UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

HENRIQUE VARELLA RIBEIRO

**Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço de alta resistência e baixa liga
após o processo de soldagem por centelhamento**

Lorena – SP
2011

HENRIQUE VARELLA RIBEIRO

**Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço de alta resistência e baixa liga
após o processo de soldagem por centelhamento**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, na área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

Edição reimpressa e corrigida

Lorena - SP
Setembro, 2011

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Ribeiro, Henrique Varella

Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço de alta resistência e baixa liga após o processo de soldagem por centelhamento / Henrique Varella Ribeiro ; orientador Carlos Antonio Reis Pereira Baptista. –Lorena. –ed. reimpr., corr.-2011.
107 f.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Aço de alta resistência e baixa liga 2. Soldagem por centelhamento 3. Propagação de trincas por fadiga 4. Análise microestrutural I. Título.

CDU 669.018

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Carlos Antonio dos Reis Pereira Baptista, pela orientação, acompanhamento, colaboração e apoio, sem o qual este trabalho não seria realizado.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais (LOM) da EEL/USP por toda a estrutura.

A todos os docentes do LOM, que contribuíram de forma direta ou indireta na realização deste trabalho.

A todos os funcionários do LOM que contribuíram de forma direta ou indireta, em especial para Francisco Paiva.

Ao Grupo IOCHPE-MAXION por ceder as chapas de aço ARBL soldadas pelo processo de resistência com centelhamento na Divisão de Rodas e Chassis da IOCHPE-MAXION de Cruzeiro-SP.

Ao MSc. Filipe Corrêa Pinto pela amizade e discussões.

Aos colegas e amigos do LOM/EEL pela ajuda e convivência.

A todos que devo agradecer constantemente e por tudo: Deus, meu pai Paulo Raquel Ribeiro, minha mãe Lucia Varella Ribeiro, irmã Heloisa Varella Ribeiro, amigos e todos da minha família.

RESUMO

RIBEIRO, H. V. **Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço de alta resistência e baixa liga após processo de soldagem por centelhamento.** 2011. 107p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

O presente trabalho visa avaliar a microestrutura em chapas de um aço de alta resistência e baixa liga após soldagem por centelhamento e quantificar a resistência ao crescimento de trincas por fadiga ao longo do cordão de solda e da zona termicamente afetada, comparando-a ao comportamento do material base. O aço em estudo, recentemente desenvolvido pela Companhia Siderúrgica Nacional sob a designação RD480, foi fornecido na forma de chapas com 5,0 mm de espessura e soldado pelo processo de centelhamento na divisão de rodas e chassis da IOCHPE-MAXION. A avaliação microestrutural do aço após o processo de soldagem por centelhamento foi realizada nas regiões do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda, utilizando microscopia ótica com diferentes ataques químicos e microscopia eletrônica de varredura. A caracterização mecânica foi realizada com ensaio de tração, teste de dureza Vickers e ensaio de propagação de trincas por fadiga. Para este último foram adotados corpos-de-prova do tipo compacto C(T) e carregamento senoidal de amplitude constante com frequência 10 Hz e razão de tensão $R=0,1$ e as curvas obtidas deste ensaio foram avaliadas em relação a dois modelos matemáticos, o de Paris-Erdogan e o exponencial. Após o ensaio de propagação de trincas por fadiga, as superfícies dos corpos-de-prova foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura. Os resultados encontrados permitiram correlacionar a resistência mecânica e a taxa de crescimento da trinca com as características microestruturais resultantes do processo de soldagem.

Palavras-chave: Aço de alta resistência e baixa liga. Soldagem por centelhamento. Propagação de trincas por fadiga. Análise microestrutural.

ABSTRACT

RIBEIRO, H. V. **Fatigue crack growth behavior of a flash-welded microalloyed steel.** 2011. 107p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

This study aims to evaluate the microstructure of a high strength, low alloy (HSLA) steel after flash welding and to quantify the resistance to fatigue crack growth along the weld and heat affected zone, comparing it to the behavior of the base material. The steel under study, recently developed by the Companhia Siderúrgica Nacional under the designation RD480, was provided in the form of plates with 5.0 mm in thickness and welded by IOCHPE-MAXION, division of wheels and chassis. The microstructural evaluation of the steel after the flash welding process was performed at the base metal, heat affected zone and weld metal, using optical microscopy with different chemical attacks and scanning electron microscopy (SEM). The mechanical characterization was performed by means of tensile test, Vickers hardness measurement and fatigue crack growth (FCG) test. Compact Tension C(T) specimens were chosen for the fatigue tests, and the loading was sinusoidal with constant amplitude, frequency of 10 Hz and stress ratio $R = 0.1$. The crack propagation test results were summarized in terms of FCG rate (da/dN) versus stress intensity factor range (ΔK) curves. In order to describe the FCG behavior, two models were tested: the conventional Paris equation and a new exponential equation developed for materials showing non-linear FCG behavior. The fracture surfaces of the fatigued specimens were examined via SEM in the secondary electrons regime. The results allowed correlating the mechanical strength and crack growth rate with the microstructural characteristics resulting from the welding process.

Keywords: Microalloyed Steels. Flash Welding. Fatigue Crack Growth. Microstructural Analysis.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Comparação entre o limite de resistência e o alongamento de vários tipos de aços utilizados no projeto ULSAB-AVC (Adaptado de ULSAB-AVC, 2010).	24
Figura 2 - Aumento no limite de escoamento em função dos elementos de liga. (Adaptado de PICKERING, 1978.)	26
Figura 3 - Empilhamento de discordâncias no contorno de grão (MEYERS, 1982).	27
Figura 4 - Efeito da fração volumétrica e tamanho de precipitados no incremento da resistência de um aço (Adaptado de PICKERING, 1978)	27
Figura 5 - Etapas da laminação controlada (Adaptado de Hillenbrand, 2001).	29
Figura 6 - Desenho esquemático representando uma máquina de soldagem por resistência elétrica (CUNHA, 2008)	33
Figura 7 - Aspecto da soldagem por centelhamento. (a) Fase inicial, (b) fase do centelhamento e (c) fase final (MONDENESI, 2006).	34
Figura 8 - Ciclo de soldagem por centelhamento (MONDENESI, 2006)	35
Figura 9 - Gradiente de temperatura típico da solda por centelhamento antes do encalque (METALS HANDBOOK, 1983)	36
Figura 10 - Picos típicos e linhas de fluxo da solda por centelhamento (METALS HANDBOOK, 1983).	37
Figura 11 - Fluxo de material durante o encalque. (a) Alta corrente, (b) corrente convencional (ICHIYAMA e KODAMA, 2007).	38
Figura 12 - Variação da energia absorvida no ensaio Charpy em decorrência da alteração de corrente no encalque da solda por centelhamento (modificada de ICHIYAMA; KODAMA, 2007).	38
Figura 13 - Típicos constituintes microestruturais no MS nos aços C-Mn. Legenda: PF - Ferrita primária, PF (G) - Ferrita de contorno de grão, PF (I) – Ferrita poligonal intragranular, AF – Ferrita acicular, FS (A) – Ferrita de segunda fase alinhada, FS (NA) – Ferrita de segunda fase não alinhada, FC – Agregados ferrita carbonetos M – Martensita (Adaptada de LANCASTER, 1999).	40
Figura 14 - Desenho esquemático mostrando: (a) ferrita de contorno de grão (b) formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita da ZF (MONDENESI, 2004).	41
Figura 15 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal intragranular (MONDENISI, 2004).	41
Figura 16 - Desenho esquemático da ferrita com segunda fase alinhada primária (a) e secundária (b) (MONDENESI, 2004).	42
Figura 17 - Desenho esquemático da ferrita acicular nucleando em inclusões (IIW/IIS, 1986).	43

Figura 18 - Diferentes regiões da ZTA (modificado de GUNARAJ e MURUGAN, 2002).	44
Figura 19 - Diagrama de Graville indicando a soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de Carbono e do Carbono Equivalente (MUKERJEE; SARMA, 2002).	45
Figura 20 - Estágios I, II e III de propagação de trincas de fadiga. (a) Desenho esquemático da propagação de trincas, (b) Aspecto esquemático das regiões de fratura (SALERNO, 2003).	46
Figura 21 - (a) Defeitos internos, (b) deslizamentos de planos causando as extrusões e intrusões e (c) defeitos superficiais.	47
Figura 22 - Modos de carregamentos nas superfícies da trinca: (a) modo I, (b) modo II e (c) modo III (SCHIJVE, 2004).	48
Figura 23 - Estágios I e II de crescimento da trinca (adaptado de ELLYIN, 1997).	49
Figura 24 - Sequência de eventos na propagação de trincas (SCHIJVE, 2004).	51
Figura 25 - (a) Desenho esquemático da fratura transgranular, e (b) intergranular (ANDERSON, 1995). Superfícies de fratura obtidas por MEV para propagação de trinca por fadiga em liga à base de titânio: (c) transgranular e (d) intergranular (GHONEM, 2010).	52
Figura 26 - Zona plástica e campo de tensões ao longo da linha da trinca (BROEK, 1986).	53
Figura 27 - A zona plástica cíclica (a) ou reversa (b) (JACOBY, 1976).	54
Figura 28 - Representação esquemática, em escala log-log, do comportamento do crescimento de trinca de fadiga (DIETER,1976).	55
Figura 29 - Curva da/dN versus ΔK correspondente a duas curvas a versus N (BROEK, 1986).	56
Figura 30 - Determinação das constantes de ajuste do novo modelo para R = 0,05.(ADIB e BAPTISTA, 2007)	57
Figura 31 – Curvas geradas pelo (a) modelo exponencial e (b) de Paris-Erdogan. (ADIB e BAPTISTA, 2007)	58
Figura 32 - (a) <i>Blank</i> soldado e (b) chapa para obtenção das amostras	62
Figura 33 - Desenho esquemático da amostra na forma de chapa e os corpos-de-provas retirados da mesma.	63
Figura 34 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de tração.	64
Figura 35 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio propagação de trincas por fadiga.	64
Figura 36 - Fotografia do ensaio de propagação de trincas por fadiga	66
Figura 37 - Pontos experimentais do comprimento da trinca versus número de ciclos.	68
Figura 38 - Curva da/dN versus ΔK .	68
Figura 39 - Conjunto de pontos experimentais e a curva gerada pelo modelo de Paris-Erdogan.	69

Figura 40 - Linearização do conjunto de pontos do parâmetro “ γ ” versus ΔK .	70
Figura 41- Conjunto de pontos experimentais e curva gerada pelo modelo Exponencial.	70
Figura 42 - Microestrutura de um aço ARBL, constituída de ferrita primária (α_P) e perlita (seta de cor azul) em (a), e microconstituente MA (seta de cor vermelha), possível bainita (seta de cor verde) e possível perlita degenerada (seta de cor preta) em (b). Microscopia Eletrônica de Varredura. (OGATA, 2008)	72
Figura 43 - Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (cor cinza) e perlita (cor preta). (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Nital).	73
Figura 44 - Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (cor azul, amarelo e marrom) e austenita (cor branca). (Microscopia ótica com ampliação de 1000X. Ataque: Kleem).	73
Figura 45 - Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (cinza escuro) e colônias perlíticas (cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura, modo elétron secundário com ampliação de 1000X. Ataque: Nital)	74
Figura 46 - Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (α - cinza escuro), colônias perlíticas (P - lamelas branca com cinza escuro) e austenita retida (γ_r - cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura, modo elétron secundário com ampliação de 5000X. Ataque: Nital).	74
Figura 47 - Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (α - cinza escuro), colônias perlíticas (P - lamelas de cinza claro com cinza escuro) e austenita retida (γ_r - cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura, modo elétrons retro-espalhado com ampliação de 5000X. Ataque: Nital).	75
Figura 48 - Microestrutura da zona termicamente afetada contendo grãos de ferrita (cor cinza) e perlita (cor preta). (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Nital).	76
Figura 49 - Microestrutura da zona termicamente afetada contendo grãos de ferrita (cor azul, amarelo e marrom) e austenita indica pelas setas vermelhas (pontos de cor branca). (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Kleem).	76
Figura 50 - Microestrutura da zona termicamente afetada contendo grãos de ferrita (cinza escuro) e perlita (cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons secundários com ampliação de 1000X. Ataque: Nital).	77
Figura 51 - Microestrutura do metal de solda contendo ferrita primária (FP), ferrita de contorno de grãos (PF-G), ferrita de segunda fase alinhada (FS-A) e ferrita acicular (AF) (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Nital).	78

Figura 52 - Microestrutura do metal de solda contendo ferrita (cor azul e marron) e austenita indicada pelas setas vermelhas (pontos de cor branca). (Microscopia ótica com ampliação de 1000X. Ataque: Kleem).	78
Figura 53 - Microestrutura do metal de solda. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundário com ampliação de 1000x. Ataque: Nital).	79
Figura 54 - Microestrutura do metal de solda contendo ferrita acicular, indicada pelo círculo vermelho. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundário com ampliação de 3000X. Ataque: Nital).	79
Figura 55 - Microestrutura do metal de solda contendo bainita, indicada pelo retângulo vermelho. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundário com ampliação de 4000X. Ataque: Nital).	80
Figura 56 - Microestrutura do metal de solda contendo bainita. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons retro-espalhados com ampliação de 10000X. Ataque: Nital).	80
Figura 57 - Microestrutura do metal de solda contendo perlita degenerada, indicada pelo círculo vermelho. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundários com ampliação de 5000X. Ataque: Nital).	81
Figura 58 - Gráfico de Dureza Vickers x Deslocamento mostrando o perfil de microdureza Vickers ao longo do corpo-de-prova, abrangendo a região do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.	82
Figura 59 - Gráfico de microdureza Vickers para um aço ARBL após processo de soldagem por centelhamento (adaptado de CUNHA, 2008).	82
Figura 60 – Gráfico Tensão x Deformação para as regiões do MB e MS	83
Figura 61 - Gráfico de Propagação de trincas por fadiga com $R=0,1$. Comparação entre metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA), e metal de solda (MS) do aço RD480.	86
Figura 62 - Gráfico de Propagação de trincas por fadiga com $R=0,1$. Propagação de trincas no sentido transversal ao cordão de solda. Onde MB = metal de base, ZTA = zona termicamente afetada e MS = metal de solda.	87
Figura 63 - Gráfico de propagação de trincas por fadiga, comparação entre o ensaio transversal e o longitudinal nas regiões metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS).	88
Figura 64 - Sentido da propagação de trincas por fadiga, indicado pelas setas de cor vermelha, em relação às microestruturas nos ensaios de propagação longitudinal no metal de solda (Long, MB), zona termicamente afetada (Long. ZTA) e metal de solda (Long. MS) e propagação transversal ao cordão de solda (Trans.)	89
Figura 65 - Gráfico de Propagação de trincas por fadiga com $R=0,1$, comparação entre a propagação de trincas no metal de solda dos aços SAE1010, S275JR e RD480.	90
Figura 66 - Comparação do modelo de Paris-Erdogan com Exponencial do ensaio no MB.	91

- Figura 67 - Comparação do modelo de Paris-Erdogan com Exponencial do ensaio 91
na ZTA.
- Figura 68 - Comparação do modelo de Paris-Erdogan com Exponencial do ensaio 92
no MS
- Figura 69 - Fractografias obtidas por MEV com ampliação de 1000X no início ou 93
final da propagação estável da trinca nas regiões do metal de base,
zona termicamente afetada e metal de solda, o sentido de propagação
de trincas é indicado pela seta de cor vermelha. (a) MB início, (b) MB
final, (c) ZTA início, (d) ZTA final, (e) MS início, (f) MS final.
- Figura 70 - Fractografias obtidas por MEV com ampliação de 5000X e 10000X no 95
final da propagação estável da trinca nas regiões do metal de base,
zona termicamente afetada e metal de solda, o sentido de propagação
de trincas é indicado pela seta de cor vermelha. (a) MB com 5000X,
(b) MB com 10000X (c) ZTA com 5000X, (d) MS com 5000X.
- Figura 71 - Desenho esquemático do corpo-de-prova utilizado no ensaio de 96
propagação de trincas com sentido de propagação transversal ao
cordão de solda. Imagens obtidas pro MEV no modo elétron
secundário com ampliações de 2500X.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Definições de carregamento cíclicos com amplitude constante	47
Tabela 2 – Composição química do aço RD480	62
Tabela 3 – Ensaios realizados e quantidades de corpos-de-prova	63
Tabela 4 – Média dos valores de dureza Vickers e desvio padrão para as regiões do MS e MB.	83
Tabela 5 – Média dos valores de tensão de escoamento, tensão de resistência e alongamento obtida através do ensaio de tração.	84
Tabela 6 – Valores dos parâmetros calculados de Paris-Erdogan, do modelo exponencial e o percentual do erro para as regiões do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.	92

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

FIT – Fator intensidade de tensão.

