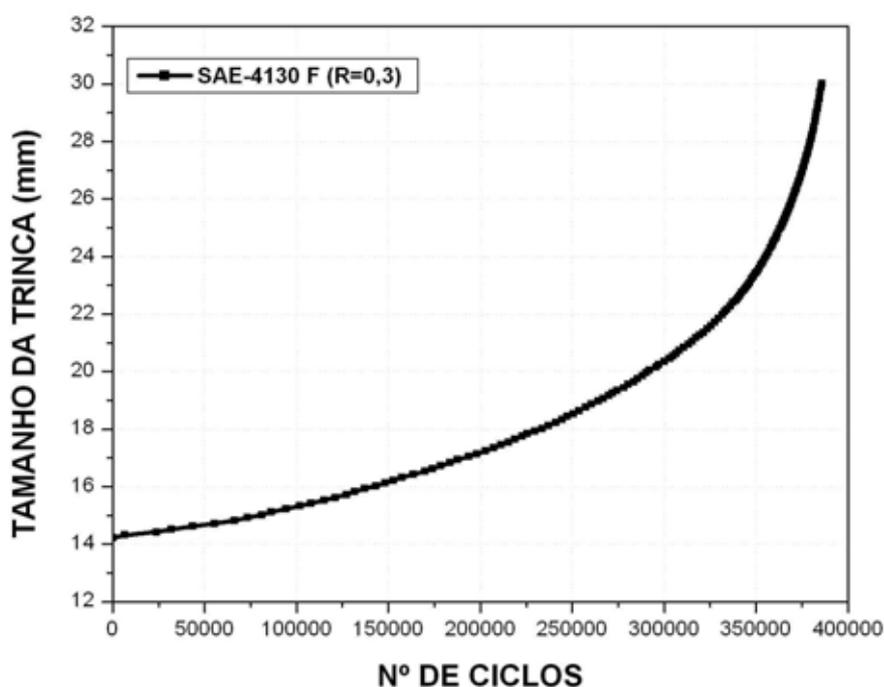


Figura 4.29 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “F”.

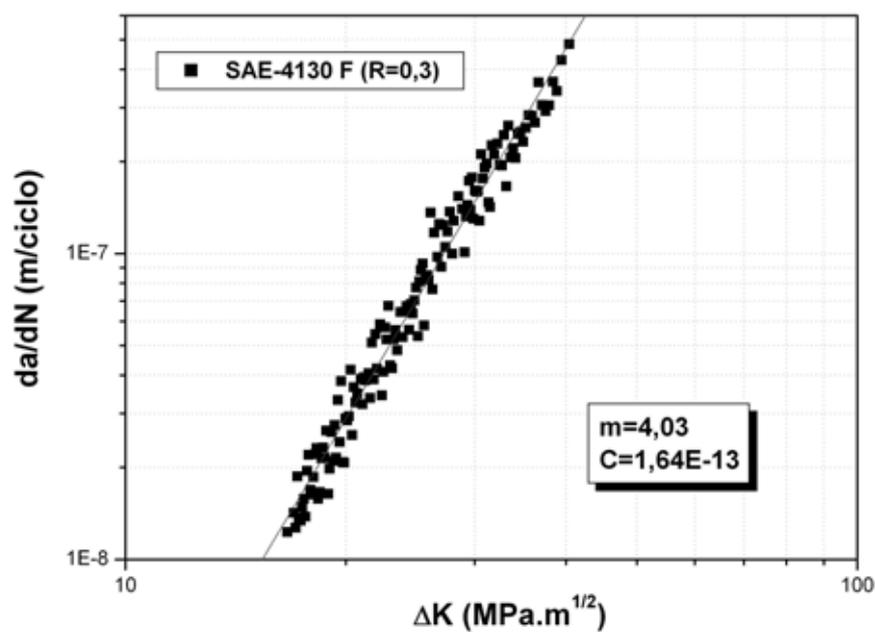


Figura 4.30 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “F” (escala logarítmica).

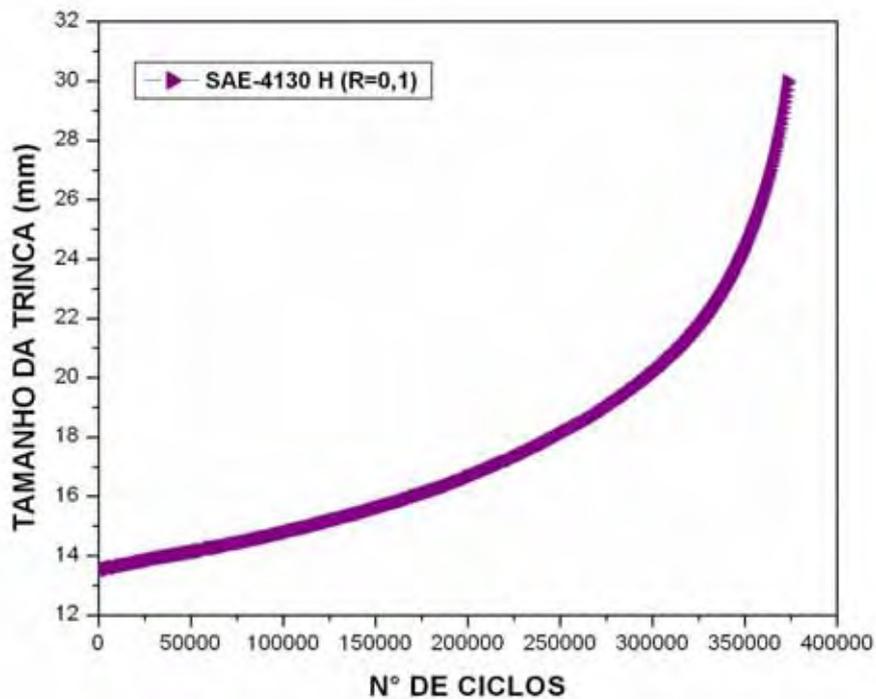


Figura 4.31 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “H”.

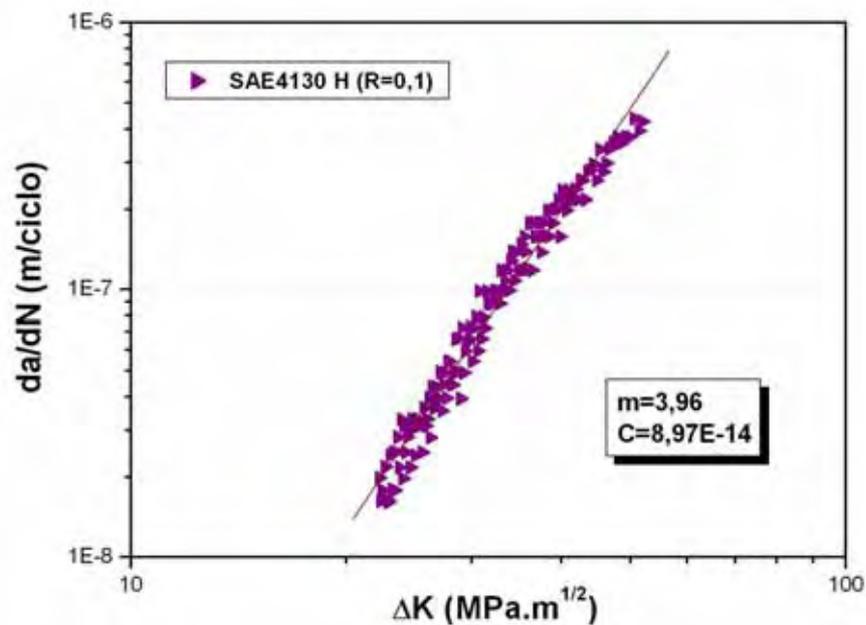


Figura 4.32 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,1 para o aço SAE-4130 na condição “H” (escala logarítmica).

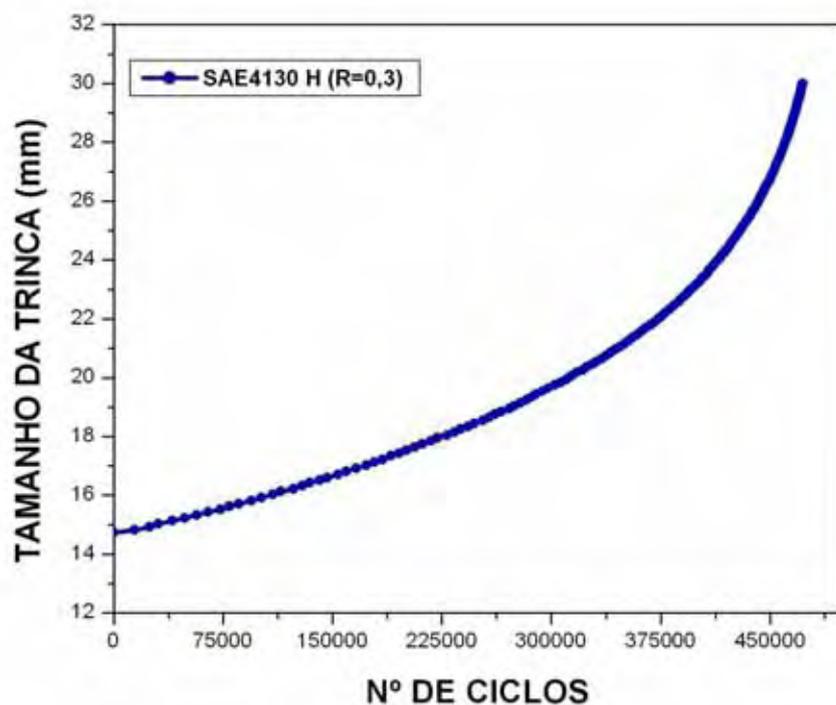


Figura 4.33 – Curva do tamanho da trinca x número de ciclos com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “H”.

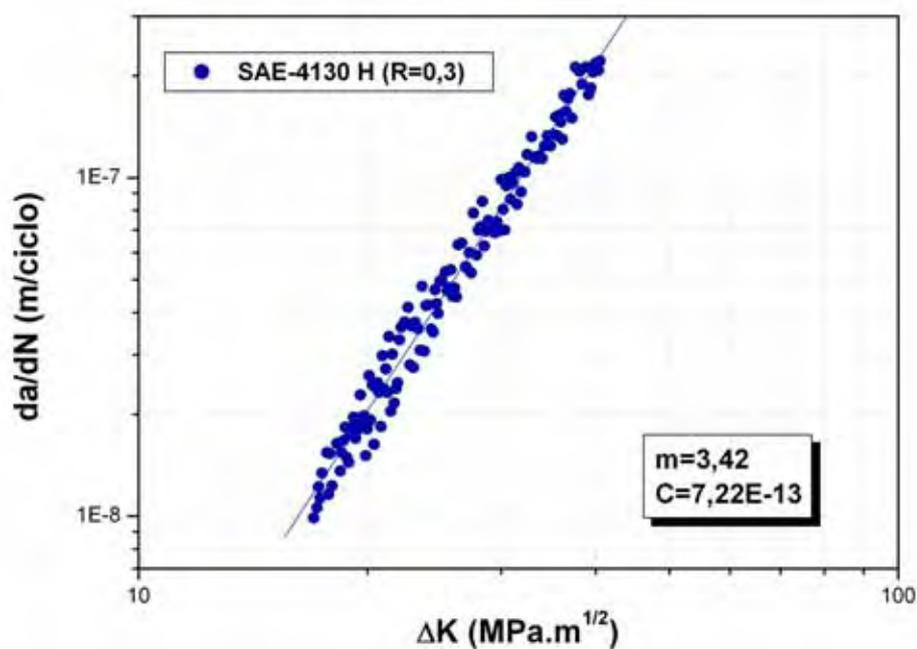


Figura 4.34 – Curva de propagação de trinca por fadiga com R=0,3 para o aço SAE-4130 na condição “H” (escala logarítmica).

As Figuras 4.35 a 4.38 mostram o comparativo dos gráficos axN e $da/dNx\Delta K$ para as razões de carregamento de 0,1 e 0,3. Em cada gráfico são plotadas as curvas das quatro condições de materiais estudadas, a fim de se fazer um comparativo do comportamento dos mesmos.