ASTM – American Society for Testing and Materials

HV - Dureza Vickers

CSN – Companhia Siderúrgica Nacional.

MO – Microscopia Óptica.

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura.

ARBL – Alta resistência e baixa liga.

MS – Metal de solda.

ZTA – Zona termicamente afetada.

MB – Metal de base

LISTA DE SÍMBOLOS

K – Fator intensidade de tensão.

a – Comprimento da trinca.

N – Número de ciclos.

σ – Tensão de engenharia.

σ – Tensão de engenharia.

f – Função adimensional relacionada com a geometria da peça

$K_{\text{máx}}$ – Fator intensidade de tensão máximo.

$K_{\text{mín}}$ – Fator intensidade de tensão mínimo.

ΔK_{ef} – Variação do fator intensidade de tensão efetiva.

R – Razão de carga ou tensão.

da/dN – Taxa de propagação da trinca por fadiga.

C – Constante do modelo de Paris.

n – Expoente do modelo de Paris.

α – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.

β – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.

δ – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.

γ – Coeficiente de ajuste do modelo exponencial.

r_p – Raio da zona plástica monotônica.

r_c – Raio da zona plástica cíclica.

r_y'' – Limite da zona plástica monotônica na direção y (perpendicular ao plano da trinca).

r_y' – Limite da zona plástica cíclica na direção y (perpendicular ao plano da trinca).

ΔK – Variação do fator intensidade de tensão.

$P_{\text{mín}}$ – Carga mínima.

$P_{\text{máx}}$ – Carga máxima.

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima.

$\sigma_{\text{mín}}$ – Tensão mínima.

Nb – Nióbio.

Ti – Titânio.

Al – Alumínio.

Mn – Manganês.

S – Enxofre.

P – Fósforo.

Cu – Cobre.

Ni – Níquel.

Cr – Cromo.

Mo – Molibdênio.

V – Vanádio.

Si – Silício.

C – Carbono.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS	19
2 OBJETIVOS	22
3 REVISÃO DA LITERATURA	23
3.1 AÇOS	23
3.1.1 Aços nas indústrias automotivas	23
3.1.2 Aços de alta resistência e baixa liga	25
3.1.3 Mecanismos de aumento de resistência em aços ARBL	26
3.1.4 Processamento termomecânico	28
3.1.5 Influência dos elementos químicos	30
3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM	32
3.2.1 Processo de soldagem por resistência elétrica	32
3.2.2 Soldagem a topo por centelhamento	34
3.2.3 Defeitos de soldagem	37
3.2.4 Alternativas à soldagem por centelhamento	39
3.2.5 Microestrutura do material soldado	39
3.2.5.1 Microestrutura no cordão de solda	40
3.2.5.2 Microestrutura na zona termicamente afetada	43
3.2.6 Qualidade da solda	44
3.3 FADIGA	46
3.3.1 Noções sobre fadiga	46
3.3.2 Propagação de trincas por fadiga	48
3.3.3 Modelagem das curvas de propagação de trincas por fadiga	54
3.3.3.1 Modelo de Paris-Erdogan	54
3.3.3.2 Modelo Exponencial	56
3.3.3.3 Comparações quantitativas dos modelos Paris-Erdogan e Exponencial	57
3.3.4 Fatores que influenciam a vida em fadiga em estruturas soldadas	59
3.3.4.1 Defeitos de solda	59
3.3.4.2 Tensões residuais	59
3.3.4.3 Tamanho de grão	60
3.3.4.4 Composição microestrutural	61
4 MATERIAL E MÉTODOS	62
4.1 MATERIAL	62

4.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	63
4.2.1 Corpos-de-prova	63
4.2.1.1 Confeção dos corpos-de-prova para ensaio de tração	64
4.2.1.2 Confeção dos corpos-de-prova para ensaios de propagação de trincas	64
4.2.2 Caracterização microestrutural	65
4.2.3 Ensaio de tração	65
4.2.4 Ensaio de dureza Vickers	66
4.2.5 Ensaio de propagação de trincas por fadiga	66
4.3 PROCEDIMENTOS ANALÍTICOS	67
4.3.1 Obtenção da curva da/dN versus ΔK	67
4.3.2 Modelagem da propagação de trincas por fadiga	69
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
5.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	71
5.1.1 Metal de base	72
5.1.2 Zona termicamente afetada	75
5.1.3 Metal de solda	77
5.2 ENSAIO DE DUREZA VICKERS	81
5.3 ENSAIO DE TRAÇÃO	83
5.4 ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA	84
5.4.1 Propagação no sentido longitudinal ao cordão de solda no aço RD480	84
5.4.2 Propagação no sentido transversal ao cordão de solda no aço RD480	86
5.4.3 Propagação no sentido longitudinal ao cordão de solda nos aços RD480, SAE1010 e S275JR	89
5.5 MODELAGEM DAS CURVAS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA	89
5.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	92
5.6.1 Análise fractográfica dos corpos-de-prova submetidos ao ensaio de propagação de trincas por fadiga no sentido longitudinal ao cordão de solda	92
5.6.2 Análise fractográfica dos corpos-de-prova submetidos ao ensaio de propagação de trincas por fadiga no sentido transversal ao cordão de solda	95
6 CONCLUSÕES	97
RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	99
REFERÊNCIAS	100

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

A ciência e engenharia de materiais é a área que busca a correlação entre as propriedades do material e sua microestrutura. Cabe a ela selecionar os materiais mais adequados para uma determinada aplicação, com base na solicitação que o material irá sofrer e nas propriedades físico-químicas do mesmo. Entretanto essa seleção não pode deixar de lado o fator custo específico, que pode ser simplificado através da relação custo/benefício.

Partindo do custo sabe-se que para determinadas aplicações o aço é o material que melhor atende a relação custo/benefício. Uma das aplicações em que isto ocorre é na produção de rodas automotivas. A indústria automotiva, de um modo geral, preocupa-se principalmente com três questões, a primeira é aumentar a eficiência do motor de combustão, a segunda é reduzir o peso do veículo e a terceira é fabricar veículos cada vez mais seguros (ASHBY, 2007). A segunda e a terceira podem ser aplicadas em vários componentes pertencentes à um carro, e neste grupo a roda automotiva se encaixa.

Os aços que atendem à necessidade de redução do peso da roda automotiva e possuem boas características mecânicas são os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Estes são resultantes de um processo de manufatura que incorpora na rota de produção a aplicação de conceitos de endurecimento por precipitação, refino de grão, adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes com temperatura de laminação controlada. Eles possuem baixo teor de carbono e tem como principal elemento de liga o manganês e quantidades pequenas dos elementos Nb, Mo, V, Ti, entre outros, os quais somados respondem por menos de 5% em peso de sua composição. Esses aços possuem como principais características uma melhor relação resistência/peso, maior resistência à corrosão atmosférica, maior resistência ao choque, maior limite de fadiga e maior limite de escoamento sem prejuízo da trabalhabilidade e soldabilidade (CHIAVERINI, 2005).

Uma das rotas de produção de rodas automotivas consiste em obter o aro da roda através da soldagem de uma chapa de aço após passar pela calandra e posteriormente esse aro é conformado e depois soldado ao outro constituinte da roda, o disco. A soldagem da chapa de aço calandrada para a formação do aro, normalmente é realizada por resistência com centelhamento. Na soldagem por resistência, as peças a serem soldadas são

pressionadas uma contra a outra, por meio de eletrodos não consumíveis, fazendo passar por estes uma alta corrente, que neste ocasiona segundo a Lei de Joule, uma quantidade de calor proporcional ao tempo, resistência elétrica e intensidade de corrente que deve ser suficiente para permitir que a região de contato entre as peças a serem soldadas atinja o ponto de fusão. Na soldagem por resistência com centelhamento (*Flash Welding*), as peças são energizadas antes de entrarem em contato e suas faces são aproximadas até que o contato ocorra em pontos discretos da superfície da junta, formando um arco-elétrico entre as peças a serem soldadas, causando o centelhamento. Devido à pressão aplicada, além do processo de fusão, ocorre também um processo de forjamento (BRACARENSE, 2000). A soldagem por resistência é amplamente utilizada, em virtude da simplicidade, fácil controle e menores investimentos, com um produto de qualidade e resistência satisfatória (KANG, 2000). Para seções transversais maiores e peças de forma complexas é mais viável a utilização da soldagem por centelhamento, pois essa pode ser feita em alta velocidade, sem perda de qualidade (MONDENESI, 2006).

As rodas automotivas, como a maioria dos elementos estruturais ou componentes de máquinas, estão submetidas a tensões variáveis produzidas por solicitação de carga e descarga que variam periodicamente. Os elementos sujeitos a este tipo de esforços rompem-se ou falham frequentemente sob valores de tensão muito abaixo da tensão de ruptura do material. Este tipo de falha provocada por carregamento cíclico prolongado denomina-se fratura por fadiga. Neste tipo de falha a ruptura ocorre através de três etapas: primeiro a nucleação de trincas normalmente provenientes de defeitos superficiais, segundo pela propagação dessas trincas pelo componente e terceiro é a ruptura (REED HILL, 1982).

Nas juntas soldadas, a propagação de trincas de fadiga é bastante facilitada pela concentração de tensões, pela presença de defeitos, pelas tensões residuais e por mudanças na microestrutura do material induzidas durante o processo de soldagem (ZRILIC e at 2006). Uma trinca por fadiga inicia-se geralmente no cordão de solda, em uma região em que a concentração de tensões seja mais elevada, ou em um local onde haja defeitos de soldagem. Dependendo da geometria da junta, do estado metalúrgico do material, das tensões residuais e da condição da solicitação, a propagação da trinca pode acontecer no metal de base, metal de solda, ou na zona termicamente afetada (BRANCO, 1986). Em muitos componentes, como as peças fabricadas a partir de chapas e submetidas a altos valores de tensão normal no plano da chapa, a maior parte da vida em fadiga corresponde à

etapa de crescimento da trinca. Por esta razão é muito importante determinar a taxa de crescimento de trincas por fadiga (KLESNIL, 1992).

Portanto, um dos objetivos do presente trabalho é avaliar a taxa de propagação de trincas por fadiga no aço ARBL produzido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) sob a designação RD480, após soldagem por resistência com centelhamento, considerando trincas longitudinais no cordão de solda, zona termicamente afetada e metal de base, bem como trincas transversais ao cordão de solda.

O aço em questão já foi avaliado mecanicamente, junto com outro aço ARBL (S275JR) e um aço de baixa liga (SAE1010AA), através dos ensaios de tração, dureza, tenacidade a fratura (CTOD) e resistência ao impacto (Charpy) em um trabalho recente de Versuto (2010). O objetivo de Versuto (2010) foi avaliar o comportamento mecânico do cordão de solda destes aços visando a possibilidade de substituição do aço SAE1010AA por aços ARBL na manufatura de aros de rodas automotivas e com seu trabalho concluiu que os aços ARBL obtiveram melhores resultados e entre eles o aço RD480 é o mais indicado para a aplicação.

Para a caracterização microestrutural do aço RD480, utilizou-se de microscopia óptica e microscopia eletrônica. Ensaios de tração também foram feitos no metal de base e no cordão de solda, este foi solicitado no sentido transversal da força aplicada. Medidas de microdureza foram realizadas ao longo das regiões metal de solda, zona termicamente afetada e metal base. Como dito anteriormente, foram realizados ensaios de propagação de trincas por fadiga no sentido longitudinal e transversal ao cordão de solda do aço RD480. Como atividade extra, foram realizados ensaios de propagação de trincas nos cordões de solda dos aços RD480, S275JR e SAE1010AA. Para a caracterização fractográfica utilizou-se Microscópio Eletrônico de Varredura. Os resultados obtidos permitiram verificar as diferenças microestruturais e as diferentes taxas de propagação de trincas por fadiga de cada região da solda. A análise fractográfica possibilitou a observação dos mecanismos de fadiga.

2. OBJETIVOS

- I. Avaliar a microestrutura de um aço ARBL após soldagem pelo processo de resistência com centelhamento (*flash Welding*), empregando as técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.
- II. Verificar as propriedades mecânicas das regiões metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base de um aço ARBL por meio dos ensaios de dureza Vickers, ensaio de tração e propagação de trincas por fadiga
- III. Analisar a topografia das superfícies de fratura por fadiga de um aço ARBL, após soldagem a topo por resistência com centelhamento, por meio de microscopia eletrônica de varredura.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 AÇOS

3.1.1 Aços nas indústrias automotivas

No contexto atual da indústria automotiva e de autopeças, considerando o grande número de empresas neste setor e a dinâmica do mercado, a concorrência tem levado, cada vez mais, engenheiros, projetistas e construtores a produzir veículos com características importantes à sociedade atual, que são automóveis mais seguros, mais eficientes, econômicos e menos poluentes (ANDRADE, 2002).

Nas indústrias de autopeças, como em qualquer setor produtivo, as melhorias são importantes e busca-se otimizar a produção de peças de modo a garantir os requisitos de qualidade, cada vez mais exigidos pelo setor automotivo, com custos competitivos. O esforço inicial está na redução do preço final da peça. Como a matéria-prima é responsável em grande parte no custo de um produto e de sua qualidade, a escolha adequada do material a ser utilizado é de suma importância, assim como o processo de produção da peça. Considerando as constantes exigências, houve e há um desenvolvimento nos materiais baseados na compreensão da correlação entre propriedades e microestrutura. Para a indústria automotiva a principal matéria-prima é o aço. Com o passar dos anos, este material tem sofrido constantes alterações na sua composição química e estrutura, com a intenção de melhorar suas propriedades e diversificar suas aplicações (ASHBY, 2007).

Inicialmente o projeto de estruturas era baseado no limite de ruptura e o carbono era o principal elemento de liga do aço. Apesar do baixo custo, tenacidade e soldabilidade eram baixas. O advento da soldagem exigiu a redução do teor de carbono. Para manter a resistência, o teor de manganês foi aumentado. Falhas catastróficas de estruturas soldadas levaram ao reconhecimento da importância do controle da tenacidade. Ao mesmo tempo, os critérios de projeto passaram a dar mais importância ao limite de escoamento. O teor de carbono foi reduzido ainda mais, mantendo-se o teor de manganês elevado. A importância do tamanho de grão na resistência e na tenacidade foi reconhecida. Aços de grãos mais finos foram desenvolvidos e aumentos adicionais do limite de escoamento

passaram a ser obtidos nos aços de grão fino por meio de endurecimento por precipitação entre outros (SILVA; MEI, 2006).

Com o desenvolvimento contínuo, um grande esforço está sendo feito no sentido de se desenvolverem e aplicarem novos aços. Em nível internacional, o consórcio ULSAB-AVC reuniu importantes empresas siderúrgicas com o objetivo de identificarem novos aços para aplicações automotivas. Um documento publicado a partir desse consórcio (ULSAB-AVC, 2001) mostra a existência de inúmeros aços capazes de atender às especificações para a indústria automotiva, entre eles estão o IF (livre de intersticiais), IF-HS (livre de intersticiais de alta resistência), MILD (doce), IS, BH, CMn (C-Mn), HSLA (alta resistência e baixa liga), TRIP (plasticidade induzida por deformação), DP-CP (bifásicos e multifásicos), MS. Nota-se também que, para esse setor, o conceito de elevada resistência mecânica se estende a um limite de escoamento entre 150 MPa a quase 1700 MPa. O total de alongamento encontra-se entre 5 a 55%, como indicado na Figura 1. Por outro lado, não somente a conformabilidade e a resistência mecânica desses aços são importantes quando se pensa em sua aplicação. Especialmente em rodas automotivas, a tenacidade à fratura e a resistência à fadiga tornam-se importantes características exigidas para esses materiais, devido às condições de operação do produto e as perdas/custos devido a falhas deste componente. Por isso recomenda-se para esta aplicação aços que possuem características intermediárias de limite de resistência e alongamento, entre eles pode-se citar aços ARBL, TRIP, C-Mn e DP-CP.

Figura 1 – Comparação entre o limite de resistência e o alongamento total de vários tipos de aços utilizados no projeto ULSAB-AVC. (Adaptado de ULSAB-AVC, 2010).

3.1.2 Aço de alta resistência e baixa liga

Segundo a *Auto Steel Partnership* (2000), aços ARBL abrangem valores de limite de escoamento na faixa de 300 a 800 MPa e o alongamento em torno dos 10-20 %. As composições químicas destes materiais podem variar muito, devido principalmente ao tipo de aplicação, propriedades requeridas, processos empregados na fabricação e transformação dos mesmos. Os aços ARBL podem apresentar os seguintes elementos de liga: C, Mn, Si, Cu, P, Cr, Ni, Mo, Nb, Al, V, e Ti.

Os aços de alta resistência e baixa liga podem ser classificados em seis principais categorias, descritas a baixo (ASM, 1993):

1. Aços ferríticos-perlíticos microligados. O aço em estudo é pertencente a esta classe e nela pequenas adições de elementos de liga são adicionadas (normalmente inferior a 0,10%).
2. Aços resistentes à corrosão atmosférica. Estes possuem pequenas adições de cobre, fósforo e silício para aumentar a resistência à corrosão.
3. Aços perlíticos no estado laminado. Inclui também os aços carbono-manganês e podem ter pequenas adições de outros elementos de liga para melhorar a resistência, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade.
4. Aços de ferrita acicular. Com baixo teor de carbono ($<0,08\%$), uma excelente combinação entre alto limite de escoamento, tenacidade, soldabilidade e conformabilidade.
5. Aços bifásicos (*dual phase*). Possui uma microestrutura de martensita dispersa em uma matriz ferrítica que confere uma boa combinação entre ductilidade e alta resistência à deformação.
6. Aços com resistência a trincas induzidas por hidrogênio. Possui baixo teor de carbono, baixo enxofre, controle do formato de inclusões, segregação limitada de manganês, além do teor de cobre acima de 0,26%.

Os aços ARBL são de grande utilidade toda vez que deseja-se ter uma alta resistência mecânica, alta resistência a corrosão atmosférica, alta resistência ao choque e alto limite de fadiga (CHIAVERINI, 2005).

3.1.3 Mecanismos de aumento de resistência em aços ARBL

A literatura aponta que os principais mecanismos para aumentar a resistência mecânica nos aços ARBL são o refino de grão ferrítico, o endurecimento por precipitação e solução sólida e o aumento de densidade de discordâncias imposta por deformação plástica, comumente chamado de encruamento (PICKERING, 1978). Esse aumento na resistência é baseado na restrição à movimentação das discordâncias e será um pouco mais detalhado a seguir.

O endurecimento por solução sólida é devido às interações entre as discordâncias e as distorções na rede cristalina do ferro impostas pelos solutos. As intensidades das distorções estão associadas às distorções elásticas na rede do solvente provenientes da diferença de tamanho entre os raios atômicos do soluto e do solvente: quanto maior a diferença de tamanho maior será a distorção e conseqüentemente maior a interação. O efeito de alguns solutos em um aço baixo carbono ferrítico é mostrado na Figura 2.

Figura 2 – Aumento no limite de escoamento em função dos elementos de liga. (Adaptado de PICKERING, 1978.)

O endurecimento por refino de grão ferrítico é foi avaliado e quantificado por Hall e Petch (MEYERS, 1982) e associa o aumento do limite de escoamento à diminuição do tamanho médio do grão ferrítico. Segundo Hall-Petch, o contorno de grão funciona como uma barreira que impede o movimento das discordâncias, empilhando-as no mesmo. A Figura 3, realizada por Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET), mostra o empilhamento das discordâncias no contorno de grão.

Figura 3 – Empilhamento de discordâncias no contorno de grãos (MEYERS, 1982).

O endurecimento por precipitação é promovido pela presença de partículas de segunda fase, e é associado à dificuldade encontrada pelas discordâncias ao se movimentarem em um reticulado que contenha essas partículas (REED-HILL, 1982). De modo geral, o efeito de endurecimento é função da fração volumétrica do precipitado, do seu tamanho e distribuição na matriz. Este efeito é maior quando há um grande número de precipitados de pequeno tamanho e bem distribuídas na matriz. A Figura 4 ilustra o efeito da fração volumétrica e tamanho de precipitados de NbC e V_4C_3 no incremento da resistência de um aço C-Mn (PICKERING, 1978).

Figura 4 – Efeito da fração volumétrica e tamanho de precipitados no incremento da resistência de um aço (Adaptado de PICKERING, 1978)

Nos aços ARBL, os elementos Ti, V e Nb combinam com o carbono e nitrogênio e formam precipitados que ajudam a promover o aumento da resistência.

O endurecimento por deformação é devido à geração de discordâncias no contorno de grão e assim aumentando a densidade destas, o que gera maior interação discordância-discordância e consequentemente maior bloqueio.

3.1.4 Processamento termomecânico

O desenvolvimento da laminação controlada teve início na década de 60 motivado principalmente em produzir aços de baixa liga combinando excelentes propriedades mecânicas com conformabilidade, tenacidade e soldabilidade. O grande foco dessa técnica teve como fundamento a obtenção de microestruturas de grãos ferríticos bastante refinada, a partir de estruturas austeníticas condicionada durante os passes finais de laminação, que são viabilizadas através do acúmulo de deformações conseguido pelas adições de elementos microligantes, Nb e Ti, permitindo assim o satisfatório desenvolvimento das famílias de aços ARBL que são disponíveis atualmente no mercado (SICILIANO, 1986).

As propriedades dos aços ARBL podem ser ajustadas para aplicações específicas através do controle estreito de composição química e tratamentos termomecânico, que irão influenciar na microestrutura obtida e nos mecanismos de aumento de resistência, sobretudo no endurecimento por solução sólida e por precipitação (LAURITO, 2010).

Na laminação controlada o processo é dividido em algumas etapas e as principais variáveis são a temperatura de reaquecimento, as deformações, taxas de deformações e a taxa de resfriamento após a laminação. A Figura 5 indica os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada

A primeira etapa é um reaquecimento controlado do material, de modo a permitir a solubilização dos elementos microligantes em quantidades suficientes para promover o retardamento da recristalização da austenita durante a fase de laminação de acabamento e o endurecimento por precipitação durante a transformação da austenita no seu resfriamento após a laminação. A temperatura de reaquecimento será então uma função da temperatura de solubilização dos precipitados presentes no aço. Altas temperaturas de reaquecimento devem ser evitadas devido ao possível crescimento excessivo de grão austenítico. Altas temperaturas podem diminuir o efeito dos precipitados não-dissolvidos

de retardar a movimentação dos contornos de grão da austenita, pois estes coalescem e tornar-se menos efetivo no ancoramento (COHEN; HANSEN, 1985)

Figura 5 - Etapas da laminação controlada (Adaptado de Hillenbrand, 2001).

A segunda etapa é o refino do grão austenítico, através de uma série de fases de laminação em uma faixa de temperatura onde ocorre a recrystalização. A microestrutura vai sendo progressivamente refinada em consequência dos fenômenos de recuperação, recrystalização e crescimento de grão que ocorrem a cada passe de deformação. A evolução do tamanho de grão vai depender da cinética dos fenômenos citados acima. Após as primeiras cadeiras de laminação as reduções são realizadas em curtos intervalos de tempo entre passes, que podem não ser suficientes para a completa recrystalização estática, acumulando então deformações para os passes seguintes. Com passes cada vez menores, pode-se refinar os grãos com o controle da recrystalização dinâmica e metadinâmica (GERMANO, 1994)

A terceira etapa é um estágio de laminação controlada, indicado na Figura 5, em temperaturas onde a recrystalização é inibida entre os passes devido à presença de elementos microligantes como Nb, Ti e V em solução sólida e, principalmente, como carbonitretos precipitados finos. Deformações realizadas sob estas condições são acumuladas e a microestrutura austenítica vai sendo condicionada e constituída de bandas de deformação no seu interior, ocorrendo paralelamente precipitação induzida por deformação de carbeto e carbonitretos. A ocorrência desses efeitos aumenta a área de

contorno de grão, além de criar outros pontos de alta energia para a nucleação da ferrita, aumentando assim o número de sítios nucleantes de ferrita. Esse processo evolui desenvolvendo uma microestrutura austenítica em formato de panqueca (alongadas), com uma grande densidade de bandas de deformação e maclas de recozimento no seu interior (COSTA NETO, 1989). Sendo estes locais preferenciais para a transformação de fase, a partir da austenita fortemente deformada, resultará em uma microestrutura que se caracteriza por conter grãos ferríticos extremamente finos, capazes de conferir ao material as propriedades mecânicas desejadas (PADINHA, 2005).

A laminação controlada dos aços microligados requer o conhecimento prévio de suas temperaturas críticas. Entre estas, destaca-se as temperaturas de não recristalização, que diminuem o intervalo em que a austenita apresenta recristalização incompleta entre os passes de laminação (COSTA NETO, 1989).

3.1.5 Influência dos elementos químicos

Como dito anteriormente, nos aços ARBL há a presença de vários elementos de liga e cada um tem um efeito específico. A seguir são apresentados alguns efeitos causados pelos principais elementos microligantes de aços ARBL:

- Carbono (C) – É a maneira mais econômica de obter resistência mecânica, principalmente no limite de escoamento. No entanto, é prejudicial à tenacidade do material e teores elevados comprometem a soldabilidade do aço. Assim, limita-se o teor de carbono em 0,3%; (SILVA, 2001).
- Manganês (Mn) – Aumenta seguramente a resistência mecânica e resistência à fadiga, principalmente por precipitação e formação de solução sólida (CHIAVERINI, 2005). Prejudica a soldabilidade, contudo é menos prejudicial que o carbono (SILVA, 2001).
- Silício (Si) – Favorece a resistência mecânica (limite de escoamento) e a resistência à corrosão. Deve ser utilizado em quantidades até 0,30%, acima pode reduzir a tenacidade e soldabilidade (CHIAVERINI, 2005).

- Enxofre (S) – Muito prejudicial aos aços. Diminui a ductilidade, tenacidade à fratura e soldabilidade (SILVA 2001).
- Fósforo (P) – Aumenta o limite de resistência por formação de solução sólida, favorece a resistência a corrosão, mas diminui a soldabilidade, a ductilidade e a tenacidade à fratura. Pode causar o fenômeno de fragilização através de segregação nos contornos de grão primários da austenita. Em baixas concentrações ($<0,1\%$) são suficientes para retardar a cinética de precipitação de carbeto de ferro (CHIAVERINI, 2005).
- Cobre (Cu) – Aumenta a resistência a fadiga e à corrosão, mas reduz a soldabilidade. Um teor de Cu de 0,25% em peso é suficiente para aumentar a resistência à corrosão atmosférica em duas vezes em relação ao aço-C sem cobre e tal efeito é mais acentuado pelo aumento simultâneo de fósforo (CHIAVERINI, 2005).
- Níquel (Ni) – Aumenta a resistência mecânica e a resistência à corrosão (SILVA, 2001).
- Nióbio (Nb) – Pequenos teores desse elemento aumentam concomitantemente o limite de resistência e o limite de escoamento. Com 0,02% de nióbio, esse incremento do limite de escoamento pode ser da ordem de 70 a 105 MPa. Sua principal influência está no refino de grão, através da estabilidade do carboneto de nióbio na austenita, este forma precipitados estáveis que retardam o crescimento do grão austenítico (CHIAVERINI, 2005).
- Titânio (Ti) – Aumenta o limite de resistência e melhora o desempenho mecânico em temperaturas elevadas. Quantidades abaixo de 0,025% são usadas para o controle do grão austenítico (CHIAVERINI, 2005). O Ti forma nitretos estáveis (TiN) que são insolúveis na austenita sendo efetivo no seu ancoramento e no papel de controlar seu estado inicial. O excesso

deste, pode promover também a precipitação de carbeto (TiC) contribuindo para o endurecimento por precipitação na ferrita. (LAGNEBERG, 1999).