Verificou-se que para as duas razões de carregamento utilizadas nos ensaios, o material SAE-4130 na condição “H” apresentou menor taxa de crescimento de trinca na região de estudo da curva (Região II). Isto se deve a maior tenacidade desta condição do material, o que promove uma maior resistência na propagação de um defeito. A microestrutura composta por martensita revenida encontrada no SAE-4130H, também contribuiu para a menor taxa de crescimento de trinca encontrada nos ensaios, uma vez que segundo Braz (1999) e Carneiro (2002), a textura acicular da martensita revenida pode dificultar o movimento das discordâncias, o que conseqüentemente, dificultaria o crescimento da trinca e resultaria em um efeito benéfico à vida útil em fadiga. Portanto, para um mesmo valor de ΔK , o material SAE-4130H apresenta uma menor taxa de crescimento de trinca (da/dN) quando comparado às demais condições estudadas.

Na razão de carregamento $R=0,1$, o material SAE-1050 na condição “H” demonstrou uma taxa de propagação de trinca menor quando comparado aos aços SAE-1050F e SAE-4130F, isto se deve à sua microestrutura composta por ferrita, perlita e bainita, o que promoveu um maior valor de tenacidade à fratura e resistência mecânica do aço e conseqüentemente melhorou a sua resistência ao crescimento da trinca, aumentando assim a sua vida em fadiga.

Já para a razão de carga de 0,3, o aço SAE-1050H apresentou um comportamento muito similar aos materiais SAE-1050F e SAE-4130F, não sendo observada uma melhor performance quanto à taxa de propagação de trinca. Esta situação pode ser explicada pela influência da razão de carregamento na taxa de crescimento de trinca do material SAE-1050H, uma vez que com o aumento desta razão a curva é deslocada para a esquerda, conforme mostrado na Figura 2.16, o que conseqüentemente faz com que a curva do SAE-1050H venha a sobrepôr as curvas dos

materiais SAE-1050F e SAE-4130F, já que para estas duas condições não foi observado o deslocamento da curva de propagação da trinca. A discussão sobre a influência da razão de carga (R) no comportamento à fadiga dos materiais estudados, será feita mais adiante.

Os materiais SAE-1050F e SAE-4130F apresentaram praticamente a mesma taxa de propagação de trinca para todos os valores de ΔK do ensaio, sendo observada uma sobreposição das curvas $da/dN \times \Delta K$ em ambas as razões de carregamento. Isto se deve à similaridade destes materiais quanto aos valores de tenacidade à fratura e demais propriedades mecânicas.

Para as duas razões de carga estudadas (0,1 e 0,3) e para todas as condições de materiais, os ensaios foram realizados utilizando-se o mesmo valor calculado de P_{\max} , a fim de se ter a propagação da trinca sempre no regime elástico-linear.

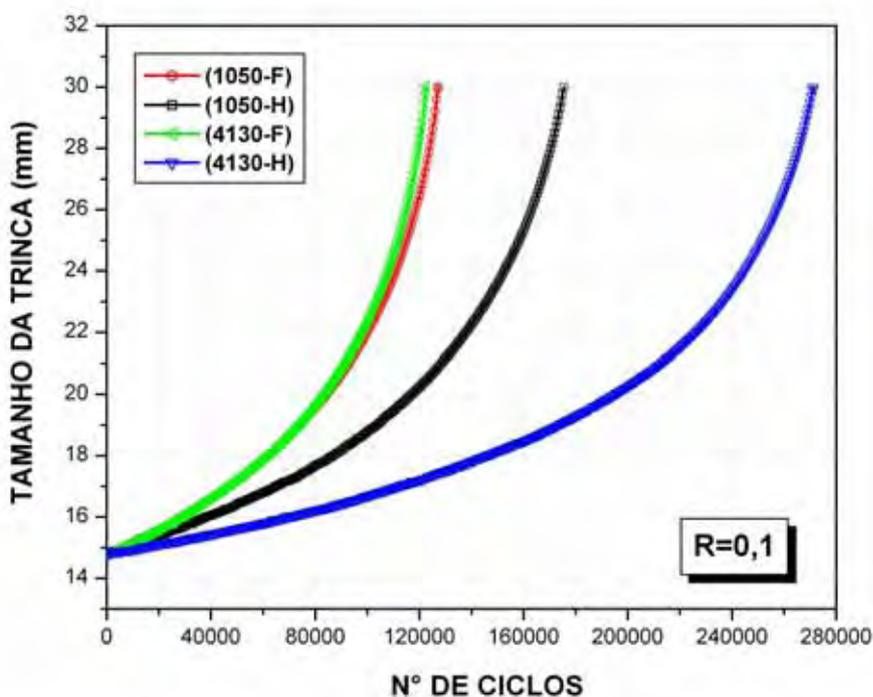


Figura 4.35 – Comparativo das curvas $a \times N$, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,1.

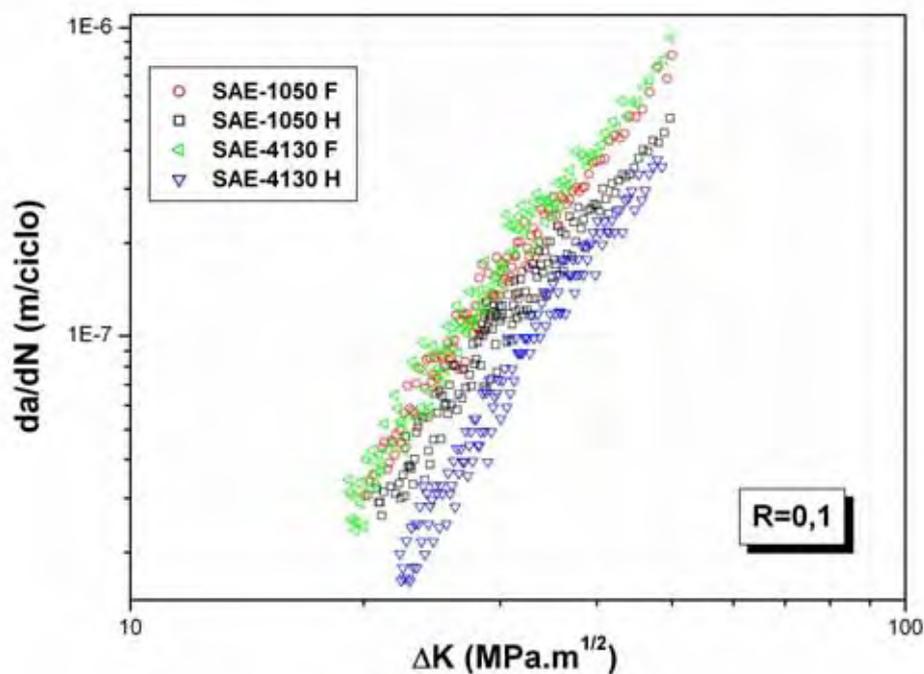


Figura 4.36 – Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,1 (escala logarítmica).

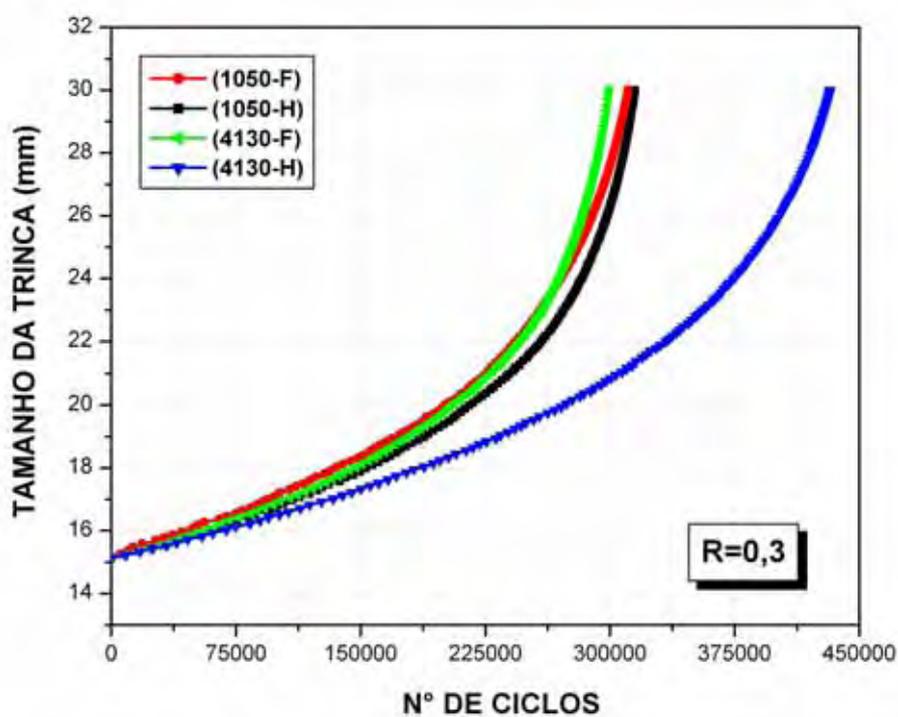


Figura 4.37 – Comparativo das curvas $a \times N$, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,3.

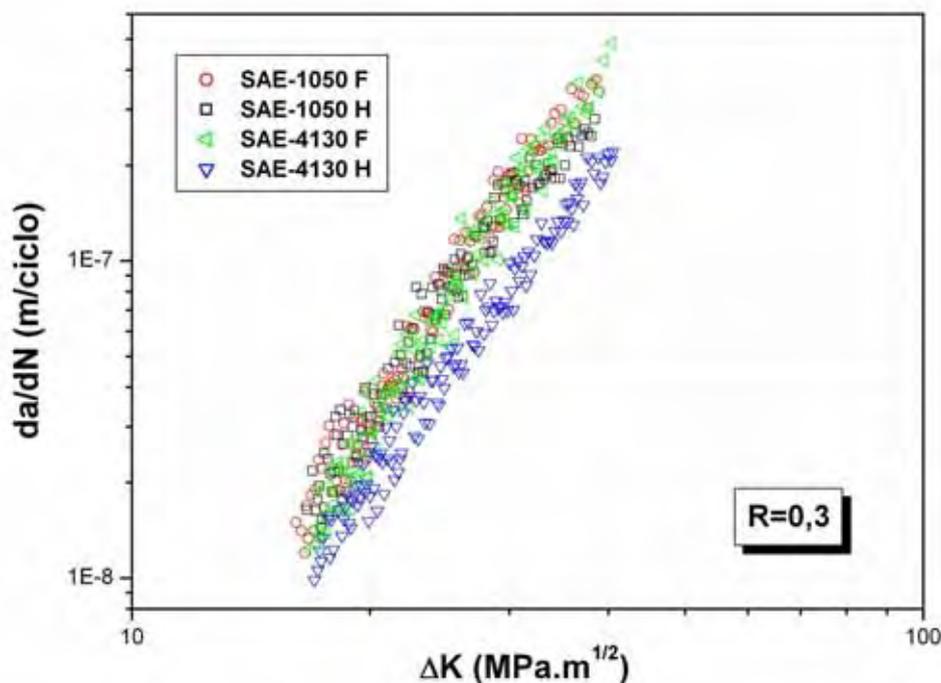


Figura 4.38 – Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga, para as quatro condições de materiais estudadas. Razão de 0,3 (escala logarítmica).

Os valores dos coeficientes C e m encontrados para as quatro condições de materiais e para as duas razões de carregamento utilizadas nos ensaios, são apresentados na Tabela 4.11.