- Cromo (Cr) – Em teores baixos aumenta a resistência, o limite elástico, a tenacidade e resistência ao choque do aço (COSTA NETO, 1989). É também frequentemente adicionado com o cobre para aumentar a resistência à corrosão atmosférica (CHIAVERINI, 2005).
- Molibdênio (Mo) – Além de aumentar a resistência mecânica, reduz a suscetibilidade à fragilidade de revenido. Melhora também as propriedades em temperaturas mais elevadas (CHIAVERINI, 2005).
- Alumínio (Al) – Largamente utilizado para a desoxidação dos aços, além de ser um bom refinador de grãos (CHIAVERINI, 2005). Formador de ferrita e por não ser solúvel na cementita possui o efeito de impedir a formação de carbonetos, porém menos efetivo quando comparado ao silício (REED-HILL, 1982).
- Vanádio (V) – Aumenta a resistência dos aços porque fortalece a ferrita por endurecimento por precipitação (carboneto e nitrito de vanádio) e refina a sua granulação (CHIAVERINI, 2005).

3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM

3.2.1 Processo de soldagem por resistência elétrica

A American Welding Society define a soldagem como um processo de união de materiais utilizado para obter coalescência localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição.

Segundo a definição da norma DIN 1910 de 1997, parte 2, a soldagem por resistência elétrica é uma classificação do processo de soldagem utilizando aquecimento associado com pressão para unir as partes, sem a utilização de material de adição.

O processo de soldagem por resistência elétrica foi inventado por Elihu Thomson, em 1877, que aplicou esse processo de soldagem para unir fios de cobre. Logo percebeu que esta técnica poderia ser usada para a soldagem de outros materiais. A soldagem por resistência tem crescido enormemente desde a primeira chapa automotiva soldada (BRANCO, 2005).

Na soldagem por resistência elétrica, as peças a serem soldadas são fixadas em mordentes de cobre que atuam como eletrodos não consumíveis, sendo um fixo e outro móvel. Cada eletrodo é conectado a uma polaridade do transformador que trabalha com tensões baixas e controladas associadas a altíssimas correntes. As peças a serem soldadas são pressionadas uma contra a outra e uma alta corrente passa por elas que ocasiona, segundo a Lei de Joule, uma quantidade de calor proporcional ao tempo, resistência elétrica e intensidade de corrente, que deverá ser suficiente para permitir que a região de contato entre as peças a serem soldadas atinja o ponto de fusão. Os conjuntos de mordentes são refrigerados a água e o deslocamento é controlado por sistemas de forças, que ajusta a sua velocidade durante a soldagem em função da taxa de aquecimento das interfaces da solda (MONDESENI, 2006). A Figura 6 contém um desenho esquemático de uma máquina de soldagem por resistência.

Figura 6 - Desenho esquemático representando uma máquina de soldagem por resistência elétrica (CUNHA, 2008)

Segundo Mondenesi (2006), a soldagem por resistência topo a topo pode ser realizada por dois processos:

- Por resistência (*Upset Welding* – UW)
- Por centelhamento (*Flash Welding* – FW)

A soldagem a topo por resistência é utilizada para unir arames, barras, chapas e tubos. Tem grande aplicação nas indústrias automotivas e de autopeças, em especial na produção de aros de rodas para veículos. O tamanho da seção transversal da junta (área de contato durante a soldagem) é um aspecto muito importante para a qualidade da soldagem a topo. Para seções transversais maiores é preciso que se utilize a soldagem a topo por centelhamento (WAINER, 1995).

3.2.2 Soldagem a topo por centelhamento

A soldagem a topo por centelhamento é considerada também um processo por resistência elétrica e forjamento, comumente utilizada para unir seções com grandes áreas e formatos complexos de metais e ligas para produção em série, pois pode ser realizada em alta velocidade sem perda da qualidade (KANG, 2000).

O processo de soldagem por centelhamento não é muito diferente da soldagem por resistência, inicialmente as partes a serem soldadas são fixadas nos eletrodos e com o deslocamento do mordente móvel as peças aproximam-se até uma abertura inicial, Figura 7 (a). Então o mordente móvel é deslocado com uma velocidade V_1 , Figura 7 (b), e devido ao fluxo de corrente elétrica (I) ocorre a coalescência em alguns pontos da superfície de contato, e devido à alta temperatura, as mesmas tornam-se líquidas.

Figura 7 - Aspecto da soldagem por centelhamento. (a) Fase inicial, (b) fase do centelhamento e (c) fase final (MONDENESI, 2006).

Como as superfícies não estão perfeitamente encostadas, a corrente flui de um lado a outro da junta apenas em alguns pontos, formando os arcos conhecidos também

como descargas ou centelhas elétricas, detalhe da Figura 7 (b). Com a fusão das faces a serem soldadas o mordente móvel desloca-se com uma velocidade V_2 , pressionando uma face na outra completando então o processo de soldagem, Figura 7 (c).

Na Figura 8 encontra-se o ciclo de soldagem por centelhamento com informações sobre o deslocamento da garra móvel, pressão exercida entre as partes a serem soldas e corrente elétrica em relação às etapas: inicial, centelhamento e final.

Figura 8 – Ciclo de soldagem por centelhamento (MONDENESI, 2006)

Através dele, percebe-se que na fase inicial (a), somente ocorre o deslocamento da garra móvel até o tamanho da abertura inicial. No tempo de pré-aquecimento, período entre a fase inicial e o centelhamento, uma alta intensidade de corrente é gerada o que ocasiona o aquecimento das partes a serem soldadas e com isso elas sofrem dilatação, como não há um deslocamento da carga móvel uma pressão é exercida nas peças a serem soldadas. Terminando a fase do pré-aquecimento a corrente é desligada, e um deslocamento negativo da garra móvel é necessário para manter a abertura inicial agora como sistema “dilatado”. Na fase de centelhamento (b), uma corrente é gerada e a garra móvel se desloca com uma velocidade V_1 e então uma certa pressão é exercida nas peças

a serem soldadas. Na fase final, a corrente é desligada e ligada novamente para manter uma determinada temperatura e ocorre um grande deslocamento da garra móvel com velocidade V_2 ($V_2 > V_1$) ocasionando uma grande pressão nas peças a serem soldadas.

Os parâmetros de soldagem como corrente, pressão, deslocamento da garra móvel, entre outros, influenciam e muito no resultado final da solda. Como exemplo pode-se citar que para aços com alta resistência mecânica, que apresentam uma maior quantidade de Si e Mn, resultando em uma maior resistência elétrica, logo apresentam um maior efeito Joule, formando uma região com amolecimento maior, devendo por esse motivo, ter uma distância de encalque maior, para minimizar a formação de defeitos. O alumínio durante a soldagem por centelhamento, por ter grande afinidade com o oxigênio, forma na interface um óxido refratário, a alumina. Em função do alto ponto de fusão da alumina, ela tende a ficar retida na linha central da solda, provocando cavidades e em casos mais extremos, trincas do tipo penetrador. Para que isso não ocorra, uma alta corrente e força de encalque é necessária para expelir os óxidos.

Durante o aquecimento das extremidades das peças a serem soldadas e subsequentemente forjadas, um modelo de distribuição térmica é estabelecido ao longo do comprimento longitudinal das peças que serão unidas, e é caracterizado por um gradiente abrupto de temperatura. As temperaturas mais altas ocorrem nas superfícies de centelhamento e rapidamente decrescem nas áreas adjacentes onde o material é fixado na máquina como mostrado na Figura 9 (ROCKFELLER, 1999)

Figura 9 - Gradiente de temperatura típico da solda por centelhamento antes do encalque (METALS HANDBOOK, 1983)

A principal diferença entre o modelo de temperatura desenvolvido na soldagem a topo por centelhamento e na soldagem por resistência é que a primeira produz um gradiente de temperatura mais abrupto.

Após o encalque existem três picos distintos que são característicos das soldas a topo por centelhamento, conforme demonstrado na Figura 10. Os dois picos, a cada lado da linha de solda, representam o material deslocado pela ação do encalque e o pico central é o metal fundido expelido da solda, incluindo óxidos ou contaminantes formados durante o aquecimento. A solda é concluída na região plástica, a alguma distância da superfície original de centelhamento.

A solda por centelhamento, adequadamente executada, deve estar livre de qualquer óxido ou contaminação formados durante o processo de aquecimento. Esse é um método de soldagem que necessita de pouca ou nenhuma preparação da junta. Sendo as propriedades da solda tão boas, ou quase tão boas, quanto às do metal base. Ela é amplamente usada na indústria automobilística, em virtude da simplicidade, fácil controle e menor investimentos, com um produto de qualidade e resistência satisfatória (MONDENESI, 2006)

Figura 10 - Picos típicos e linhas de fluxo da solda por centelhamento (METALS HANDBOOK, 1983).

3.2.3 Defeitos de soldagem

Durante o processo de centelhamento poros e óxidos podem ser formados na região da solda. Se a energia utilizada no centelhamento é controlada de maneira adequada, estes óxidos podem ser expulsos com as partículas de metal projetadas na forma de centelhas. Quando a força de encalque é aplicada, a maioria das impurezas que

não foram expulsas com o centelhamento são expulsas com o metal deformado plasticamente na forma de rebarba.

Estudos realizados por Ichiyama e Kodama (2007) em aços ARBL após solda por centelhamento, constataram o melhoramento da qualidade da solda através da remoção dos óxidos mais eficientemente, causada pelo emprego de uma corrente elétrica maior no centelhamento. O fluxo de material durante o encalque pode ser visualizado na Figura 11, onde se utilizou uma alta corrente em (a) e corrente convencional em (b).

Figura 11 - Fluxo de material durante o encalque. (a) Alta corrente, (b) corrente convencional (ICHIYAMA e KODAMA, 2007).

O melhoramento foi detectado através da energia absorvida no ensaio Charpy e como mostra o gráfico da Figura 12, maiores valores são obtidos quando se utiliza altos valores de corrente, chegando próximos aos valores obtidos pelo metal de base.

Figura 12 - Variação da energia absorvida no ensaio Charpy em decorrência da alteração de corrente no encalque da solda por centelhamento (modificada de ICHYAMA; KODAMA, 2007).

Alguns materiais não-metálicos que não são expelidos do cordão de solda podem se alojar na linha de fusão causando descontinuidades. A probabilidade de falhas estáticas e de fadiga é maior quando uma maior quantidade de descontinuidades estão presentes em um componente qualquer. Estas descontinuidades normalmente exercem pouca influência na resistência mecânica, mas podem reduzir de forma sensível a vida em fadiga. Baixa quantidade de energia durante a soldagem e baixa força de encalque são as maiores causas de inclusões e porosidade.

3.2.4 Alternativas à soldagem por centelhamento

Comparando a soldagem a topo por centelhamento com outros processos, como a soldagem a arco, essa teria aumentado o peso das partes ao requerer um tipo de junta específico. Na soldagem por atrito teria exigido um ajuste complicado para manter o alinhamento angular. A construção fixada com pino ou rebite resulta em juntas mais fracas e partes mais pesadas que a da soldagem a topo por centelhamento.

Cunha (2008) ao estudar o desempenho de juntas soldadas a laser e por centelhamento de rodas automotivas em um aço ARBL, com composição similar a desse estudo, obteve melhores resultados para o processo de soldagem a laser. Porém o processo a laser é uma técnica mais cara e requer cuidados especiais.

3.2.5 Microestrutura do material soldado

Comumente o material que passa pelo processo de soldagem é dividido em regiões, devido às modificações estruturais sofridas em virtude do processo de soldagem, mais especificamente pelo efeito do calor. Com isso pode-se dizer que o material soldado possui três regiões distintas, o metal de solda (MS), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). O MS é a região onde o calor gerado na soldagem foi suficiente para fundir o metal gerando a zona fundida, que possui uma microestrutura complexa que será descrita no item 3.2.5.1. A ZTA é a região onde não ocorreu a fusão, mas o calor inserido foi suficiente para causar alterações na microestrutura e está será discutida no item 3.2.5.2. O MB é a região que o calor inserido não foi suficiente para alterar a microestrutura.

3.2.5.1 Microestrutura no cordão de solda

Para os aços quando a poça de fusão se solidifica a fase austenita se decompõe total ou parcialmente, resultando em diferentes produtos ou constituintes, como ferrita, perlita, cementita, bainita, martensita e etc. Em 1980, Abson e Dolby, sugeriram uma classificação dos constituintes do MS baseados na sua morfologia, anos depois, após algumas modificações essa classificação foi adotada pelo o Instituto Internacional de Soldagem (IIW, 1988). Segundo este sistema, os constituintes mais comuns da zona fundida encontram-se na Figura 13 e serão descritos a seguir:

Figura 13 - Típicos constituintes microestruturais no MS nos aços C-Mn. Legenda: PF - Ferrita primária, PF (G) - Ferrita de contorno de grão, PF (I) – Ferrita poligonal intragranular, AF – Ferrita acicular, FS (A) – Ferrita de segunda fase alinhada, FS (NA) – Ferrita de segunda fase não alinhada, FC – Agregados ferrita carbonetos M – Martensita (Adaptada de LANCASTER, 1999).

- **Ferrita de contorno de grão – PF(G):** É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita e consiste de cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grão austeníticos. Apresentam uma forma lenticular ou equiaxial, como indicado na Figura 14. Entre os seus grãos podem ser observados constituintes ricos em carbono e em impurezas segregados durante a transformação de fase, como a perlita. Devido a estas características, uma grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em soldas que devem apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil) (MODENESI, 2004).

Figura 14 - Desenho esquemático mostrando: (a) ferrita de contorno de grão (b) formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita da ZF (MONDENESI, 2004).

- **Ferrita poligonal intragranular – PF(I):** Se a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita, como indicado na Figura 15 (MODENESI, 2004).

Figura 15 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal intragranular (MONDENESI, 2004)

- **Ferrita com segunda fase alinhada – FS(A):** É conhecida também por ferrita de Widmanstätten. Se forma a temperaturas mais baixas que os constituintes discutidos anteriormente e se constitui de placas que nucleiam nos contornos de grão da austenita e crescem ao longo de planos bem definidos dentro destes grãos. Cresce para o interior

dos grãos austeníticos, como mostra a Figura 16, mantendo com estes uma relação cristalográfica definida, segundo um mecanismo que pode envolver tanto difusão como o movimento cooperativo de átomos. As regiões da austenita entre as placas de ferrita se enriquecem de carbono durante seu crescimento e dão origem a regiões de perlita ou de outros constituintes ricos em carbono. É pouco desejada em cordões de solda que devam apresentar uma elevada tenacidade (MODENESI, 2004). Podem ser primárias ou secundárias, as primárias crescem diretamente da austenita, já as secundárias crescem da ferrita de contorno de grão.

Figura 16 - Desenho esquemático da ferrita com segunda fase alinhada primária (a) e secundária (b) (MODENESI, 2004)

- **Ferrita com segunda fase não alinhada - FS (NA):** É formada por ferrita envolvendo completamente ou (a) “microfases” (carbonetos ou o constituinte MA – martensita-austenita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou (b) grãos de ferrita acicular (MODENESI, 2004).
- **Ferrita acicular - FA:** Corresponde ao tipo mais frequente de ferrita nucleada no interior dos grãos austenítico. É formada a temperaturas tão baixas quanto aquelas de formação da bainita em aços de baixo carbono e baixa liga resfriados continuamente. A ferrita acicular, Figura 17, forma-se intragranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios como inclusões (ou próxima a estas), precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos (COCHRANE, 1982).