Os resultados obtidos para o material SAE-1050 nas condições “F” e “H” estão coerentes com os valores citados por Smith e Hillmansen (2001) em seu trabalho, onde para este material o coeficiente m varia de 3,0 a 4,4 e o parâmetro C está na faixa de $1,96 \times 10^{-11}$ até $6,69 \times 10^{-13}$. Para o aço SAE-4130F os valores de C e m encontrados estão próximos ao verificados por Song e Shieh (2004) em sua pesquisa, onde para o mesmo aço com propriedades equivalentes às encontradas neste trabalho, os coeficientes observados foram $m = 3,99$ e $C = 6,35 \times 10^{-15}$ quando calculados utilizando-se ΔK , e ao utilizar ΔK_{ef} para o cálculo foram $m = 2,96$ e $C = 5,3 \times 10^{-13}$. No trabalho de Luke et al (2007), para o aço 25CrMo4 tratado por têmpera e revenimento, os

valores encontrados do coeficiente m foram de 2,9 e 3,2 e do parâmetro C na faixa de $5,92 \times 10^{-12}$ a $2,74 \times 10^{-13}$, o que está coerente com os valores obtidos nesta pesquisa para o aço SAE-4130 (30CrMo4) normalizado, temperado e revenido.

Tabela 4.11 – Valores dos coeficientes C e m encontrados para os materiais nas razões de carregamento $R=0,1$ e $R=0,3$.

MATERIAL	RAZÃO (R)	m	C (m/ciclo)
SAE-1050 F	0,1	3,41	$1,28 \times 10^{-12}$
SAE-1050 F	0,3	3,88	$2,94 \times 10^{-13}$
SAE-1050 H	0,1	3,24	$1,72 \times 10^{-12}$
SAE-1050 H	0,3	3,49	$9,53 \times 10^{-13}$
SAE-4130 F	0,1	3,66	$5,02 \times 10^{-13}$
SAE-4130 F	0,3	4,03	$1,64 \times 10^{-13}$
SAE-4130 H	0,1	3,96	$8,97 \times 10^{-14}$
SAE-4130 H	0,3	3,42	$7,22 \times 10^{-13}$

Analisando-se a Tabela 4.11 e o gráfico da Figura 4.39, conclui-se que para o material SAE-4130H o aumento da razão de carregamento R , ocasiona uma diminuição do coeficiente m (inclinação da reta) e um aumento no valor de C , o que coincide com o comportamento encontrado por Luke et al (2007) em seu trabalho. Para os demais materiais estudados, a tendência observada é que com o aumento da razão de carga ocorra um aumento da inclinação da reta, coeficiente m , e uma diminuição do valor do parâmetro C , tal comportamento foi também verificado por Silva (2001) em sua pesquisa com o aço SAE-52100, por Fonte, Romeiro e Freitas (2007) quando estudaram o aço DIN CK45 e no trabalho de Mann (2007) para as ligas de alumínio 7075-T6 e 2024-T3.

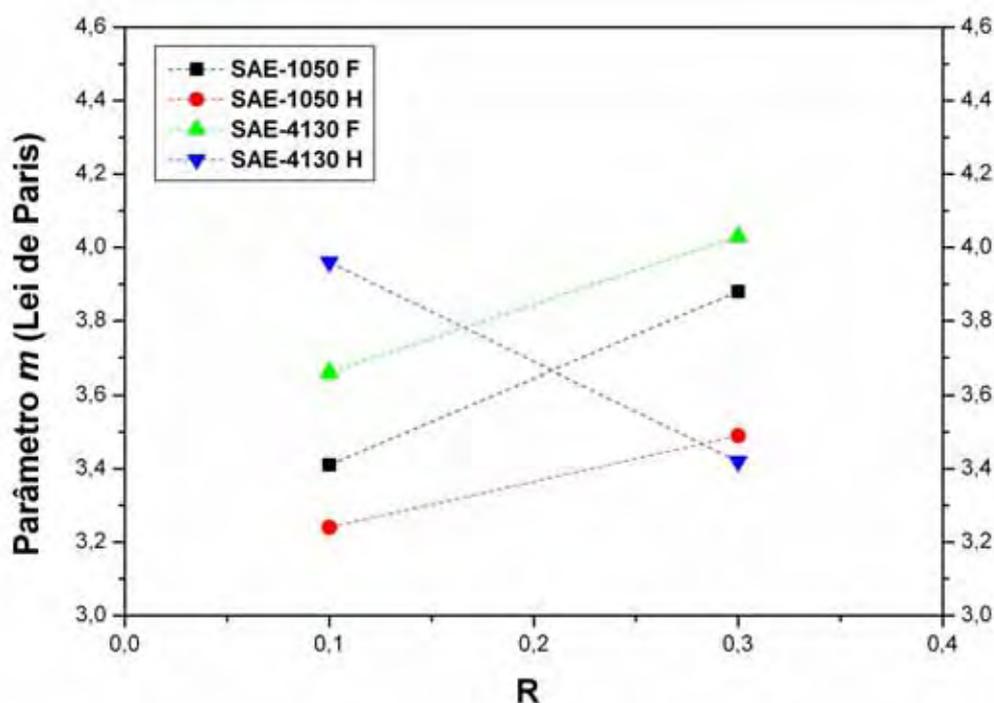


Figura 4.39 - Efeito da razão de carregamento "R" sobre o parâmetro m da Lei de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga nas quatro condições estudadas.

As Figuras 4.40 a 4.43 mostram o comparativo individual das curvas $da/dN \times \Delta K$ para as duas razões de carregamento estudadas (0,1 e 0,3) e para as quatro condições de materiais ensaiadas. Observa-se que para os aços SAE-1050F e SAE-4130F não ocorre o deslocamento da curva para a esquerda com o aumento da razão de carga, conforme previsto por Janssen, Zuidema e Wanhill (2004) e ilustrado na Figura 2.16. Porém, é verificado um aumento do coeficiente m (inclinação da reta), como pode ser visto na Tabela 4.11. Este aumento da inclinação da curva é resultante de uma maior razão de carregamento do ensaio e eleva a taxa de crescimento da trinca em valores elevados de ΔK , próximo à região III da curva de propagação. Para menores valores de ΔK , a razão de carregamento não exerce forte influência na taxa de crescimento de trinca por fadiga, como pode ser visto nos gráficos das Figuras 4.40 e 4.42 e conforme observado por Ding, Hall e Byrne (2005) em seu trabalho.

A Figura 4.41 mostra o gráfico $da/dN \times \Delta K$ do material SAE-1050 na condição “H”, e permite concluir que para esta condição de processamento, o aumento da razão de carregamento desloca a curva para a esquerda e aumenta a sua inclinação, coeficiente m , o que conseqüentemente aumenta a taxa de propagação de trinca em toda a extensão da região II da curva. Cantini et al (2002), também verificou em seu trabalho que para os aços A1N, 30NiCrMoV12 e SAE-1050, o aumento da razão de carregamento desloca a curva para esquerda e aumenta a sua inclinação, conseqüentemente aumentando a taxa de crescimento da trinca.

O material SAE-4130H apresentou uma diminuição da inclinação da curva (parâmetro m) quando ciclado em outro carregamento, o que resultou em um aumento da taxa de crescimento de trinca em baixos valores de ΔK , como pode ser observado na Figura 4.43. Provavelmente em valores maiores de ΔK , próximo à região III da curva, a propagação de trinca por fadiga será menor na razão $R = 0,3$.

Segundo Dowling (1999), o parâmetro m da equação de Paris aparece como expoente de ΔK , sendo portanto, considerada como força motriz da propagação da trinca. Isto significa que o aumento do valor de m favorece o crescimento da trinca, o que diminui a vida do material em fadiga. Tal constatação está coerente com os resultados encontrados nesta pesquisa.

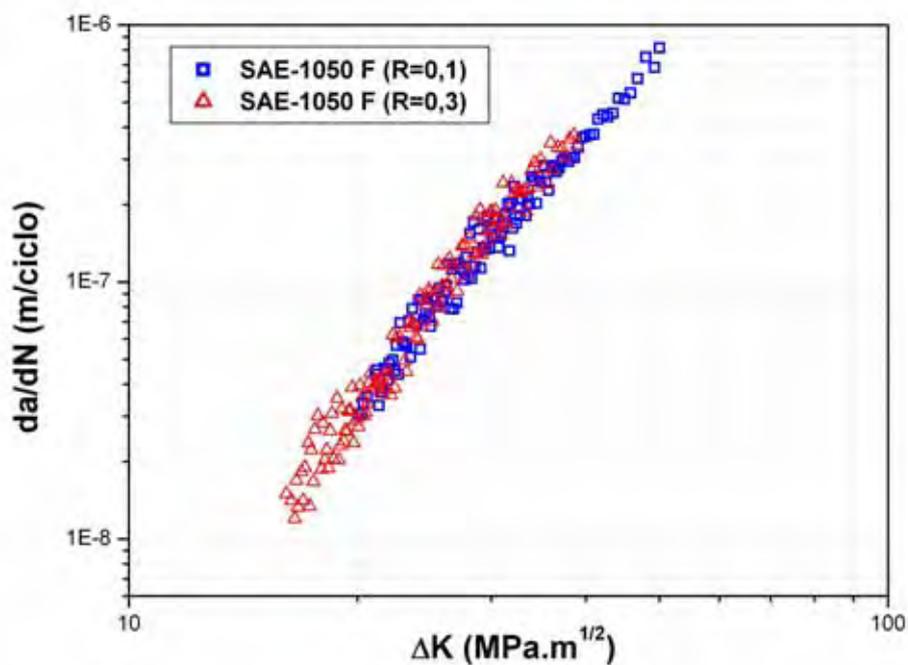


Figura 4.40 – Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-1050F (escala logarítmica).

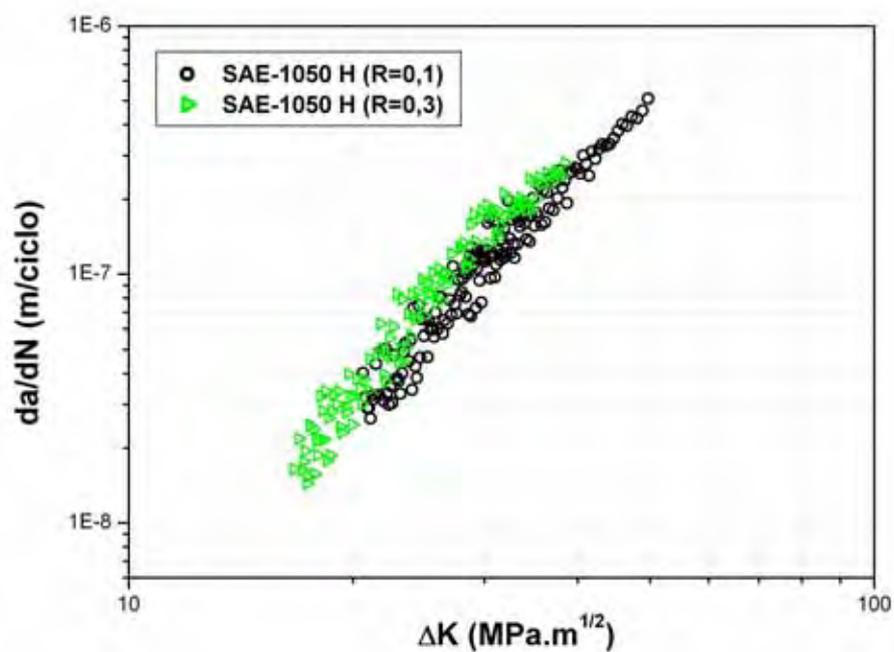


Figura 4.41 – Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-1050H (escala logarítmica).