Figura 17 - Desenho esquemático da ferrita acicular nucleando em inclusões (adaptado de Bhadeshia, 2001)

- **Agregados ferrita-carboneto – FC:** Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte MA, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas. É importante caracterizar a natureza e distribuição dos constituintes ricos em carbono, a fim de se determinar quando o carbono está presente como partículas de cementita (formando a perlita) ou retido em solução sólida como martensita-austenita (constituinte MA) (MODENESI, 2004).
- **Martensita:** Em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto.

3.2.5.2 Microestrutura na zona termicamente afetada

A microestrutura da zona termicamente afetada resulta das transformações estruturais do metal de base associadas com os ciclos térmicos e deformações durante a soldagem. Para fins de estudo, pode-se considerar a ZTA como sendo formada por diferentes regiões a medida que se afasta do cordão de solda, sendo a região de transição de uma para outra difícil de ser definida em alguns casos, e em outros essa transição nem ocorre. Na Figura 18 pode-se observar as quatro possíveis regiões e estas são descritas logo abaixo (MODENESI, 2004).

- Região de granulação grosseira
- Região de granulação fina (normalização)
- Região intercrítica
- Região subcrítica

A região de granulação grosseira tem uma microestrutura caracterizada pelo seu elevado tamanho de grão. É caracterizada pela grande diminuição da dureza resultante do longo período de aquecimento

A região de granulação fina é caracterizada por uma estrutura de granulação fina, similar às dos aços normalizados. Esta região não é considerada problemática para a maioria dos aços, exceto para aqueles temperados e revenidos, onde ela pode apresentar menor resistência mecânica que o metal base.

A região intercrítica ocorre entre A3 e A1 (temperatura eutetóide) e apenas parte de sua estrutura é transformada em austenita, que se decompõe em seguida durante o resfriamento. No resfriamento as regiões que apresentam um teor de carbono maior do que teor médio do aço podem se transformar em martensita se a velocidade de resfriamento for suficientemente elevada. Neste caso, na condição soldada, esta região se constitui de regiões de alta dureza inclusas em outras macias.

A região subcrítica apresenta pequenas alterações microestruturais. Estas se resumem basicamente a uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos, as alterações microestruturais são mais intensas, ocorrendo um super-revenido das regiões da ZTA aquecidas acima da temperatura original de tratamento.

Figura 18- Diferentes regiões da ZTA (modificado de GUNARAJ e MURUGAN, 2002).

3.2.6 Qualidade da Solda

A qualidade da solda é afetada pelos defeitos de soldagem, já discutidos no item 3.2.3, pela microestrutura proveniente da solda e consequentemente de suas propriedades mecânicas, discutidos nos itens 3.2.5.1 e 3.2.5.2, e finalmente pela soldabilidade do metal.

A soldabilidade é prejudicada devido principalmente a dois fatores. O primeiro é devido a ocorrência de segregação no centro da espessura e, em alguns casos, a $\frac{1}{4}$ da mesma. A segregação do centro da solda são constituídas basicamente por enxofre,

fósforo e carbono. O segundo fator é a formação de óxidos na linha de solda, durante a soldagem

A composição química do aço influencia em muito a sua soldabilidade. As fraturas, por exemplo, são frequentemente originadas pela baixa ductilidade na zona soldada, como ocorre em aços que tem alto carbono, devido a retenção de óxidos de Si-Mn-Al na zona soldada (YAMAUCHI; TAKA, 1987).

O Mn é utilizado como elemento de endurecimento por solução sólida e refinador de grão. Para aços com teor entre 0,4 a 1,5% de Mn deve-se ter uma diminuição do tempo de soldagem (YAMAUCHI; TAKA, 1987). Como o Mn é um grande influenciador do carbono equivalente (CE), sua porcentagem deve ser mantida baixa, para não endurecer muito a zona de solda. Para aços que contem Si, isto produz um pequeno efeito.

O CE é empregado para relacionar a temperabilidade do aço e sua soldabilidade e, quanto maior for seu valor, mais temperável será o aço e pior sua soldabilidade. Trata-se de um número obtido através de equações onde cada elemento de liga recebe um valor determinado, correspondente a uma porcentagem de carbono (LANCASTER, 1999). Calculando o valor de CE, pode-se verificar a soldabilidade do aço, através do diagrama de Graviller apresentado na Figura 19 para aços ARBL.

Figura 19 - Diagrama de Graville indicando a soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de Carbono e do Carbono Equivalente (MUKERJEE; SARMA, 2002).

3.3 FADIGA

Fadiga é um processo progressivo de alteração estrutural localizada e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ou alguns pontos, e que pode culminar em trincas ou na fratura completa após um numero suficiente de flutuações. Normalmente é causada pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica.

3.3.1 Noções sobre fadiga

O processo de fratura por fadiga pode ser dividido em três etapas: nucleação de trincas, propagação de trincas e ruptura final. Na Figura 20 visualiza-se o desenho esquemático do caminho da trinca em (a) e a característica da superfície de fratura em (b). Cada processo é controlado por um conjunto específico de regras. A superfície do material fraturado por fadiga apresenta as três regiões de propagação das trincas, distintas e de fácil identificação, que podem ser associadas diretamente ao processo de fadiga.

Em estruturas sem descontinuidades a vida em fadiga é basicamente ditada pelo estágio de iniciação da trinca, a quantidade de ciclos nessa etapa pode representar 90% da vida total de fadiga. A nucleação de trincas é controlada pela deformação plástica cíclica, e pode ser iniciada, como representado na Figura 21, em locais de alta concentração de tensão, como interfaces de uma inclusão, deslizamentos de planos produzindo as extrusões e intrusões e defeitos na superfície livre do material, entre outros. (SCHIJVE, 2004).

Figura 20 – Estágios I, II e III de propagação de trincas de fadiga. (a) Desenho esquemático da propagação de trincas, (b) Aspecto esquemático das regiões de fratura (SALERNO, 2003).

Figura 21 – (a) Defeitos internos, (b) deslizamentos de planos causando as extrusões e intrusões e (c) defeitos superficiais.

A propagação de trincas por fadiga inicia-se com a propagação em planos de deslizamentos ativos na ordem de pequenos grãos e depois caminha no sentido perpendicularmente à direção das tensões principais de modo estável, até certa extensão como indicado na Figura 20 (a), geralmente com o desenvolvimento das chamadas “marcas de praia”. Este assunto será discutido mais detalhadamente no próximo item devido à importância dele neste trabalho. Como na realidade, a maioria das estruturas tem defeitos superficiais ou até mesmo introduzidas durante a fabricação, processos de solda ou em sua utilização, toda ou quase toda a vida do componente corresponde à etapa de crescimento da trinca por fadiga. O último estágio do processo de fadiga se caracteriza pela propagação da trinca de modo instável, resultando no colapso mecânico da estrutura ao superar um determinado tamanho crítico.

Como a fadiga é um processo causado pelo carregamento cíclico, torna-se necessário que as tensões atuantes nos ciclos envolvidos no processo de fadiga sejam especificadas. Elas podem ser do tipo alternada, flutuante ou aleatória. Na Tabela 1 alguns conceitos são mostrados para carregamentos cíclicos com amplitude constante.

Tabela 1 – Definições de carregamento cíclicos com amplitude constante

Amplitude de tensão (σ_a)	$\sigma_a = (\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n})/2$
Tensão média (σ_m)	$\sigma_m = (\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n})/2$
Razão de tensão (R)	$R = \sigma_{m\acute{i}n} / \sigma_{m\acute{a}x}$
Variação de tensão ($\Delta\sigma$)	$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$

Em relação ao modo de sollicitação, uma peça com trinca pode ser carregada segundo três modos distintos, apresentadas na Figura 22. Segundo Broek (1989), a maioria das trincas resulta do modo I de carregamento. O autor complementa que os outros dois modos não ocorrem individualmente, mas podem ocorrer em combinação com o modo I, ou seja, I – II, I – III ou I – II – III.

No modo I, abertura normal, as superfícies da trinca são separadas por forças normais ao plano da trinca. No modo II, cisalhamento plano, ocorre deslizamento das superfícies da trinca sob forças normais à frente da trinca. No modo III, cisalhamento anti-plano, ocorre o deslizamento das superfícies da trinca sob forças paralelas à frente da trinca.

Figura 22 – Modos geométricos de carregamentos nas superfícies da trinca: (a) modo I, (b) modo II e (c) modo III (SCHIJVE, 2004).

3.3.2 Propagação de trincas por fadiga

Após a fase de iniciação da trinca segue a fase de propagação da trinca. Na propagação de trincas, as trincas crescem ao longo dos planos de deslizamento ativos, que apresentam uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo da máxima tensão de tração. Esse regime de propagação é denominado Estágio I do crescimento da trinca, cuja penetração num corpo-de-prova raramente ultrapassa alguns décimos de milímetros. (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992). A trinca logo se acomoda e começa a seguir um curso perpendicular à direção da máxima tensão de tração. Esse modo de propagação caracteriza o Estágio II, em que a trinca continua a crescer até atingir o tamanho crítico. A Figura 23 ilustra os estágios I e II do crescimento de uma trinca.

Figura 23 – Estágios I e II de crescimento da trinca (adaptado de ELLYIN, 1997)

Deve-se esclarecer que o Estágio I em um material policristalino envolve centenas de trincas individuais formadas em bandas de deslizamento, que se unem para formar uma única trinca dominante, cujo crescimento dará início ao estágio II. As trincas iniciadas em inclusões crescem apenas alguns micrometros no Estágio I antes de mudar para o Estágio II. No caso de carregamento de baixa amplitude, somente umas poucas trincas se iniciarão em inclusões, tornando possível que de uma única microtrinca origine a trinca principal que irá crescer por todo o corpo até a ruptura final.

A propagação da trinca no Estágio I, ao longo das bandas de deslizamento, é controlada pelo componente cisalhamento da tensão aplicada. O tamanho da trinca no qual ocorre a transição do Estágio I para o Estágio II depende do material, da amplitude do carregamento e das condições ambientais. Pode-se afirmar que, quanto menor a amplitude de carregamento, mais profunda é a penetração da trinca no Estágio I. A transição para o Estágio II está associada à mudança do deslizamento simples para o deslizamento múltiplo (HERTZBERG, 1989).

Em monocristais, é possível induzir a transição do Estágio I para o Estágio II, tendo em vista que a taxa de propagação da trinca é geralmente muito menor no Estágio I. Por outro lado, na presença de um entalhe iniciador da trinca o número de ciclos do Estágio I torna-se desprezível (KLESNIL; LUKÁŠ, 1992). De qualquer forma, a fração da vida total corresponde ao Estágio II normalmente aumenta com o incremento da amplitude do carregamento, podendo atingir 75% da vida em solicitações de baixo ciclo.

Uma trinca de fadiga, à medida que cresce através do material, vai deixando atrás de si duas superfícies de fratura. É evidente que a quase totalidade de uma superfície de fratura por fadiga corresponderá ao crescimento da trinca no Estágio II. O exame dessas

superfícies pode fornecer informações sobre os mecanismos de avanço da trinca. Algumas características marcantes podem ser observadas tanto em escala macroscópica como microscópica.

Em nível macroscópico as superfícies de fratura por fadiga tendem a ser planas e lisas, e com frequência apresentarão as chamadas “marcas de praia”, resultantes de variações na história do carregamento. Estas marcas informam sobre o formato da frente da trinca e permitem identificar o tipo de solicitação cíclica aplicada. Em geral é possível identificar também a região de ruptura final. A relação entre a área desta região e a área total da seção fraturada informa sobre a magnitude do carregamento.

É em nível microscópico, entretanto, que informações mais fundamentais podem ser obtidas. Marcas periódicas microscópicas, denominadas estrias, constituem uma das principais características associadas à evolução da fratura por fadiga. As estrias representam posições sucessivas da frente de trinca. Cada estria é formada durante um ciclo de carregamento, mas especialmente em carregamentos de amplitude variável, nem todo ciclo resulta necessariamente numa estria. A direção do avanço da trinca é perpendicular às estrias e seu sentido é o da curvatura convexa. Há dois aspectos a se considerar ao se analisar as estrias de fadiga: sua forma e o espaçamento entre elas. Este último parâmetro é importante nem tanto pelo fato de revelar informações sobre os mecanismos de fadiga, mas por constituir uma forte evidência quantitativa do avanço médio da trinca. Por outro lado, as estrias apresentam uma morfologia a partir da qual pode-se explicar os mecanismos desse avanço.

Deve-se a C. Laird a proposição básica mais difundida do mecanismo de formação das estrias. A descrição do seu modelo, denominado “processo de arredondamento plástico”, pode ser encontrado em diversos textos sobre fadiga (DIETER, 1976; GROSSKREUTZ, 1971; KLESNIL; LUKÁŠ, 1992; SURESH, 1998; TOMKINS, 1996) e será reproduzido a seguir. Seções da ponta da trinca obtidas em diferentes partes de um ciclo de carregamento mostram que o crescimento da trinca no Estágio II ocorre através do arredondamento e afinamento repetitivos da ponta da trinca. A sequência de eventos é mostrada esquematicamente na Figura 24. Durante a parcela trativa do ciclo de carregamento, grandes deformações plásticas na ponta da trinca causam deslizamento localizado e o arredondamento da trinca (sequência a-b-c da Figura 24). Com a reversão do carregamento, as faces da trinca são forçadas uma contra a outra e a nova superfície criada durante a tração é dobrada parcialmente junto à ponta da trinca, formando um novo par de “orelhas”. Após completar a parcela compressiva do ciclo de

carregamento, a ponta da trinca se afia novamente e o processo reinicia com uma nova carga de tração (sequência d-e-f da figura 24).

Figura 24 – Sequência de eventos na propagação de trincas (SCHIJVE, 2004).

Este modelo explica de forma convincente a formação de estrias do tipo I. A existência de estrias com formatos diferentes sugere a ocorrência de variações no processo mostrado na Figura 24. O ponto importante, contudo, é a demonstração de que o avanço da trinca no Estágio II está associado aos altos níveis de tensão que causam a deformação plástica cíclica na ponta da trinca. O componente trativo da tensão é necessário para separar as faces da trinca e produzir o arredondamento da ponta. O componente cisalhante é responsável pela produção do deslizamento que cria a nova superfície.

O caminho percorrido pela trinca no Estágio II pode ser transgranular, ou seja, através dos grãos, Figura 25 (a) ou intergranular, ou seja, entre os grãos, Figura 25 (b). A superfície de fratura nos dois casos pode ser vista na Figura 25 (c) e (d), respectivamente para transgranular e intergranular. Nos metais e ligas de engenharia ocorre em geral uma combinação dessas formas de propagação. A parcela da fratura intergranular muda através da seção transversal, sendo maior no centro e menor na superfície.

As considerações sobre a zona plástica que se forma nas vizinhanças da ponta da trinca também são de grande importância no estudo da fadiga. Os mecanismos que explicam o processo de avanço da fissura baseiam-se na deformação plástica cíclica junto à ponta da mesma. Além disso, a constatação feita por Elber (1971) de que a trinca permanece aberta durante apenas uma parcela do ciclo de carregamento confirma o papel fundamental desempenhado pelas deformações plásticas no seu processo de propagação.