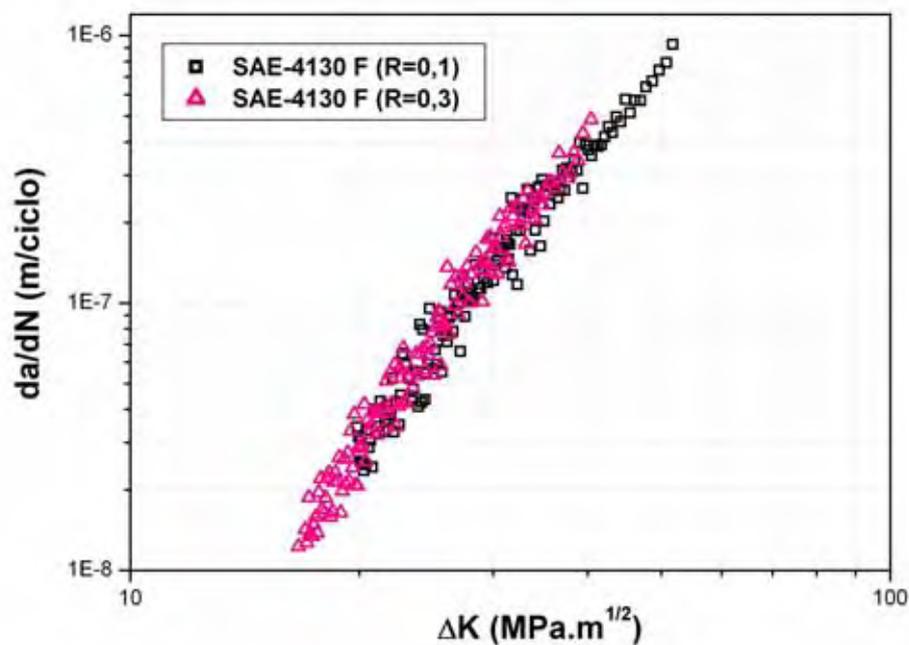


Figura 4.42 – Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-4130F (escala logarítmica).

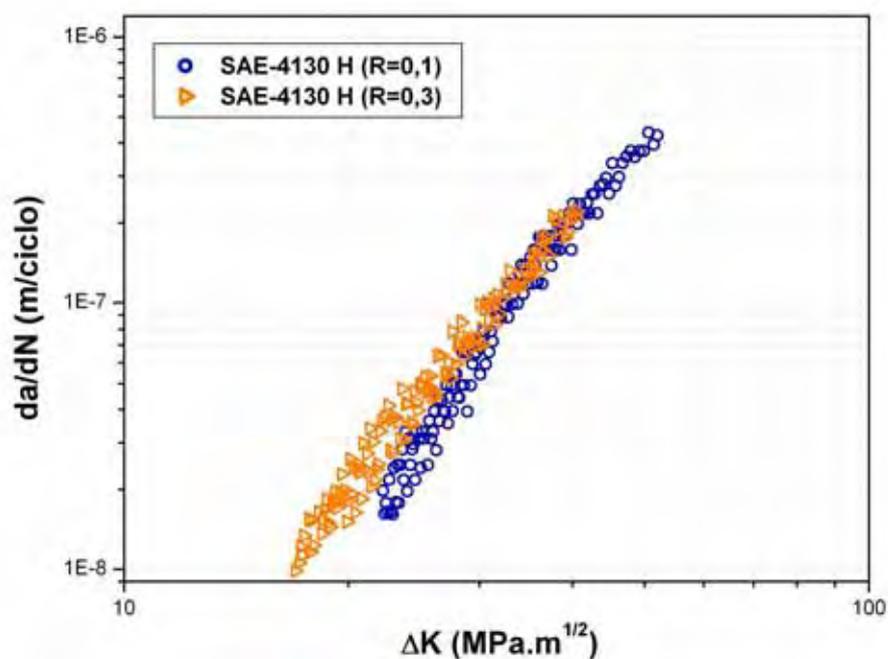


Figura 4.43 – Comparativo das curvas de propagação de trinca por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) nas duas razões de carregamento, R=0,1 e R=0,3. Material SAE-4130H (escala logarítmica).

4.6 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA

4.6.1 Ensaio de Impacto Charpy “V”

As superfícies de fratura de alguns corpos de prova selecionados em cada temperatura do ensaio e para as quatro condições de materiais, são mostradas nas Figuras 4.44 a 4.47. A definição da região de transição dúctil-frágil dos materiais foi feita através do método da aparência da fratura. Através da análise destas superfícies, é possível observar que na faixa de temperatura de -19°C até a temperatura ambiente, os materiais SAE-1050 e SAE-4130 em ambas as condições de processamento, apresentam uma superfície de fratura com aspecto frágil, e nas temperaturas de $+100^{\circ}\text{C}$ e $+200^{\circ}\text{C}$, a aparência característica da superfície é de fratura dúctil, apresentando deformação lateral. Pode-se dizer então, que certamente a transição dúctil-frágil dos materiais estudados está na faixa que vai da temperatura ambiente até $+100^{\circ}\text{C}$, o que está coerente com o trabalho de Cantini et al (2002), onde o aço SAE-1050 normalizado, apresentou uma temperatura de transição de aproximadamente $+70^{\circ}\text{C}$.

O grande problema deste método de ensaio é que o mesmo não fornece uma determinada temperatura de transição, mas uma faixa de temperaturas onde ocorre a variação acentuada dos valores de energia absorvida, acompanhada da alteração do micromecanismo de fratura. A linha de trabalho mais recente no desenvolvimento de metodologias normalizadas de testes de fratura é a que contempla a região de transição dúctil-frágil em aços. A caracterização da tenacidade na transição tornou-se um dos grandes desafios a serem vencidos nos últimos anos. No trabalho de Guimarães (2006), é abordada uma nova metodologia de ensaio, a ASTM E1921 (1997), baseada na obtenção de valores medianos e limites de confiança para a tenacidade à fratura na região de transição. No entanto, um melhor entendimento da variação da tenacidade na região dúctil-frágil, deve ser atingido com ensaios relacionados à mecânica da fratura e com grande conjunto de dados experimentais.

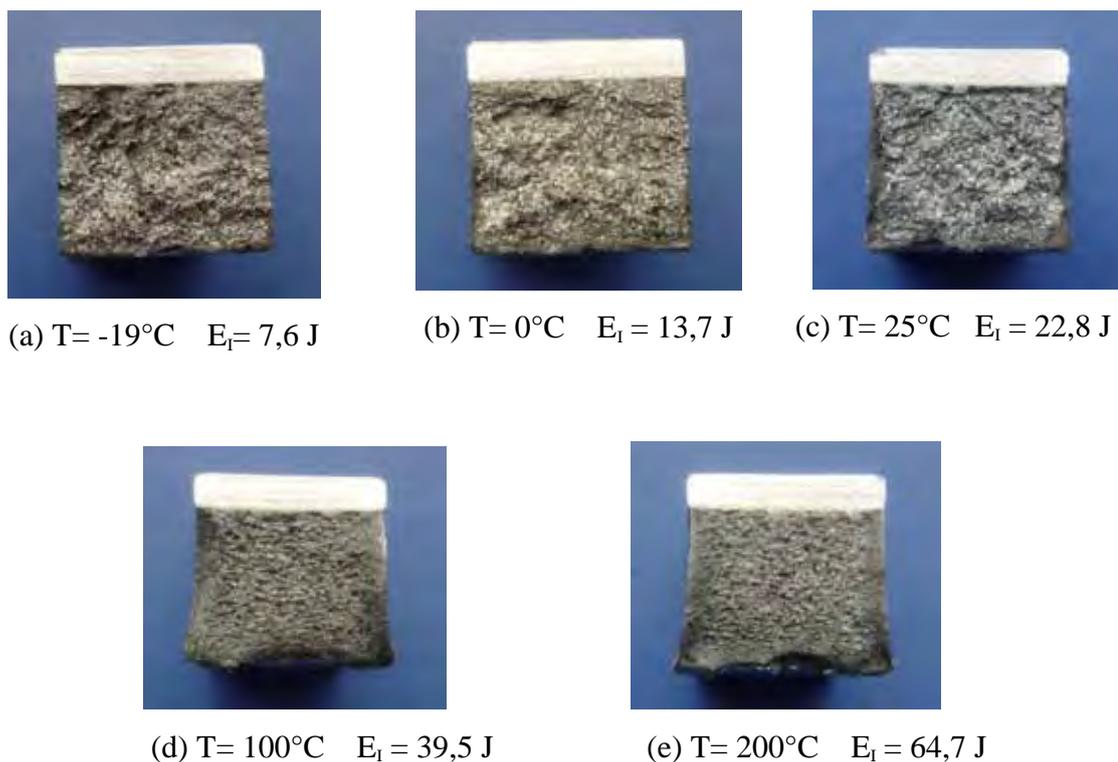


Figura 4.44 – Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-1050 condição “F”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida.

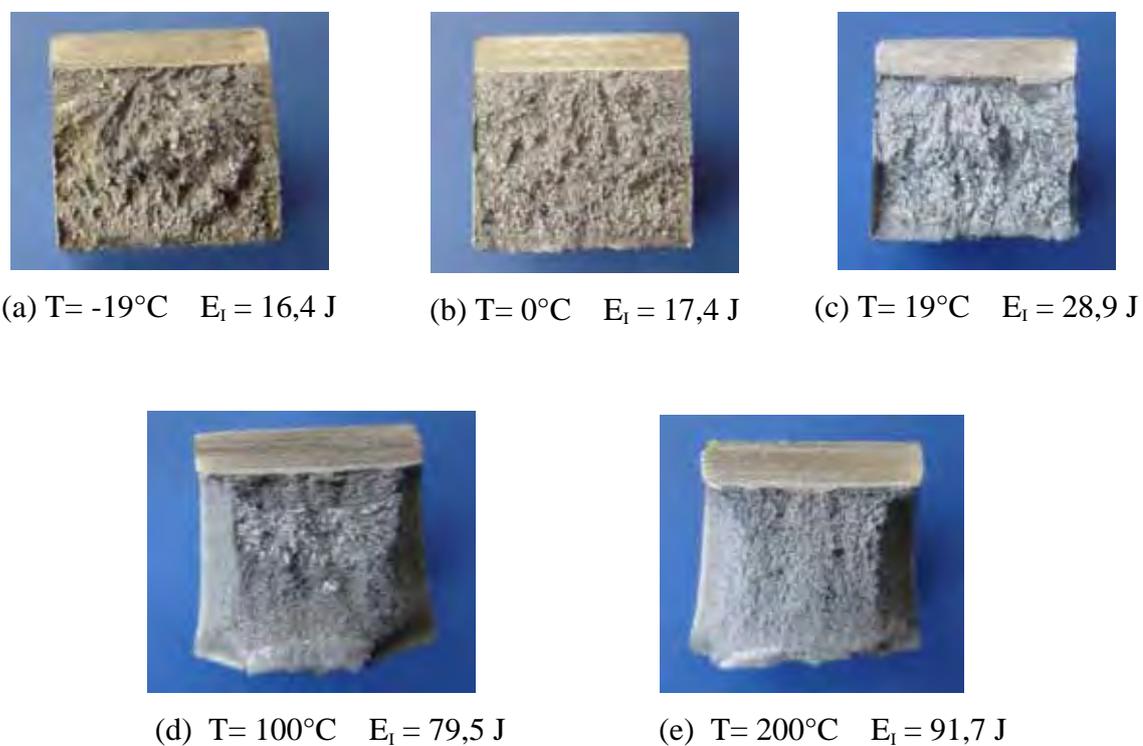


Figura 4.45 – Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-1050 condição “H”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida.

(a) $T = -19^{\circ}\text{C}$ $E_t = 26,7 \text{ J}$ (b) $T = 0^{\circ}\text{C}$ $E_t = 44,4 \text{ J}$ (c) $T = 22^{\circ}\text{C}$ $E_t = 56,2 \text{ J}$ (d) $T = 100^{\circ}\text{C}$ $E_t = 105,5 \text{ J}$ (e) $T = 200^{\circ}\text{C}$ $E_t = 105,9 \text{ J}$

Figura 4.46 – Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-4130 condição “F”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida.

(a) $T = -19^{\circ}\text{C}$ $E_t = 12,5 \text{ J}$ (b) $T = 0^{\circ}\text{C}$ $E_t = 31,4 \text{ J}$ (c) $T = 22^{\circ}\text{C}$ $E_t = 72,3 \text{ J}$ (d) $T = 100^{\circ}\text{C}$ $E_t = 146,4 \text{ J}$ (e) $T = 200^{\circ}\text{C}$ $E_t = 142,3 \text{ J}$

Figura 4.47 – Fractografia da superfície de fratura do aço SAE-4130 condição “H”. Ensaio de impacto Charpy “V”. Valores médios de energia absorvida.

4.6.2 Ensaio de Tenacidade à Fratura

As Figuras 4.48 a 4.51 ilustram as superfícies de fratura observadas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), para um corpo de prova de cada condição estudada. Observou-se a existência de três tipos característicos de fraturas: fratura por fadiga, fratura alveolar (“dimples”) e fratura por quase-clivagem.

Analisando as Figuras 4.48(a) a 4.50(a), observa-se a existência de três regiões distintas na superfície de fratura do corpo de prova: região de propagação de trinca por fadiga (pré-trinca), região de propagação estável e região onde ocorreu a fratura final. Para o material SAE-4130H, nota-se a presença de somente duas regiões (pré-trinca e fratura final), como pode ser visto na Figura 4.51(a). Para a ampliação utilizada a região ilustrada pelas Figuras 4.48(b) a 4.51(b), é característica de fratura por fadiga, proveniente da execução da pré-trinca, que é um dos requisitos do ensaio conforme a norma ASTM E-399 (2005). Durante o ensaio de Tenacidade à Fratura, no início do carregamento monotônico, via de regra ocorre a propagação estável da trinca, esta região é ilustrada pelas Figuras 4.48(c) a 4.50(c). Tal região não foi observada para o material SAE-4130H, conforme Figura 4.51, provavelmente pela sua maior fragilidade observada no gráfico da Figura 4.15, onde verificou-se, que após uma pequena abertura do entalhe durante o ensaio, ocorreu a instabilidade do crescimento da trinca e conseqüentemente a fratura final do corpo de prova. Enquanto que para as demais condições estudadas, a abertura do entalhe antes da ocorrência da fratura final é maior.

Para as superfícies de fratura correspondentes à propagação estável da trinca, foi notada a presença do micromecanismo alveolar (“dimples”), conforme mostrado nas Figuras 4.48(c) a 4.50(c). Como é conhecido, o micromecanismo de fratura alveolar ocorre devido à nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades. A fratura final do corpo de prova foi precedida pelo crescimento instável da trinca, sendo sua superfície de fratura caracterizada pela presença de facetas de quase-clivagem e “dimples”, como pode ser observado nas Figuras 4.48(d), 4.49(d), 4.50(d) e 4.51(c). Segundo Guimarães (1997), a fratura por quase-clivagem apresenta facetas, no

entanto, pode-se ter ao seu redor a presença de “dimples”, como foi observado neste trabalho. Nas análises realizadas por Park (1979) em um aço eutético perlítico, verificou-se a presença de diversas facetas de quase-clivagem na superfície de fratura de corpos de prova ensaiados por tração, onde foram detectados indícios que os pontos de nucleação dessas facetas foram regiões com a presença de “dimples”.

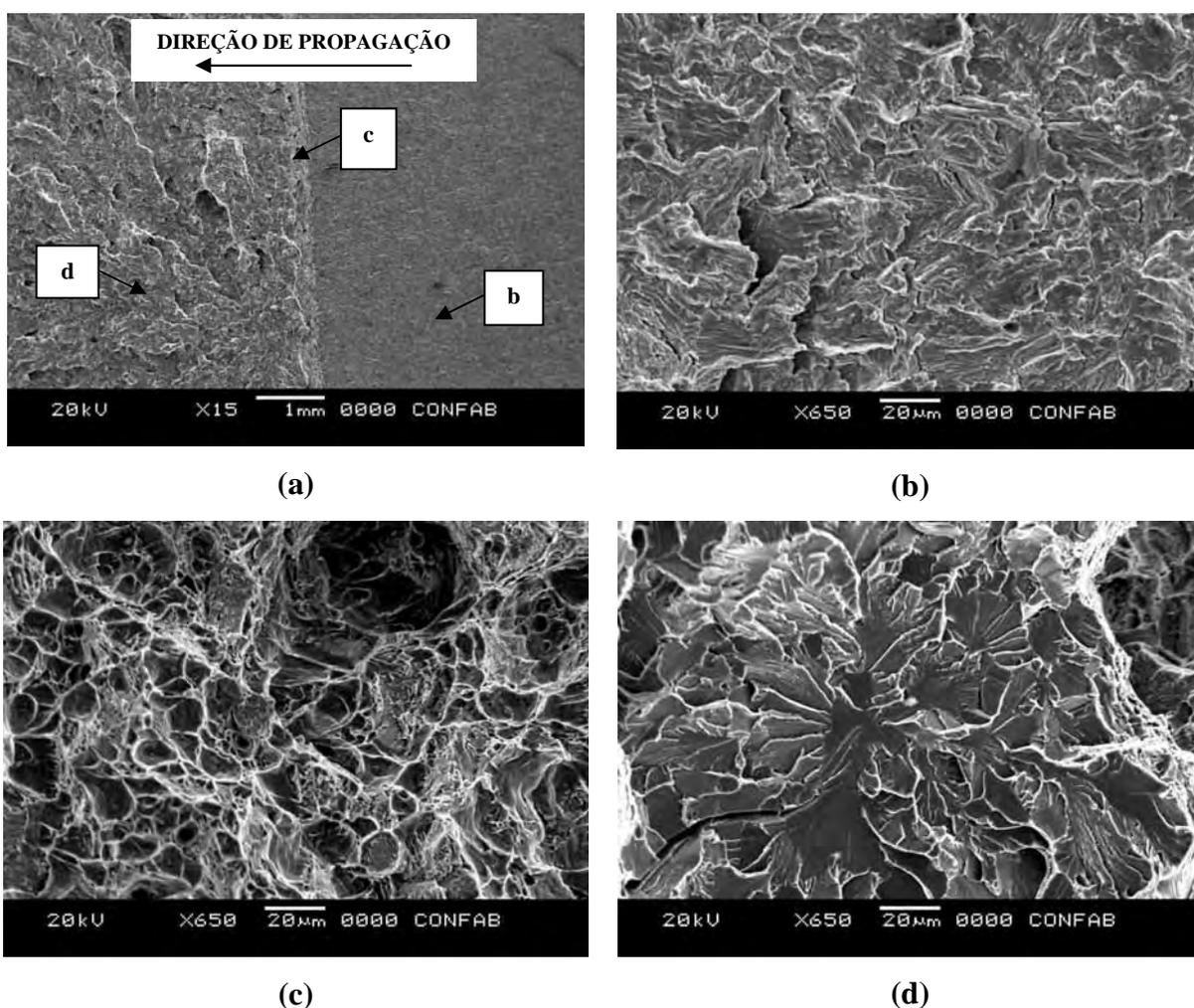


Figura 4.48 – Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-1050 na condição “F”. (a) Região das três fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação estável. (d) Região de propagação instável.

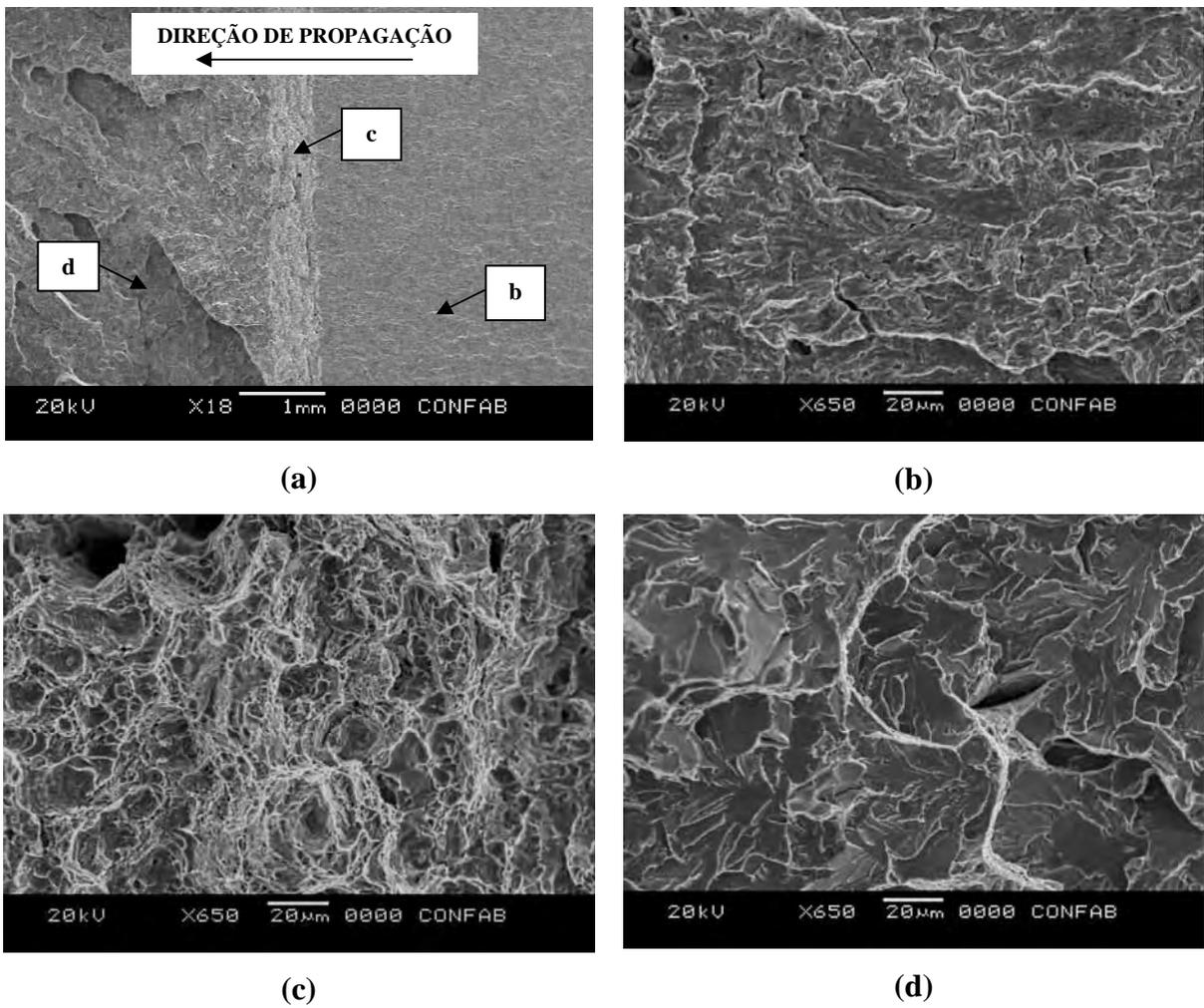


Figura 4.49 – Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-1050 na condição “H”. (a) Região das três fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação estável. (d) Região de propagação instável.