Figura 25 – (a) Desenho esquemático da fratura transgranular, e (b) intergranular (ANDERSON, 1995). Superfícies de fratura obtidas por MEV para propagação de trinca por fadiga em liga à base de titânio: (c) transgranular e (d) intergranular (GHONEM, 2010).

Na carga mínima do ciclo a trinca encontra-se totalmente fechada e à medida que a carga aumenta, observa-se que a trinca começa a abrir: inicialmente próximo à boca e abrindo progressivamente em direção à ponta. As zonas plásticas estão também relacionadas às grandes flutuações observadas na taxa de crescimento da trinca sob carregamento de amplitude variável (ELBER, 1971).

As primeiras considerações analíticas a respeito da zona plástica advêm da Mecânica da Fratura Elástica Linear e não estão necessariamente vinculadas ao fenômeno da fadiga. De acordo com essa teoria, a solução elástica para o campo de tensões à frente de uma trinca de modo I (no qual a direção da sollicitação é perpendicular ao plano da trinca) apresenta a singularidade $1/r$, onde r é a distância à ponta da trinca (EWALDS; WANHILL, 1986; PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995).

Na prática, o material localizado próximo à ponta da trinca é deformado plasticamente, mantendo as tensões finitas. Em face da enorme dificuldade para se obter uma descrição exata da forma e tamanho da zona plástica, os modelos mais conhecidos geralmente seguem uma dentre duas possibilidades: ou eles dão uma melhor aproximação

para o tamanho, mas usando um formato pré-estabelecido, ou fornecem uma boa descrição da forma, porém com perda de rigor no cálculo do tamanho.

Assim, para determinar o tamanho da zona plástica ao longo da linha da trinca é usual assumir o formato circular. O raio plástico “ r_p ” pode ser calculado impondo-se à tensão um valor finito aliado à redistribuição de tensões a partir da assintótica elástica, de modo a satisfazer à condição de equilíbrio (EWALDS; WANHILL, 1986).

O tamanho da zona plástica, definido pelo seu diâmetro $2r_p$, é calculado por meio da expressão geral dada pela equação (1), na qual α é uma constante adimensional que depende do estado de tensão e deformação, do coeficiente de Poisson (no caso da deformação plana) e do coeficiente de encruamento do material (BAPTISTA, 2000).

$$2r_p = \alpha \left(\frac{K}{\sigma_e} \right)^2 \quad (1)$$

Nesta expressão, K é o valor do fator intensidade de tensão (FIT), que no caso da fadiga é calculado empregando-se a tensão máxima do ciclo de carregamento. A Figura 26 é um esquema desta abordagem da zona plástica mostrando ainda o campo de tensões perpendiculares ao plano da trinca, onde σ é a tensão nominal.

Figura 26 - Zona plástica e campo de tensões ao longo da linha da trinca (BROEK, 1986).

Nos corpos com trinca sujeitos a carregamento cíclico forma-se, além da zona plástica dita monotônica, uma zona plástica cíclica ou reversa. A formação da zona plástica cíclica dá-se durante o descarregamento, quando a região na ponta da trinca deforma-se por compressão. Admitindo-se também o formato circular, tem-se que o raio da zona plástica cíclica, r_c , é quatro vezes menor que o da zona plástica monotônica, determinado conforme equação (2).

$$r_c = \frac{1}{4} r_p \quad (2)$$

A Figura 27 representa as zonas plásticas monotônica e cíclica, bem como a distribuição de tensões normais perpendiculares à linha da trinca correspondentes à carga máxima e à carga mínima do ciclo de carregamento.

Figura 27 - A zona plástica cíclica (a) e reversa (b) (JACOBY, 1976).

3.3.3 Modelagem da propagação de trincas por fadiga

3.3.3.1 Modelo de Paris-Erdogan

A partir do trabalho de Paris e Erdogan (1963), a taxa de crescimento da trinca por fadiga é correlacionada empiricamente com o Fator Intensidade de Tensão para trincas de modo I, K_I . A partir de pontos experimentais do comprimento da trinca (a) e do número de ciclos (N), determina-se por métodos numéricos a velocidade da trinca, da/dN , e calcula-se a variação do Fator Intensidade de Tensão (ΔK) correspondente ao carregamento cíclico e a cada tamanho da trinca. Assim, a propagação da trinca por fadiga pode ser expressa em termos da variação do Fator de Intensidade de Tensão (ΔK), de acordo com a equação (3).

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n \quad (3)$$

A equação (3) descreve o crescimento da trinca em regime estável, apresentando uma relação linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$, que prevalece em uma parcela considerável da vida da peça (região II na Figura 28).

A representação em escala bi-logarítmica dos pontos da/dN versus ΔK corresponde a uma curva de formato sigmoidal. A região central dessa curva corresponde a um crescimento estável, em que os parâmetros “C” e “n” seriam constantes. Deve-se ressaltar que valores extremos de ΔK (acima e abaixo da faixa que caracteriza o regime de Paris) levam a grandes aumentos da taxa da trinca com o incremento de ΔK , desviando da equação apresentada (SURESH, 1998).

Figura 28 - Representação esquemática, em escala log-log, do comportamento do crescimento de trinca de fadiga (DIETER, 1976).

As aplicações práticas envolvendo os conceitos de falha segura e tolerância ao dano, requerem o conhecimento das propriedades de resistência à propagação da trinca dos materiais, que são determinadas ao se ajustar os dados obtidos em ensaios de laboratório ao modelo matemático empregado para sua descrição e, no caso da equação (3), são representados pelos valores de “C” e “n”.

Alguns comentários devem ser feitos com relação aos parâmetros “C” e “n” da equação (3). No caso da Figura 29(a), os conjuntos de pontos experimentais “a” versus “N” foram obtidos em ensaios nos quais a tensão máxima do ciclo assumiu valores diferentes, mantendo-se nula a tensão mínima. Assim, para um dado comprimento de trinca têm-se valores diferentes de ΔK , porém tendo $R = 0$ em ambos os ensaios. Neste caso, a correspondente curva da/dN versus ΔK será a mesma para os dois carregamentos, ou seja, o ajuste da curva dar-se-á através do mesmo par de valores de “C” e “n”, como

mostra a Figura 29(b). Entretanto, ensaios de um mesmo material, nos quais ΔK é o mesmo para cada comprimento de trinca, mas os valores de R são diferentes, apresentam como resultado curvas da/dN versus ΔK descritas por diferentes pares de valores “ C ” e “ n ”.

Figura 29 - Curva da/dN versus ΔK correspondente a duas curvas a versus N (BROEK, 1986).

Conclui-se que os referidos parâmetros na realidade não são constantes, variando com a condição de carregamento, para um mesmo material. Isso é consequência do fato de ΔK não ser suficiente para definir de forma inequívoca a condição de carregamento. Para definir o carregamento cíclico é necessário especificar ao menos dois dos parâmetros dados pelas equações da variação de tensão e razão de tensão dados na Tabela 1. Essa foi uma das razões que motivaram a proliferação dos modelos, todos baseados na equação de Paris-Erdogan, para tentar descrever a propagação das trincas de forma mais precisa. De um modo geral admite-se que “ C ” e “ n ” dependem do estado estrutural do material, de suas propriedades mecânicas, além das condições experimentais (razão de carga, frequência, temperatura, presença de meios corrosivos) (BAPTISTA, 2000).

3.3.3.2 Modelo Exponencial

Um modelo Exponencial foi desenvolvido por Adib e Baptista (2007) com o objetivo de descrever com maior precisão a região II da curva de propagação de trincas por fadiga nas situações em que ocorrem desvios de linearidade mecanizada pelo modelo de

Paris-Erdogan. O modelo é descrito pela equação (4), e para utilizá-la é necessário determinar os valores das constantes “ α ” e “ β ”. Essa determinação é realizada linearizando a equação (4) e multiplicando-a por ΔK , para chegar na equação (5)

$$\frac{da}{dN} = Ae^{\beta/\Delta K}, \text{ onde } A = e^{\alpha} \quad (4)$$

$$\ln\left(\frac{da}{dN}\right)\Delta K = \alpha\Delta K + \beta \quad (5)$$

Inserindo-se em um gráfico os valores de $\ln(da/dN)\Delta K$ contra os valores de ΔK referentes aos ensaios, obtêm-se uma reta com coeficiente de correlação muito próximo da unidade, como exemplificado na Figura 30. O valor do coeficiente angular indica o valor da constante “ α ” e o valor do coeficiente linear mostra o valor da constante “ β ”.

Figura 30 – Determinação das constantes de ajuste do novo modelo para $R = 0,05$. (ADIB E BAPTISTA, 2007)

3.3.3.3 Comparação quantitativa dos modelos de Paris-Erdogan e Exponencial

Comparações quantitativas do desempenho dos modelos de Paris-Erdogan e Exponencial em relação ao conjunto de dados experimentais podem ser feitas através da equação (6), empregando-se a média percentual dos resíduos acumulados, que representa o desvio entre os pontos determinados pelos modelos e os pontos experimentais.

$$\%Desvio = \left(\frac{\sum_{i=1}^p \sqrt{\left(\frac{da/dN_{\text{exp}} - da/dN_{\text{mod}}}{da/dN_{\text{exp}}} \right)^2}}{p} \right) \times 100 \quad (6)$$

A Figura 31(a) mostra as curvas de propagação da trinca obtidas experimentalmente no trabalho de Adib e Baptista (2007) e ajustadas por meio da equação (5) do modelo exponencial. Para comparação, cada curva também foi ajustada pelo modelo de Paris-Erdogan e podem ser observadas pela Figura 31(b).

Figura 31 – Curvas experimentais ajustadas pelo modelo exponencial (a) e pelo modelo de Paris (b) (ADIB E BAPTISTA, 2007)

Comparando as Figuras 31 (a) com (b) verifica-se que, embora as curvas geradas pela equação de Paris-Erdogan pareçam bem razoáveis, é notável o comportamento do modelo exponencial em seguir com mais precisão a trajetória dos pontos experimentais. Utilizando a equação (6), Adib e Baptista (2007) realizaram a comparação quantitativa dos dois modelos e os desvios percentuais foram calculados, constatou-se que o desvio para o modelo Paris-Erdogan foi de 3,28% enquanto para o modelo exponencial foi de 1,95%. Portanto, nestas condições, o modelo exponencial representou de maneira mais adequada a região II da curva de propagação de trincas por fadiga.

3.3.4 Fatores que influenciam a vida em fadiga em estruturas soldadas

A vida em fadiga de uma estrutura qualquer é dependente da nucleação de trincas e propagação das mesmas, e é influenciada por uma série de fatores como o estado estrutural do material, suas propriedades mecânicas, além das condições experimentais, como razão de carga, frequência, temperatura, presença de meios corrosivos, etc. Em uma estrutura soldada existem, além dos fatores mencionados acima, a influência de outros fatores na vida em fadiga, pois a nucleação e propagação de trincas de fadiga não dependem somente dos fatores citados acima, depende também dos defeitos gerados na soldagem e da distribuição destes, das tensões residuais e da microestrutura e morfologia das fases.

3.3.4.1 Defeitos de solda

Os defeitos de solda conhecidos também como descontinuidades são produzidos no processo de solda e dependem da qualidade da soldagem. Alguns desses defeitos são: porosidade, inclusões de escória, fusão incompleta e mordeduras. Como já foi dito, eles podem influenciar significativamente a vida em fadiga, pois na maioria dos casos eles conduzem a uma concentração de tensão severa e, portanto aceleram o crescimento de trinca de fadiga (SANDERS, 1977)

3.3.4.2 Tensões Residuais

Segundo Sobczyk e Trebicki (2004), as tensões residuais presentes em juntas soldadas, como consequência de processos de soldagem, com aquecimento e resfriamento localizado, são responsáveis por taxas de crescimentos de trincas por fadiga maiores ou menores que as correspondentes ao MB.

Quando um componente soldado em que estão presentes tensões residuais é solicitado, vai verificar-se uma interação entre as tensões residuais presentes nas juntas soldadas e as tensões resultantes das cargas aplicadas. Como resultado dessa interação, mudará a relação de razão de carga (R).

A redistribuição de tensões residuais provocada pelo avanço da trinca poderá resultar tanto em um aumento quanto em uma diminuição da tensão média durante sua propagação (EL SOUDANI et al, 1975), dependendo da orientação e localização da

trinca na junta. Pode até ocorrer que na medida em que a trinca entra na zona de tensões residuais de compressão, a tensão de compressão na ponta da trinca possa aumentar atingindo o limite de escoamento e eventualmente provocar uma diminuição na taxa de crescimento da trinca. Isso é devido à redistribuição de tensões que acontece na ponta da trinca quando ela avança (BRANCO, 1986).

Um estudo realizado por Shi e colaboradores (SHI et al, 1990) para avaliar a tensão residual na propagação de trincas em fadiga em um aço ARBL (API-X52) soldado por arco submerso, e $\sigma_e = 475\text{MPa}$, $\sigma_R = 632\text{ MPa}$ e $\epsilon = 26,5\%$, verificou que o crescimento da trinca é fortemente dependente da tensão residual imposta na soldagem. Ele comparou o metal de base e metal de solda com tensão residual e após remoção da tensão residual verificou uma grande diferença na taxa de propagação de trincas.

3.3.4.3 Tamanho de grão

Para uma dada composição (em particular, para aços carbono e carbono-manganês), um dos fatores mais importantes que governam as propriedades mecânicas da zona fundida é o seu tamanho de grão. Os contornos de grão dos metais policristalinos dificultam a movimentação de trincas, pois na passagem da trinca de um grão para outro há uma diferença de orientação e conseqüentemente os planos de clivagem entre um grão e outro encontram-se defasados também. Sob estas condições, não é possível que a superfície da fratura cruze facilmente o contorno, e o que provavelmente acontece é que uma série de planos de clivagem paralelos se nucleiam em diferentes níveis (REED-HILL, 1982).

Um estudo dos rios de superfícies de fratura de amostras policristalinas mostra que a trinca se propaga de uma maneira irregular, as vezes se movendo em uma direção oposta à direção média do movimento. Também foram encontradas evidências de propagação descontínua de trincas, o que significa que a falha não ocorre meramente pelo movimento de um frente única de trinca, mas que uma série de segmentos de trincas que se forma e então se agregam. Como os segmentos individuais não podem estar no mesmo nível, usualmente há deformação plástica entre os segmentos da superfície de fratura (REED-HILL, 1982).

3.3.4.4 Composição microestrutural

As microestruturas provenientes da zona de fusão são heterogenia e a propagação de trincas por fadiga pode ser influenciada por fatores tais como: morfologia e distribuição dos carbonetos, de constituintes ricos em carbono e de inclusões, quantidade relativa dos diferentes constituintes da zona fundida e dureza destes, presença de precipitados no contorno de grão, etc.

As estruturas provenientes da zona de fusão é bem heterogenia e pode conter, por exemplo, ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita e martensita. As propriedades mecânicas da zona fundida irá depender da quantidade relativa dos diferentes constituintes (LANCASTER, 1999). Segundo Reed-Hill (1982) para obter uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, deve-se minimizar a formação de ferrita poligonal, refinar as ripas de ferrita-bainítica e controlar a quantidade e distribuição da austenita retida assim como a precipitação na ferrita.

Para melhorar a resistência mecânica e a tenacidade é desejável a presença de ferrita acicular no metal de solda, o entrelaçamento das pequenas placas e a razão de aspecto de 3:1 a 10:1 confere uma boa resistência á propagação de trincas (BHADESHIA, 1993).

Braz (1999) estudou o efeito das microestruturas obtidas após o processo de soldagem na propagação de trincas por fadiga em um aço ARBL C-Mn. Modificando as condições de soldagem e resfriamento, obteve-se duas configurações diferentes de microestruturas, denominadas grupo A e B. No grupo A os constituintes obtidos foram ferrita acicular, ferrita alotromórfica e ferrita de widmanstatten, com $\sigma_e = 460$ MPa e neste grupo a taxa de propagação de trincas por fadiga foi menor. Já no grupo B os constituintes obtidos foram martensita de baixo carbono, bainita e ferrita acicular, com $\sigma_e = 850$ MPa, com taxas de propagação maiores. Braz, concluiu que a menor taxa de propagação no grupo A deve-se à maior plasticidade desenvolvida na estrutura obtida e com isso acarreta a formação de uma maior zona deformada plasticamente, o que por sua vez leva ao fechamento da trinca.

Como já mencionado, a alteração microestrutural no metal da estrutura soldada já é suficiente para alterar a taxa de propagação de trincas por fadiga. Vários trabalho encontrados na literatura confirmam essa variação e estes serão discutidos posteriormente (DE MARCO FILHO, 2002; FERNANDES, 2002; BUSCHIAZZO, 2006).

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 MATERIAL

O material em estudo é um aço ARBL classificado como ferrítico-perlítico microligado, desenvolvido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) sob a designação RD480. Sua composição química encontra-se na Tabela 2. As chapas fornecidas pela IOCHPE-MAXION, com espessura de 5,0 mm, passaram pelo processo de produção de rodas e chassis da mesma, para a obtenção dos *blanks* soldados, visualizado na Figura 32(a).

As amostras para todas as análises foram obtidas das chapas após o processo de soldagem e uma chapa pode ser visualizada na Figura 32(b).

Tabela 2 – Composição química do aço RD480

<i>Elemento</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>Nb</i>
% Peso	0,085	1,169	0,017	0,053	0,005	0,008	0,021	0,035

<i>Elemento</i>	<i>Ti</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>Cu</i>	<i>Cr</i>	<i>Sn</i>	<i>B</i>	<i>N</i>
% Peso	0,013	0,005	0,003	0,007	0,016	0,003	0,001	0,005

(a)

(b)

Figura 32 – (a) *Blank* soldado e (b) chapa para obtenção das amostras

4.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.2.1 Corpos-de-prova

A partir dos *blanks* soldados retirou-se amostras na forma de chapas de tamanho próximo de 275x150x 5mm, como mostrado na Figura 32 (b). Com posse destas chapas foram retirados corpos-de-prova para as análises e ensaios. Um resumo dos corpos-de-prova e suas localizações em relação ao cordão de solda pode ser visualizado na Figura 33. Os ensaios realizados e a quantidade de corpos-de-prova encontram-se na Tabela 3. Para efeito de comparação, foram realizados ensaios adicionais de propagação da trinca por fadiga no sentido longitudinal ao MS dos aços SAE 1010 e S275JR, também avaliados para aplicação em rodas automotivas no trabalho de Versuto (2010).

Figura 33 – Desenho esquemático da amostra na forma de chapa e os corpos-de-prova.

Tabela 3 – Ensaios realizados e quantidades de corpos-de-prova do aço RD480

<i>CP</i>	<i>Ensaio realizado</i>	<i>Qtd. CP</i>
1	Análise microestrutural e ensaio de dureza	3
2	Ensaio de tração no MB	3
3	Ensaio de tração solicitando o cordão de solda	2
4	Ensaio de propagação de trincas por fadiga no sentido transversal ao MS	1
5	Ensaio de propagação de trincas por fadiga no sentido longitudinal a ZTA	2
6	Ensaio de propagação de trincas por fadiga no sentido longitudinal ao MS	2
7	Ensaio de propagação de trincas por fadiga no sentido longitudinal ao MB	2

4.2.1.1 Confeção dos corpos-de-prova para ensaio de tração

Para o ensaio de tração foram confeccionados cinco corpos-de-prova, sendo dois contendo o cordão de solda e três só na região do metal de base. O sentido da solda em relação ao CP é transversal, como indicado na Figura 33. A confecção foi em conformidade à norma ASTM E-8M (ASTM, 2001) e foi realizada no Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia de Materiais (LOM) da Faculdade de Engenharia de Lorena (EEL/USP). As dimensões dos corpos-de-prova encontram-se na Figura 34.

Figura 34 – Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de tração.

4.2.1.2 Confeção dos corpos-de-prova para ensaios de propagação de trincas

Para o ensaio de propagação de trincas por fadiga foram confeccionados corpos-de-prova do tipo compacto de tração no Laboratório de Usinagem do LOM-EEL/USP. Os corpos-de-prova foram obtidos seguindo a norma ASTM E-647 (ASTM, 1997) e as dimensões dos mesmos encontram-se na Figura 35.

Figura 35 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio propagação de trincas por fadiga.

Como um dos objetivos do trabalho é avaliar a propagação de trincas nas diferentes regiões da solda (MS, ZTA e MB) foi necessário adicionar um entalhe lateral (*Side Groove*) para que a propagação ocorresse especificamente na região de interesse, sem sofrer alterações. Este entalhe foi realizado em cada face do corpo-de-prova com 0,5 mm de profundidade (10% da espessura) e ângulo de 45°. A localização dos entalhes pode ser visualizada no desenho esquemático dos corpos-de-prova na Figura 33 e a quantidade de CP na Tabela 3.

4.2.2 Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural do aço após o processo de soldagem retirou-se amostras do cordão de solda, contendo a região do MS, ZTA e MB. Estas foram embutidas em resina, lixadas com lixa de número 500, 800, 1200 e 2400 na presença de água e polidas com pano de polimento com suspensão de OPS.

Para revelar a microestrutura do aço em estudo, a norma ASTM E-407 (ASTM, 2001) foi consultada e foram realizados ataques químicos com Nital (solução de ácido nítrico com etanol, 3% por 12 segundos) e Kleem (metabissulfito de sódio com tiosulfato de potássio) para revelar austenita retida.

Nas análises via microscópio óptico foi utilizado o equipamento LEICA modelo DM-IRM com câmara analógica Samsung modelo SCC 131, acoplado com um analisador de imagens LEICA Quin utilizando o software Quin 2.3 Standard.

Nas análises via microscopia eletrônica de varredura foi utilizado o equipamento LEO 1450 VP, com detector de elétrons secundários e retro-espelhados após ataque químico com Nital.

4.2.3 Ensaio de tração

Os ensaio de tração foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS modelo 810.23M com capacidade para 250kN pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos do LOM-EEL/USP. A norma ASTM E-8 (ASTM, 2001) foi respeitada e a velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 0,5mm/mim, com aquisição de dados pelo programa do próprio equipamento a cada 0,2mm.

4.2.4 Ensaio de dureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados no microdurômetro BUEHLER - Micromet 2004, pertencente ao laboratório de metalografia do LOM-EEL/USP. A norma ASTM E92 (ASTM, 2001) foi respeitada para a preparação dos CDPs e para as indentações. A carga aplicada foi de 100gf e o tempo de indentação de 20 segundos. As medidas foram realizadas entre espaçamentos constantes de 0,5mm e iniciadas no MB, passando pela ZTA, MS, ZTA novamente e terminando na MB novamente como indicado na Figura 34 - CP1.

4.2.5 Ensaio de propagação de trincas por fadiga

Os ensaios de crescimento de trincas por fadiga também foram realizados na máquina servo-hidráulica MTS modelo 810.23M pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos do LOM-EEL/USP. A norma ASTM E-647 (ASTM, 1997) foi utilizada para a realização dos ensaios e o carregamento foi em amplitude constante com razão de carga (R) igual a 0,1. A frequência foi de 10Hz e o carregamento com forma de onda senoidal. A Figura 36 mostra um corpo-de-prova para o ensaio de propagação da trinca preso pelas garras do tipo *cleviss* e tendo afixado em sua face frontal um medidor de deslocamento (*clip gage*), empregado nas medidas do comprimento da trinca ao longo do ensaio.

Figura 36 – Fotografia do ensaio de propagação de trincas por fadiga.

Foram realizados sete ensaios com o aço RD480, sendo dois ensaios com trinca longitudinal ao cordão de solda e plano da trinca no MB, dois ensaios com trinca

longitudinal ao cordão de solda e plano da trinca na ZTA, dois ensaios com trinca longitudinal ao cordão de solda e plano da trinca no MS, e um ensaio com trinca transversal ao cordão de solda e plano da trinca na região do MB, ZTA e MS. Além desses, foram realizados dois ensaios adicionais, com trinca longitudinal ao cordão de solda e plano da trinca no MS em corpos-de-prova dos aços SAE 1010 e S275JR.

O comprimento da trinca foi medido indiretamente utilizando o método da flexibilidade elástica. Um medidor de deslocamento (*clip gauge*) devidamente fixado no corpo-de-prova permitiu obter os pontos carga *versus* abertura da trinca empregados neste método. A aferição das medidas indiretas foi feita com base na análise visual do tamanho da trinca medido nas faces laterais de um corpo-de-prova no momento do ensaio. Esta análise visual foi realizada com auxílio de um líquido penetrante, lente de aumento e com a marcação de pontos de 1 em 1mm no corpo-de-prova.

4.3 PROCEDIMENTOS ANALÍTICOS

4.3.1 Obtenção da curva da/dN *versus* ΔK

Para cada ensaio de propagação da trinca por fadiga a carga máxima do ciclo de carregamento foi definida após a finalização da pré-trinca, e ficou na faixa de 2,2 a 3,2 kN, dependendo do valor final da carga máxima do ciclo aplicada na pré-trinca. Considerando o início do ensaio com número de ciclos (N) igual a zero e o valor inicial da trinca (a_0) determinado pelo tamanho final da pré-trinca, tem-se $N = 0$ e a_0 . Com o decorrer do ensaio os ciclos de carregamento são aplicados e a trinca cresce, passando de “ a_0 ” para um valor “ a ”. Com o auxílio do *clip gauge* o tamanho da trinca foi sendo medido e armazenado em função do número de ciclos, como indicado na Figura 37. Para armazenagem dos dados, foi empregado o critério do incremento da trinca igual a 0,2 mm.

A partir dos pontos experimentais, a taxa de propagação da trinca, da/dN , foi calculada empregando-se o método da secante. Para cada valor de da/dN , foi determinada a respectiva variação do Fator Intensidade de Tensão, ΔK , empregando-se para tanto o valor médio do comprimento da trinca correspondente ao intervalo de medidas do comprimento da trinca, bem como o fator geométrico definido pela norma ASTM E647, conforme indicado na equação (7), onde:

ΔP = variação da força;

B = espessura do corpo-de-prova;

W = largura do corpo-de-prova medido a partir do centro de carga;

$\alpha = a/W$.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (7)$$

A partir dos dados experimentais apresentados na Figura 37 foram obtidos os pontos da/dN versus ΔK , apresentados na Figura 38.

Figura 37 – Pontos experimentais do comprimento da trinca *versus* número de ciclos.

Figura 38 – Curva da/dN *versus* ΔK .

4.3.2 Modelagem da propagação de trincas por fadiga

Dois modelos foram empregados para a modelagem da curva de propagação da trinca por fadiga, o linear de Paris-Erdogan e o Exponencial desenvolvido por Adib e Baptista (2007).

O modelo de Paris-Erdogan utiliza a equação (3), apresentada no item 3.3.3.1, para descrever a curva e para isso os parâmetros “C” e “n” foram previamente encontrados. Os parâmetros “C” e “n” foram obtidos linearizando-se a curva de propagação, onde o coeficiente angular da curva (α) é o parâmetro “n” e o coeficiente linear dá o valor do parâmetro “C”. A Figura 39 mostra um conjunto de pontos da/dN versus ΔK e o resultado da linearização (modelo de Paris-Erdogan).

Figura 39 – Conjunto de pontos experimentais e a curva gerada pelo modelo de Paris-Erdogan.

O modelo Exponencial utiliza a equação (4), apresentada no item 3.3.3.2, para descrever a curva e para isso os parâmetros “ α ” e “ β ” foram previamente encontrados. Para encontrar os valores de “ α ” e “ β ” primeiramente calculou-se um parâmetro “ γ ”, através da equação (5) apresentada no item 3.3.3.2, e então gerou-se uma curva do parâmetro “ γ ” versus ΔK . A linearização desta curva, apresentada na Figura 40, gerou um coeficiente angular da curva e um coeficiente linear, e estes valores são respectivamente os valores dos parâmetros “ α ” e “ β ”. A Figura 41 mostra um conjunto de pontos experimentais e a curva gerada pelo modelo Exponencial.

Figura 40 – Linearização do conjunto de pontos do parâmetro “ γ ” *versus* ΔK .

Figura 41 – Conjunto de pontos experimentais e curva gerada pelo modelo Exponencial.

Comparações quantitativas do desempenho dos modelos de Paris-Erdogan e modelo Exponencial foram feitas através da equação (6) citada no item 3.3.3.3.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural de aços ferrítico-perlíticos é comumente realizada utilizando microscopia óptica e Nital como reagente químico de ataque, o qual ataca preferencialmente o contorno de grão, possibilitando a identificação da estrutura ferrítica e perlítica. Porém, devido ao processamento desses aços e aos elementos de ligas estabilizadores de austenita, estes podem conter pequenas quantidades de austenita retida. A identificação da austenita retida é realizada utilizando ataque conhecido como Kleem e/ou Le'Pera, sendo que este ultimo também permitem a identificação de outros microconstituintes, como a bainita e martensita (SHUI et al, 1988; LEPERA, 1979). A necessidade de utilização dos reagente Kleem e Le'Pera se torna mais importante quando estes aços passam pelo processo de soldagem, pois a microestrutural final da zona fundida pode conter outras fases além da ferrita e perlita.

Para a caracterização de microestruturas também pode-se utilizar o Microscópio Eletrônico de Varredura como uma complementação às análises por Microscópio Óptico. Com o MEV as ampliações são maiores o que ajuda na identificação de algumas fases. Utilizando um ataque com o reagente Nital pode-se gerar um contraste topográfico entre as fases que será detectado pelo detector de elétrons secundários, o qual através da morfologia possibilita a identificação de vários microconstituintes, como austenita retida, bainita, martensita e etc.