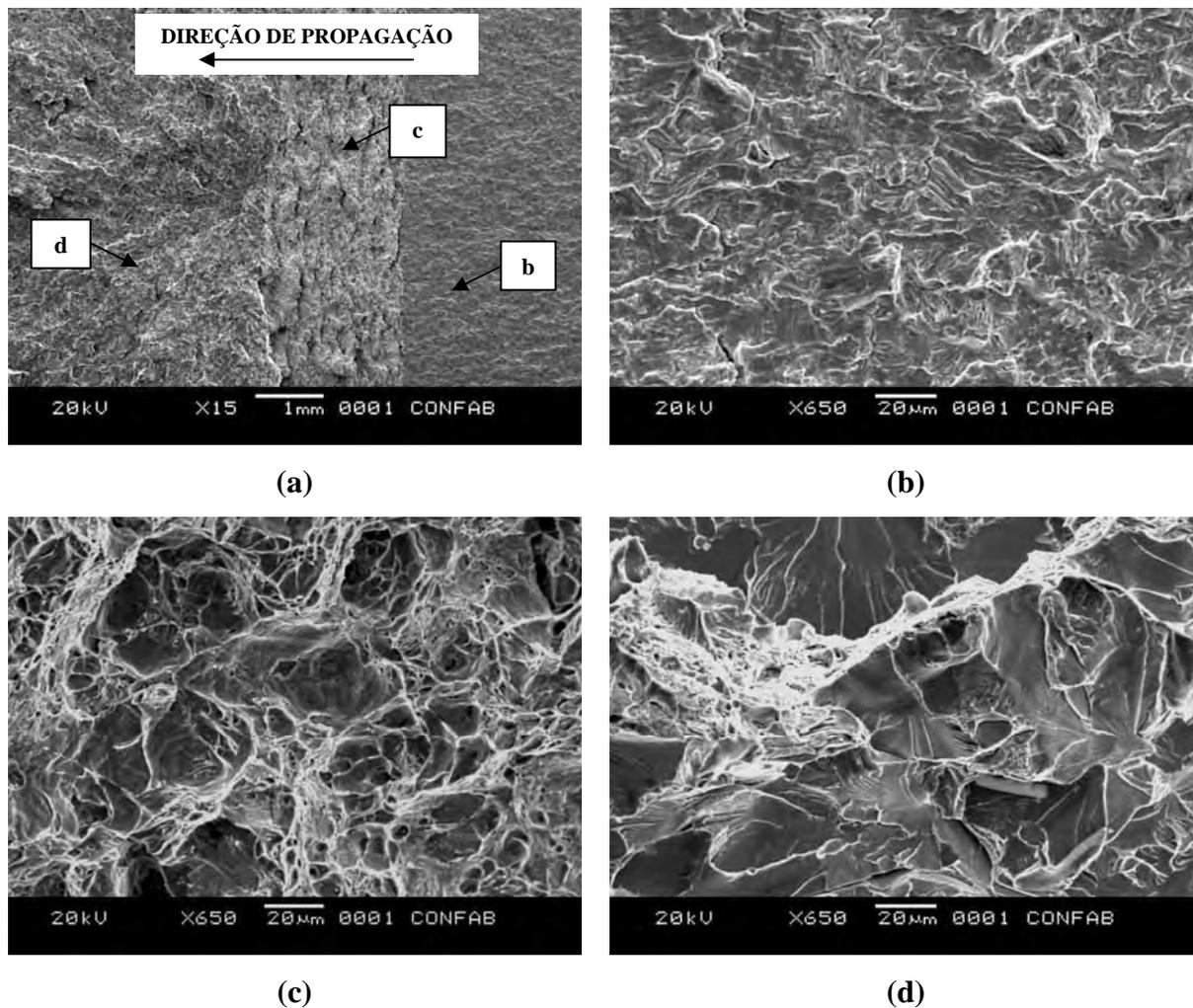


Figura 4.50 – Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-4130 na condição “F”. (a) Região das três fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação estável. (d) Região de propagação instável.

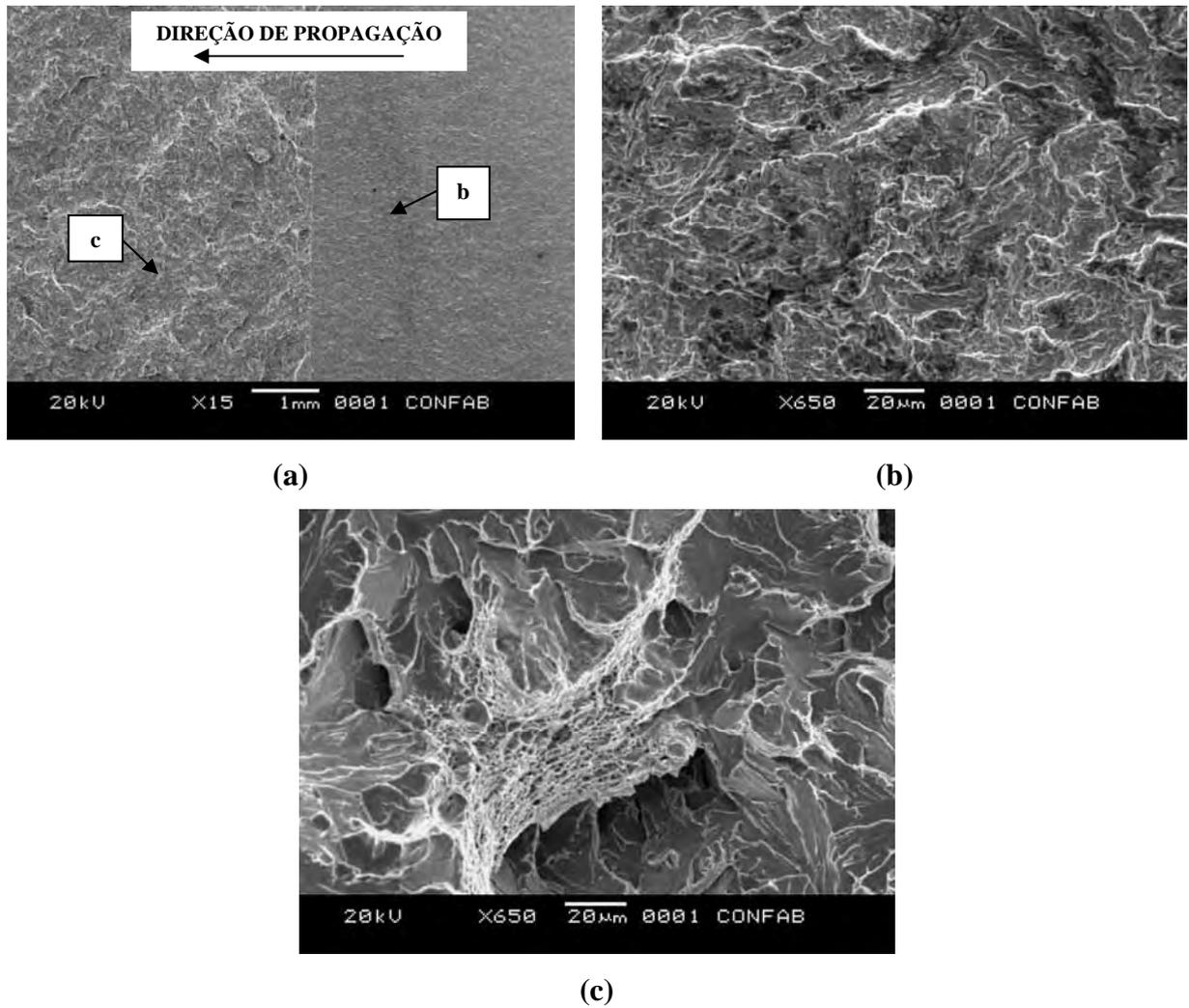


Figura 4.51 – Superfície de fratura de um corpo de prova do aço SAE-4130 na condição “H”. (a) Região das duas fraturas. (b) Região da pré-trinca por fadiga. (c) Região de propagação instável.

4.6.3 Ensaios de Propagação de Trinca por Fadiga

As Figuras 4.52 a 4.55 mostram as imagens das superfícies de fratura de um corpo de prova utilizado no ensaio de propagação de trinca por fadiga de cada condição de material estudada. As imagens foram obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e mostram as regiões de fraturas próximas ao maior valor de ΔK obtido nos ensaios, ou seja, próximo ao maior tamanho de trinca medido durante o teste. Nota-se que somente para o material SAE-4130F são observadas claramente estrias de fadiga. As estrias observadas para esta condição de material são aparentemente idênticas às observadas por Hershko et al (2008) em seu trabalho, para o aço SAE-4130 recozido. Provavelmente, o aparecimento das estrias de fadiga para o aço SAE-4130F é devido à sua maior ductilidade. Para as demais condições de materiais estudadas neste trabalho, não foram observadas características de estrias de fadiga nos aumentos empregados (500x e 2000x). É importante ressaltar que devido a limitações técnicas do equipamento utilizado para Microscopia Eletrônica de Varredura, não foi possível alcançar maiores aumentos das imagens. Entretanto, não se pode afirmar que não existem estrias de fadiga nas superfícies de fratura dos materiais SAE-1050F, SAE-1050H e SAE-4130H, e sim que a visibilidade das mesmas não foi possível pelos métodos de resolução utilizados.

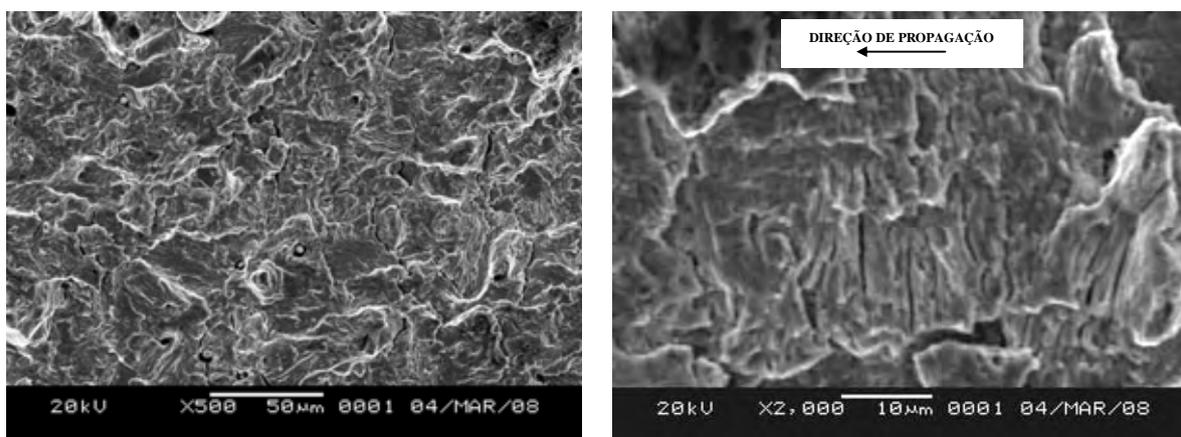


Figura 4.52 – Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-1050F. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x.

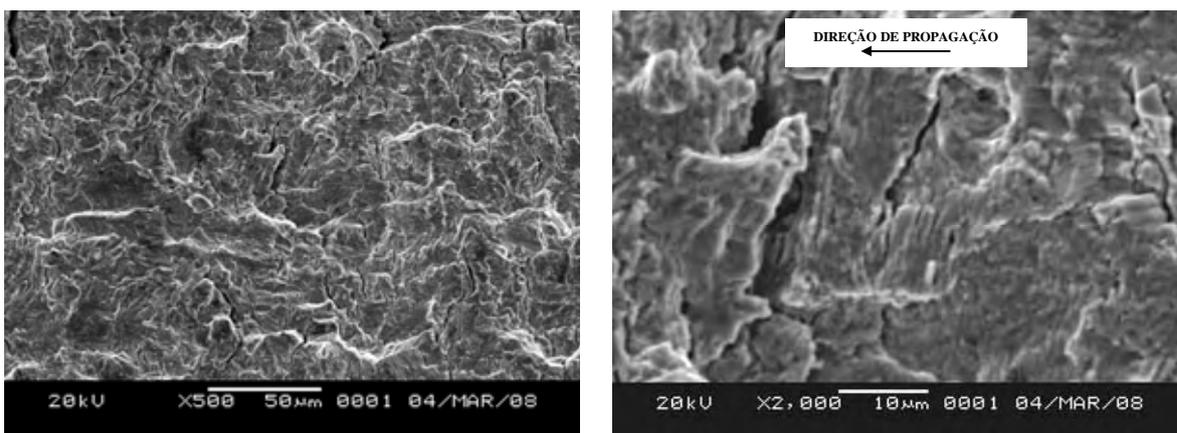


Figura 4.53 – Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-1050H. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x.

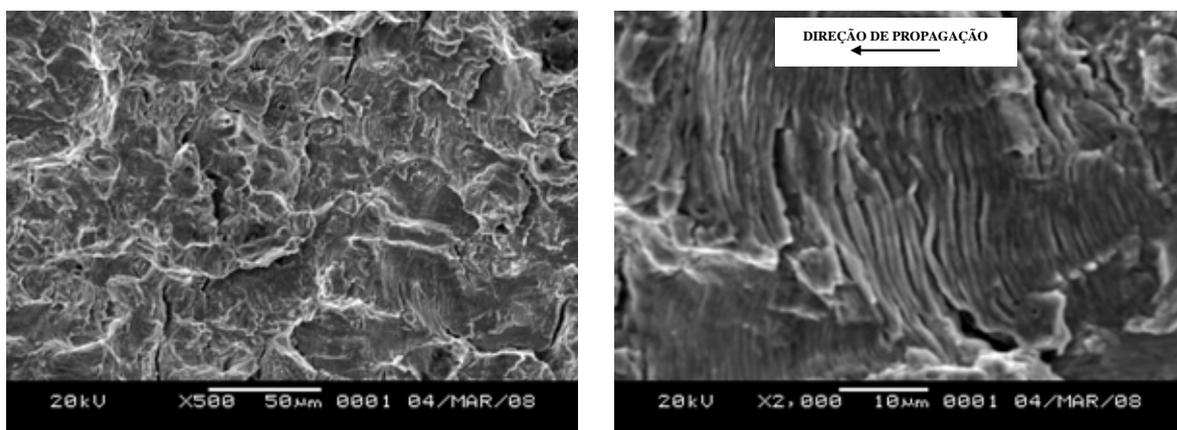


Figura 4.54 – Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-4130F. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x.

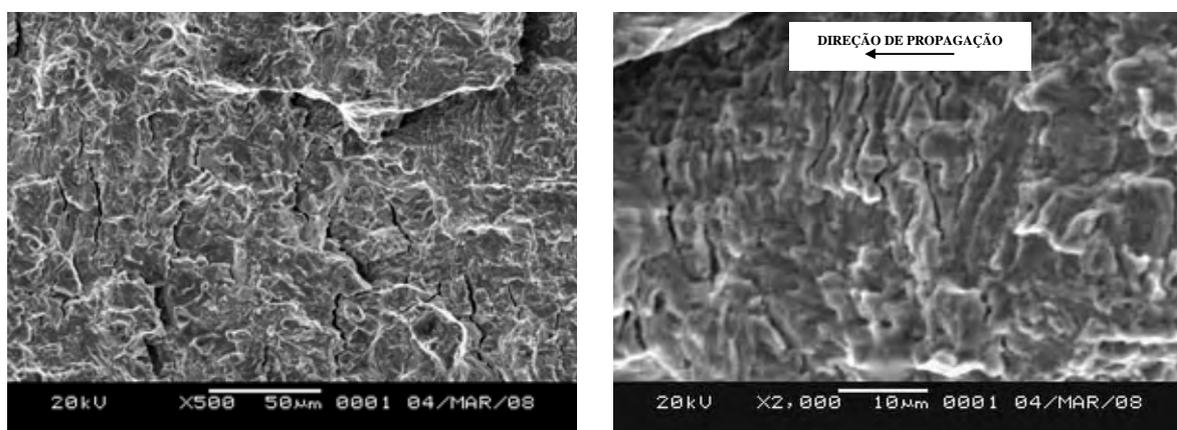


Figura 4.55 – Superfície de fratura de um corpo de prova do material SAE-4130H. Região próxima ao $\Delta K_{máx}$ do ensaio. Aumento de 500x e 2000x.

5 CONCLUSÃO

Para os aços SAE-1050 e SAE-4130, nas condições de processamento analisadas neste trabalho (normalização e alívio de tensões e normalização, têmpera e revenimento), pode-se concluir o seguinte:

- Com a aplicação do tratamento de normalização, têmpera e revenimento, condição “H”, os materiais apresentaram um aumento da resistência mecânica (σ_T e σ_e) e da redução de área, porém, uma diminuição do alongamento foi verificada. Para o material SAE-1050, esta diminuição foi mínima, passando de 26,9% da condição “F”, para 25,6% da condição “H”. Já para o material SAE-4130, o decréscimo do alongamento foi maior, passando de 28,6% para 19,7%. Esta diminuição da ductilidade observada na condição “H” de processamento, não diminuiu os valores de tenacidade à fratura dos materiais.

- Analisando o aspecto da fratura dos corpos de prova dos ensaios de impacto Charpy “V”, conclui-se que a faixa de temperatura de transição dúctil-frágil dos materiais estudados, está entre a temperatura ambiente e +100°C. Um estudo mais completo desta faixa é proposto no capítulo seguinte, uma vez que a temperatura de trabalho dos eixos ferroviários vai até +50°C, e portanto, está contida dentro da faixa verificada nesta pesquisa.

- Através da análise dos ensaios de tenacidade à fratura, verificou-se que os materiais na condição “H” de processamento, apresentaram os maiores valores de tenacidade. Uma vez que via de regra aumentos de resistência mecânica ocasionam uma diminuição de tenacidade, os resultados encontrados demonstram o contrário, já que os materiais que foram normalizados, temperados e revenidos, apresentaram um aumento da resistência mecânica e simultaneamente um aumento da tenacidade à fratura. Este comportamento mostra que os materiais foram otimizados, no que diz respeito as propriedades mecânicas dos mesmos e tais melhoras foram conseguidas somente com o auxílio de processamentos térmicos.

- A partir do ensaio de propagação de trinca por fadiga nas razões de carregamento de 0,1 e 0,3, foi observado que o material SAE-4130 na condição “H”, apresenta para um mesmo valor de ΔK , uma menor taxa de propagação (da/dN) na região II da curva de Paris, quando comparado aos demais materiais estudados. Este comportamento pode ser explicado pela maior tenacidade à fratura deste material e pela sua microestrutura composta por martensita revenida, o que dificulta o movimento das discordâncias e consequentemente aumenta sua vida em fadiga.
- O material SAE-1050H, na razão de carga de 0,1, apresentou uma menor taxa de propagação de trinca quando comparado aos materiais SAE-1050F e SAE-4130F, na região II da curva de propagação, isto devido à sua maior resistência mecânica e tenacidade à fratura, conseguidas através do tratamento de têmpera e revenimento.
- Os aços SAE-1050 e SAE-4130 na condição “F”, apresentaram na região de estudo da curva, um comportamento semelhante quanto à propagação de trinca por fadiga, para as duas razões de carregamento utilizadas nos ensaios. Este comportamento pode ser explicado pela proximidade dos resultados de resistência mecânica, tenacidade à fratura dos mesmos.
- Na razão de carga de 0,3, a curva de propagação de trinca do material SAE-1050H foi deslocada para esquerda, o que via de regra acontece com o aumento da razão de carregamento, e consequentemente sobrepôs as curvas do SAE-1050F e SAE-4130F, pois estes dois materiais não sofreram o mesmo deslocamento observado para o SAE-1050H. Portanto, na razão $R=0,3$, os materiais SAE-1050F, SAE-1050H e SAE-4130F, apresentaram um comportamento semelhante na região II da curva de propagação.
- A partir da análise da influência da razão de carregamento na taxa de propagação de trinca por fadiga, pode-se concluir que para os materiais SAE-1050F, SAE-1050H e SAE 4130F, o aumento do valor de “R” de 0,1 para 0,3 resultou em uma maior

inclinação da reta ($da/dN \times \Delta K$), o que conseqüentemente elevou a taxa de crescimento da trinca. Para o aço SAE-4130H, observou-se o inverso, com o aumento da razão de carga ocorreu uma diminuição da inclinação da reta, o que resultou em uma menor taxa de propagação de trinca a elevados níveis de ΔK , e uma maior taxa em baixos valores de ΔK .

- Analisando o comportamento em fadiga dos materiais estudados, conclui-se que em relação ao requisito confiabilidade dos intervalos de inspeção de eixos ferroviários, para um mesmo intervalo de inspeção, o material SAE-4130H apresenta um nível de confiança maior que os demais, isto devido a sua menor taxa de crescimento de trinca e a sua maior tenacidade à fratura, o que conseqüentemente faz com que para um mesmo nível de tensão, este material supostamente tolere um maior defeito até a fratura final do componente.

- O aço SAE-4130 na condição “F” de processamento, apresentou propriedades mecânicas e um comportamento à fadiga muito semelhante ao SAE-1050 na mesma condição. Portanto, sua aplicação na fabricação de eixos ferroviários não é justificada, uma vez que por se tratar de um aço-liga, seu custo é maior quando comparado ao material SAE-1050.

- O tratamento de normalização, têmpera e revenimento nos materiais estudados, aumentou os valores de resistência mecânica e tenacidade dos mesmos. O comportamento à fadiga após este processamento térmico também foi melhorado, aumentando assim a sua vida útil. Uma vez que a têmpera em eixos ferroviários requer a utilização de equipamentos especiais e um maior tempo de fabricação, conseqüentemente o custo será mais alto. Portanto, cabe às ferrovias avaliarem a relação custo-benefício deste tipo de tratamento térmico, para definição do material dos eixos ferroviários.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1- Fazer um levantamento mais detalhado da faixa de transição dúctil-frágil dos materiais, através da metodologia proposta pela Curva Mestra.
- 2- Estudar o comportamento em fadiga dos materiais propostos, na razão de carregamento $R = -1$, para simular a condição real de trabalho dos eixos ferroviários.
- 3- Avaliar mudanças nas temperaturas e tempos dos tratamentos térmicos empregados, a fim de melhorar as propriedades mecânicas e reduzir custos de fabricação.
- 4- Aplicar o conceito de definição de intervalos seguros de inspeção, através de experiências junto às ferrovias.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIATION OF AMERICAN RAILROAD. **AAR M-101**: Axle Carbon Steel, Heat-treated – Manual of Standards and Recommended Practices - Section G. Washington, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370**: Standard Test Methods and Definition for Mechanical Testing of Steel Products. Philadelphia, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-1820**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. Philadelphia, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-1823**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia, 1996 (Reapproved 2002).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-1921**: Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range, Philadelphia, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-23**: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Philadelphia, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-399**: Standard Test Methods for Plane-strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Philadelphia, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-647**: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. Philadelphia, 2000.

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

BENYON, J. A., WATSON, A. S. The use of Montecarlo analysis to increase axle inspection interval. In: **Proceedings 13th International Wheelset Congress**, Roma, 2001.

BERETTA, S.; CARBONI, M. Experiments and stochastic model for propagation lifetime of railway axles. **Engineering Fracture Mechanics**, v.73, issue 17, p.2627-2641, Nov. 2006.

BERETTA, S.; CARBONI, M. Simulation of fatigue crack propagation in railway axles. **Journal of ASTM International**, v.2, n.5, May. 2005.

BERETTA, S.; GHIDINI, A.; LOMBARDO, F. Fracture mechanics and scale effects in the fatigue of railway axles. **Engineering Fracture Mechanics**, v.72, issue 2, p.195-208, Jan. 2005.

BONNEN, J.J.F.; TOPPER, T.H. Experimental determination and modeling of long crack crack-face interference-free crack propagation behavior in normalized SAE 1045 steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v.75, p.804-820, 2008.

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.

BRITISH STANDARD. **BS 5892-1:** Specification for Axles for Traction and Trailing Stock. London, 1992.

BROEK, D. **Elementary engineering fractures mechanics.** 4.ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1986. 516p.

CALLISTER, W.D. **Ciência e engenharia de materias: uma introdução.** 5.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 589p.

CANTINI, S.; GHIDINI, A.; BERETTA, S.; CARBONI, M. “Safe Life” Inspection intervals of railways axles: a comparison of crack growth properties of different steel grades. In: **Proceedings 14th International Wheelset Congress**, Orlando, 2002.

CARNEIRO, M.A. **Influência da fração de martensita revenida na vida em fadiga de um aço estrutural com aplicações em sistemas de ancoragem.** 2002. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, PUC, Rio de Janeiro, 2002.

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.

DAHLMAN, G.E.; LONSDALE, A.P.; DEDMON, S.T. Strategies to Prevent Heavy Haul Axle Failures. In: **Proceedings 8th International Wheelset Congress**, Brasil, 2005.

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.

DING, J.; HALL, R.; BYRNE, J. Effects of stress ratio and temperature on fatigue crack growth in a Ti-6-Al-4V alloy. **International Journal of Fatigue**, vol.27, issue 12, p.1551-1558, Dec. 2005.

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

EUROPEAN STANDARD. **EN 13103**: Railway Applications – Wheelsets and Bogies – Non-powered Axles – Design Method. London, 2001.

EUROPEAN STANDARD. **EN 13261**: Railway Applications – Wheelsets and Bogies – Axles – Products Requirements. London, 2003.

FONTE, M; ROMEIRO, F.; FREITAS, M. Environment effects and surface roughness on fatigue crack growth at negative R-ratios. **International Journal of Fatigue**, v.29, issues 9-11, p.1971-1977, Sept. Nov. 2007.

FONTE, M; ROMEIRO, F.; FREITAS, M.; STANZL-TSCHEGG, E.K.; TSCHEGG, E.K.; VASUDÉVAN, A.K. The effect of microstructure and environment on fatigue crack growth in 7049 aluminium alloy at negative stress ratios. **International Journal of Fatigue**, v.25, issues 9-11, p.1209-1216, Sept. Nov. 2003.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A.dos. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2000. Cap. 8: Ensaio de fadiga, p.129-153.

GDOUTOS, E.E. **Fracture mechanics: an introduction**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1993. 307p.

GUIMARÃES, V.A. **Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio**. 1997. 156 f. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1997.

GUIMARÃES, V.A. **Determinação da temperatura de referência T₀ da curva mestra na região de transição dúctil-frágil de aços ARBL**. 2006. 202 f. Tese (Livre Docência) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2006.

HERSHKO, E.; MANDELKER, N.; GHEORGHIU, G.; SHEINKOPF, H.; COHEN, I.; LEVY, O. Assessment of fatigue striation counting accuracy using high resolution scanning electron microscope. **Engineering Failure Analysis**, v.15, p.20-27, 2008.

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

HIRAKAWA, K.; TOYAMA, K.; KUBOTA, M. The analysis and prevention of failure in railway axles. **International Journal of Fatigue**, v.20, n.2, p.135-144, Feb. 1998.

HODDINOTT, D.S. Railway axle failure investigations and fatigue crack growth monitoring of an axle. **Proceeding of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit**, v.218, n.4, sp. iss., p.283-292, 2004.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R.J.H. **Fracture mechanics**. 2nd ed. London: Spon Press, 2004. 365p.

JONES, R.; CHEN, B.; PITT, S. Similitude: Fatigue cracking in steels. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v.48, p.161-168, 2007.

LJUSTELL, P.; NILSSON, F. Effects of different load schemes on the fatigue crack growth rate. **Journal of Testing and Evaluation**, v.34, n.4, July. 2006.

LONSDALE, C.P.; DAHLMAN, G.E.; DEDMON, S.L.; PILCH, J.M.; GALBRAITH, J.M. Continuing efforts to improve axle performance in heavy haul service. In: **15th International Wheelset Congress**, Praga, 2007.

LONSDALE, C.; STONE, D. North American axle failure experience. **Proc. Instn. Mech. Engrs.**, v.218, sp. iss., p.293-298, 2004.

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.

LUKE, M.; VARFOLOMEYEV, I; LÜTKEPOHL, K.; ESDERTS, A. Specification of inspection intervals for railway axles based on fracture mechanics methodology. In: **15th International Wheelset Congress**, Praga, 2007.

MANN, T. The influence of mean stress on fatigue crack propagation in aluminium alloys. **International Journal of Fatigue**, v.29, issue 8, p.1393-1401, Aug. 2007.

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

MINICUCCI, D.J.; MILAGRES, M.G.R.; VILLAS BÔAS, R.L. Fracture toughness test in railway wheels. In: **Congresso SAE**, São Paulo, 2007.

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.

OSGOOD, C.C. **Fatigue design**. 2nd ed. Oxford: Pergamon Press, 1982, 606p.

PARK, Y.J.; BERNSTEIN, I.M. The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in perlitic eutectoid steel. **Metallurgical Transactions A**, v.10A, p.1653-1664, 1979.

RAJAN, K.M.; DESHPANDE, P.U.; NARASIMHAN, K. Effect of heat treatment of perform on the mechanical properties of flow formed AISI 4130 Steel Tubes – a theoretical and experimental assessment. **Material Processing Technology**, v.125-126, p.503-511, 2002.

RHODES D.; MUSUVA, J.K.; RADON, J.C. The significance of stress corrosion racking incorrosion fatigue crack growth studies. **Engineering Fracture Mechanics**, v.15, n.3-4, p.407-419, 1981.

SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Fatigue crack growth mechanisms in steels. **International Journal of Fatigue**, v.25, issues 9-11, p.899-914, Sept. Nov. 2003.

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

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

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

SHIBATA, H.; TOKAJI, K.; OGAWA, T.; SHIOTA, H. Microstructure dependence of fatigue strength and fatigue crack propagation in titanium alumide. **International Journal of Fatigue**, v.18, n.2, p.119-125, Feb. 1996.

SIVAPRASAD, S.; TARAFDER, S.; RANGANATH, V.R.; TARAFDER, M.; RAY, K.K. Corrosion fatigue crack growth behaviour of naval steels. **Corrosion Science**, v.48, issue 8, p.1996-2013, Aug. 2006.

SMITH, R.A.; HILLMANSEN, S. A brief historical overview of the fatigue of railway axles. **Proc. Instn. Mech. Engrs.**, v.218, sp. iss., p.267-277, 2004.

SMITH, R. A.; HILLMANSEN S. Monitoring Fatigue in Railway Axles. In: **Proceedings 13th International Wheelset Congress**, Roma, 2001.

SONG, P.S.; SHIEH, Y.L. Crack growth and closure behaviour of surface cracks. **International Journal of Fatigue**, v.26, p.429-436, 2004.

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

TOKAJI, K.; HORIE, T.; ENOMOTO, Y. Roles of microstructure and carbides in fatigue crack propagation in high V-Cr-Ni cast irons. **Journal of Materials Processing Technology**, v.190, issues 1-3, p.81-88, July. 2007.

TSAY, L.W. et al. Fatigue crack growth of AISI 304 stainless steel welds in air and hydrogen. **Materials Science and Engineering A**, v.374, issues 1-2, p.204-210, June. 2004.

INTERNATIONAL UNION OF RAILWAYS. **UIC 513-3**: Rolling Stock Bogies Running Gear Axle Design Calculation Method, Paris, 1994.

UNION INTERNATIONALE DES CHEMIS DE FER. **UIC 811-1 OR**: Specification Technique Pour la Fourniture D'Essieux-Axes Pour Materiel Roulant Moteur et Remorque, Paris, 1987.

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.; VORMWALD, M.; ANDESCH, C.; MADLER, K.; PFUFF, M. The development of a damage tolerance concept for railway components and its demonstration for a railway axle. **Engineering Fracture Mechanics**, v.72, issue 2, p.209-239, Jan. 2005.

WALLIN, K. The Scatter in KIC Results. **Engineering Fracture Mechanics**, v.19, No.6, p.1085-1093, 1984.

WALTHER, F.; EIFLER, D. Fatigue life calculation of SAE 1050 and SAE 1065 steel under random loading. **International Journal of Fatigue**, v.29, p.1885-1

ANEXOS

- Anexo A

As tabelas abaixo mostram os resultados individuais dos ensaios de tração de cada corpo de prova para cada condição de material estudada neste trabalho.

SAE 1050 na condição “F”

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
CDP 1	370,8	659,2	26,5	47,0
CDP 2	367,6	667,7	27,1	48,0
CDP 3	367,1	659,2	28,4	48,1
CDP 4	382,6	675,2	25,5	45,8

SAE 1050 na condição “H”

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
CDP 1	480,2	770,6	26,3	59,9
CDP 2	480,2	778,0	25,3	58,9
CDP 3	471,9	764,1	26,1	59,7
CDP 4	470,4	760,1	24,9	58,5

SAE 4130 na condição “F”

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
CDP 1	330,3	574,1	31,0	60,7
CDP 2	325,1	574,7	28,6	58,3
CDP 3	319,2	565,4	28,0	60,6
CDP 4	328,7	565,7	26,7	59,8

SAE 4130 na condição “H”

	σ_e (MPa)	σ_T (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
CDP 1	649,7	799,1	19,2	65,5
CDP 2	639,7	794,0	19,2	63,3
CDP 3	645,2	787,8	20,4	66,2
CDP 4	634,8	784,1	19,8	63,6

- Anexo B

O software da máquina universal INSTRON fornece um resumo para cada ensaio de tenacidade à fratura. A título de exemplo, os resumos de dois ensaios realizados neste trabalho são apresentados, para as condições SAE-1050F e SAE-4130H.

- Condição SAE-1050F:

Operator's Name: Manoel
Specimen ID: 1050F3
Material Specif.: SAE1050
Material Cond.: 1050F
Test Date: Wednesday, June 06, 2007
Test Temperature: 23
Relative Humidity: 50 %
Test Units(SI=0,US Customary=1,Metric=2): 0
Test Param. File Name: 1050F3
Specimen Type(CT=0,3PB=1): 0
Width: 50.800000 mm
Total Width: 63.500000 mm
Thickness: 25.950000 mm
Net thickness: 25.950000 mm
Thickness Type(Subsize=0,Full=1): 1
Span: 3.000000 mm
Knife Edge Thickness: 0.000000 mm
Notch Length: 19.690000 mm
Young's Modulus: 200000.000000 MPa
Yield Stress: 372.000000 MPa
Crack Plane Orientation: LT
Pre-crack Initial Kmax: 41.330000 Mpa.m^{1/2}
Pre-crack Final Kmax: 32.900000 Mpa.m^{1/2}
Pre-crack Load ratio: 0.100000
Cycles for last 2.5% pre-crack: 16086

Pre-crack temp: 22
Pre-crack Length: 25.200000 mm
Pre-crack Yield Stress: 372.000000 MPa
Pre-crack Tensile Stress: 665.400000 MPa
Pre-crack Maximum Load: 24.490000 kN
Pre-crack Maximum Load (BS): 24.490000 kN
Post Fracture Visual Crack Front Meas. :
Initial Crack Length : 19.690000 mm
Final Crack Length :
_at 25% Thickness : 24.870000 mm
_at 50% Thickness : 25.240000 mm
_at 75% Thickness : 25.130000 mm
_Minimum Crack Length : 23.620000 mm
_Maximum Crack Length : 25.240000 mm
_Surface 1 Crack Length : 23.620000 mm
_Surface 2 Crack Length: 23.880000 mm
Crack Plane (accept=0, reject=1) : 0
Crack Slope (accept=0, reject=1) : 0

- Condição SAE-4130H:

Operator's Name: Manoel
Specimen ID: 4130H1
Material Specif.: SAE4130H
Material Cond.: 4130H
Test Date: Wednesday, September 19, 2007
Test Temperature: 23
Relative Humidity: 50 %
Test Units(SI=0,US Customary=1,Metric=2): 0
Test Param. File Name: 4130H1
Specimen Type(CT=0,3PB=1): 0
Width: 50.800000 mm
Total Width: 63.500000 mm
Thickness: 25.400000 mm
Net thickness: 25.400000 mm
Thickness Type(Subsize=0,Full=1): 1
Span: 3.000000 mm
Knife Edge Thickness: 0.000000 mm
Notch Length: 19.800000 mm

Young's Modulus: 200000.000000 MPa
Yield Stress: 642.400000 MPa
Crack Plane Orientation: LT
Pre-crack Initial Kmax: 51.100000 Mpa.m^{1/2}
Pre-crack Final Kmax: 38.400000 Mpa.m^{1/2}
Pre-crack Load ratio: 0.100000
Cycles for last 2.5% pre-crack: 15241
Pre-crack temp: 23
Pre-crack Length: 25.000000 mm
Pre-crack Yield Stress: 642.400000 MPa
Pre-crack Tensile Stress: 791.300000 MPa
Pre-crack Maximum Load: 30.250000 kN
Pre-crack Maximum Load (BS): 30.250000 kN
Post Fracture Visual Crack Front Meas. :
Initial Crack Length : 19.800000 mm
Final Crack Length :
_at 25% Thickness : 24.700000 mm
_at 50% Thickness : 25.300000 mm
_at 75% Thickness : 25.200000 mm
_Minimum Crack Length : 24.200000 mm
_Maximum Crack Length : 25.300000 mm
_Surface 1 Crack Length : 25.300000 mm
_Surface 2 Crack Length: 24.200000 mm
Crack Plane (accept=0, reject=1) : 0
Crack Slope (accept=0, reject=1) : 0

- Anexo C

Abaixo seguem as telas do software da/dN da máquina universal INSTRON, para o ensaio de propagação de trinca por fadiga realizado no material SAE-1050F na razão de carregamento de 0,1.