A título de comparação das estruturas encontradas por MEV pode-se utilizar o trabalho de Ogata et al (2008), onde foi realizado a caracterização microestrutural por MEV de um aço ARBL após vários tratamentos térmicos. Neste trabalho, encontrou-se ferrita primária e perlita indicada pela seta azul na Figura 42(a), e na Figura 42(b) encontra-se o microconstituente MA indicado pela seta vermelha e possíveis agregados eutetóides, como bainita (seta de cor verde) e perlita degenerada (seta de cor preta).

Figura 42 – Microestrutura de um aço ARBL, constituída de ferrita primária (α_P) e perlita (seta de cor azul) em (a), e microconstituente MA (seta de cor vermelha), possível bainita (seta de cor verde) e possível perlita degenerada (seta de cor preta) em (b). Microscopia Eletrônica de Varredura. (OGATA, 2008)

5.1.1 – Metal de Base

Como já esperado para aços ARBL ferrítico-perlíticos, a microestrutura do metal de base é composta por grãos ferríticos e colônias perlíticas, com pequenas frações de austenita retida, devido ao processamento termomecânico e aos elementos de liga. Santana (2006) entre outros observaram a mesma microestrutura do metal de base dos aços ARBL.

Na Figura 43 encontra-se a imagem obtida do MB com ataque Nital 3% e ampliação de 500X, observa-se a presença de grãos poligonais de ferrita (cinza claro) e também grãos alongados no sentido da laminação. Visualizam-se também alguns constituintes perlíticos (tons escuros), os quais tendem a um fibramento no sentido de laminação.

Figura 43 – Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (cor cinza) e perlita (cor preta). (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Nital).

Na Figura 44, com ampliação de 1000X a região foi atacada com o reagente Kleem evidenciando a presença de austenita (coloração branca) e de grãos de ferrita (tons de marrom e azul).

Figura 44 – Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (cor azul, amarelo e marrom) e austenita (cor branca). (Microscopia ótica com ampliação de 1000X. Ataque: Kleem).

Com a utilização da microscopia eletrônica de varredura, obteve-se as imagens das Figuras 45 a 47. Através da figura 45 com ampliação de 1000X observa-se os grãos

ferríticos e as colônias perlíticas. As colônias perlíticas, que são compostas por lamelas de ferrita e cementita, somente são claramente evidenciadas na Figura 46 com ampliação de 5000X; nela as lamelas de ferrita e cementita são bem visíveis, pois a ferrita é atacada pelo reagente Nital e a cementita não, gerando um contraste topográfico entre as fases. Outro microconstituente que pode ser destacado é a austenita retida, que encontra-se principalmente no ponto triplo dos grãos. A diferença de fase entre este microconstituente e os grãos ferríticos é confirmado pela análise por elétrons retroespalhado (QBSD) visualizada na Figura 47.

Figura 45 – Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (cinza escuro) e colônias perlíticas (cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura, modo elétron secundário com ampliação de 1000X. Ataque: Nital)

Figura 46 – Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (α - cinza escuro), colônias perlíticas (P - lamelas branca com cinza escuro) e austenita retida (γ_r - cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura, modo elétrons secundários com ampliação de 5000X. Ataque: Nital).

Figura 47 – Microestrutura do metal de base contendo grãos de ferrita (α - cinza escuro), colônias perlíticas (P - lamelas de cinza claro com cinza escuro) e austenita retida (γ_r - cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura, modo elétrons retro-espalhados com ampliação de 5000X. Ataque: Nital).

5.1.2 – Zona termicamente afetada

Na Figura 48 encontra-se a ZTA com ampliação de 1000X e ataque com Nital; vê-se a presença majoritária da fase ferrita (clara) e minoritária do constituinte perlita (escuro). Como no processo de soldagem por centelhamento a região da ZTA está aquecida e existe o encalque, que nada mais é do que a pressão gerada pelo avanço da garra móvel discutida no item 3.2.2, é provável que ocorra recristalização, e portanto observa-se a diminuição do tamanho de grão em relação ao MB.

Devido as características do processo de soldagem por centelhamento, que induz a recristalização, somente a região de granulação fina discutida no item 3.2.5.2 é encontrada na ZTA. As colônias perlíticas não se encontram mais com tendência ao fibramento e sim distribuídas de maneira mais homogênea. A presença de grãos ferríticos alongados no sentido da laminação também é mínima, evidenciando também a recristalização na ZTA.

A Figura 49, resultante do ataque Kleem revela a presença de austenita retida (coloração branca). Os tons marrom e azul são dos grãos de ferrita.

Figura 48 – Microestrutura da zona termicamente afetada contendo grãos de ferrita (cor cinza) e perlita (cor preta). (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Nital).

Figura 49 – Microestrutura da zona termicamente afetada contendo grãos de ferrita (cor azul, amarelo e marrom) e austenita indica pelas setas vermelhas (pontos de cor branca). (Microscopia ótica com ampliação de 1000X. Ataque: Kleem).

A Figura 50, obtida por MEV no modo elétrons secundário, ilustra os grãos ferríticos e perlita não fibrosa.

Figura 50 – Microestrutura da zona termicamente afetada contendo grãos de ferrita (cinza escuro) e perlita (cinza claro). (Microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons secundários com ampliação de 1000X. Ataque: Nital).

5.1.3 – Metal de Solda

A região da solda se apresentou de maneira bem característica, constituída de estruturas ferríticas com morfologias heterogêneas. De acordo com o Instituto Internacional de Soldagem (IIW, 1989), utilizando ataque Nital foi possível identificar algumas estruturas citadas no item 2.2.5, como ferrita de segunda fase alinhada (FS-A), possivelmente ferrita acicular (AF), ferrita primária (FP) e ferrita de contorno de grão (PF-G) e visualizadas na Figura 51.

Na Figura 52, o ataque com Kleem revelou a presença de austenita retida, indicada pelas setas de cor vermelha, (pontos brancos) na região do metal de solda. Os grãos de ferrita são mostrados na cor marrom e azul.

A microestrutura apresentada pelo metal de solda é comum para aços ARBL soldados e outros pesquisadores obtiveram as mesmas microestruturas, variando um pouco em função da taxa de resfriamento, materiais de adição empregado e etc.

Nas Figuras de 53 a 57 visualiza-se as imagens obtidas por MEV no modo elétrons retroespalhado e elétron secundário, após ataque com Nital e com diferentes ampliações. Na Figura 53, com ampliação de 1000X a região do MS apresenta uma estrutura heterogenia onde não foi possível identificar nenhuma estrutura, talvez devido ao ataque fraco com Nital. Com ampliações maiores é possível identificar alguns microconstituintes.

Figura 51- Microestrutura do metal de solda contendo ferrita primária (FP), ferrita de contorno de grãos (PF-G), ferrita de segunda fase alinhada (FS-A) e ferrita acicular (AF) (Microscopia ótica com ampliação de 500X. Ataque: Nital).

Figura 52 – Microestrutura do metal de solda contendo ferrita (cor azul e marron) e austenita indicada pelas setas vermelhas (pontos de cor branca). (Microscopia ótica com ampliação de 1000X. Ataque: Kleem).

Na Figura 54, com ampliação de 3000X, observa-se uma possível ferrita acicular destacada pelo círculo vermelho. A ferrita acicular é caracterizada por nuclear em inclusões, precipitados, entre outros e embora não seja possível visualizar nenhum destes, a morfologia da ferrita acicular é bem semelhante.

Figura 53 – Microestrutura do metal de solda. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundário com ampliação de 1000x. Ataque: Nital).

Figura 54 – Microestrutura do metal de solda contendo ferrita acicular, indicada pelo círculo vermelho. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundário com ampliação de 3000X. Ataque: Nital).

Na Figura 55, com ampliação de 4000X, é possível identificar bainita, caracterizada pelas lamelas bem finas de cementita e perlita, a qual é destacada pelo retângulo vermelho. Esta região é ampliada para 10000X para melhor visualização e a região agora é analisada por elétrons retroespalhados, gerando a imagem da Figura 56. Já na Figura 57, com

ampliação de 5000X, a perlita degenerada é visualizada na imagem e destacada por círculos vermelhos.

Figura 55 – Microestrutura do metal de solda contendo bainita, indicada pelo retângulo vermelho. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundário com ampliação de 4000X. Ataque: Nital).

Figura 56 – Microestrutura do metal de solda contendo bainita fina. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons retro-espalhados com ampliação de 10000X. Ataque: Nital).

Figura 57 – Microestrutura do metal de solda contendo perlita degenerada, indicas pelos círculos vermelho. (Microscopia Eletrônica de Varredura, modo elétrons secundários com ampliação de 5000X. Ataque: Nital).

5.2 ENSAIO DE DUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza Vickers foi utilizado para levantar o perfil de dureza das regiões do metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base. A medida foi iniciada no MB, passado pela ZTA, MS, novamente ZTA e por ultimo MB. Os avanços de uma indentação a outra foram realizados sempre com 0,5mm. Os valores da microdureza Vickers obtidos são mostrados graficamente na Figura 58.

No momento de cada indentação a microestrutura foi visualizada e então determinado em que região pertencia aquela indentação. Calculou-se as médias e os desvios padrão da dureza para as região do MB e MS e os valores encontram-se na Tabela 4. Como a região da ZTA normalmente não é homogênea, podendo apresentar alterações microestruturais em função dos ciclos térmicos distintos ao longo desta região, não tem sentido calcular uma média da dureza, pois como pode ser observado pela Figura 58, os valores variam muito.

Analisando o gráfico da Figura 58 e os valores da Tabela 4, nota-se uma dispersão entre os valores, contudo é correto afirmar que os valores de dureza do metal de solda (HV=208,8) são maiores que o metal de base (HV=190,0) e que a região da ZTA possui valores entre o metal de solda e metal de base, sendo quanto mais próximo do metal de solda maiores os valores. No metal de solda a dureza é maior pois o cordão de solda

tendem a apresentar estruturas mais refinadas e complexas. Na ZTA, segundo os valores de dureza, quanto mais próximo ao cordão de solda mais fina é a microestrutura e portanto maior a dureza, já ao se aproximar da região do MB o tamanho de grão da ZTA tende ao tamanho de grão do MB, portanto os valores da dureza da ZTA próximos ao MB tendem aos valores de dureza da região do MB. Porém a diferença entre a menor dureza e a maior é relativamente pequena (próxima de 23%) em relação a vários outros resultados encontrados na literatura para outros materiais e/ou processos de soldagem.

Cunha (2008), cita em seu trabalho uma curva de dureza obtida de um aço ARBL, com composição química muito similar ao deste trabalho, após soldagem por centelhamento. O resultado abrange a dureza do MB, ZTA, MS, ZTA e MB e pode ser visualizado na Figura 59. Este resultado é muito semelhante ao deste trabalho atual, apresentado na Figura 58. Cunha obteve valor mínimo de aproximadamente 180 HV para o metal de base e valor máximo de aproximadamente 218 HV para o metal de solda, e os valores são bem dispersos.

Figura 58 – Gráfico de Dureza Vickers x Deslocamento mostrando o perfil de microdureza Vickers ao longo do corpo-de-prova, abrangendo a região do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.

Figura 59 – Gráfico de microdureza Vickers para um aço ARBL após processo de soldagem por centelhamento (adaptado de CUNHA, 2008).

Tabela 4 – Média dos valores de dureza Vickers e desvio padrão para as regiões do MS e MB.

<i>Região</i>	<i>HV</i>	<i>Desvio Padrão</i>
MB	190	7,7
MS	209	9,1

5.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os resultados obtidos no teste de tração dos corpos-de-prova contendo a solda no sentido transversal da tensão aplicada e o metal de base sem a solda, encontram-se na Tabela 5 e uma curva de cada, MS e MB, podem ser visualizadas na Figura 60.

Segundo os valores da Tabela 5, não houve diferença significativa nos valores de limite de escoamento (σ_e) e resistência à tração (σ_R). Somente o alongamento médio (ΔL) do metal de solda foi diminuído de 32,4% para 19,2%. A menor ductilidade do MS está possivelmente relacionada com a microestrutura e com a estrutura de defeitos, possivelmente gerada pelo processo de soldagem. Essa queda na ductilidade está coerente com a maior dureza encontrada na região do MS, mostrando que a capacidade de deformação nessa região é menor.

Figura 60 – Gráfico Tensão x Deformação para as regiões MB e MS.

Tabela 5 – Média dos valores de tensão de escoamento, tensão de resistência e alongamento obtida através do ensaio de tração.

Região	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	ΔL (%)
MS	461	553	19,2
MB	457	537	32,4

Cunha (2008) em estudo com um aço ARBL muito similar ao desse trabalho citou, com base na folha de dados técnicos da CSN, uma faixa de limite de escoamento, limite de resistência e deformação para a região do metal de base. Segundo Cunha, $\sigma_e = (410-510)$ MPa, $\sigma_R = (480-580)$ MPa e $\varepsilon = 22\%$. Portanto os valores encontrados experimentalmente neste trabalho estão próximos dos valores obtidos na literatura.

Comparando a variação das propriedades mecânicas do MB com o MS obtida neste trabalho e a de outro trabalho com estudo similar (BUSCHIAZZO, 2006) nota-se que os resultados diferenciaram um pouco deste, pois o trabalho atua obteve um pequeno ganho de σ_e (1%), σ_R (3%) e dureza (10%) mas grande perda de alongamento (59%), enquanto Buschiazzo (2006) obteve um grande aumento na dureza (54%) e grande perda de alongamento (60%) também, o que seria o mais esperado. A diferença entre os trabalhos é o processo de soldagem e consequentemente os ciclos térmicos empregado e a microestrutura desenvolvida neste, portanto a possível explicação para a diferença está na microestrutura desenvolvida no processo de soldagem.

5.4 ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

5.4.1 – Propagação no sentido longitudinal ao cordão de solda no aço RD480

Dos ensaios de propagação de trincas por fadiga, obtiveram-se as curvas da taxa de propagação de trincas (da/dN) nas regiões do MB, ZTA e MS, em função da variação do Fator Intensidade de Tensão no ciclo de um carregamento (ΔK). As curvas de propagação de trincas por fadiga para a faixa entre 10^{-8} e 10^{-6} m/ciclo (estágio II) encontram-se na Figura 61. A primeira informação que se pode obter do gráfico é que os resultados dos dois ensaios para cada região (MS, ZTA e MB) foram bem similares.

Analisando os valores obtidos pelos ensaios, vê-se que o MB é onde inicia-se a propagação de trinca mais facilmente, seguido da ZTA e por fim MS. Para um mesmo

valor de ΔK , o MB possui a maior taxa de propagação de trincas, a ZTA uma taxa intermediária e o MS a menor taxa de propagação.

A alteração na taxa de propagação de trincas entre as regiões MB, ZTA e MS pode ser influência de vários fatores, entre eles as diferenças das microestruturas, as diferentes fases formadas nestas regiões e também as tensões residuais inseridas pelo processo de soldagem. Neste presente trabalho a influência das tensões residuais não foram avaliadas, mas sabe-se que elas influenciam de maneira benéfica ou maléfica dependendo da tensão, as tensões trativas aumentam a taxa de propagação, enquanto as compressivas diminuem as taxas de propagação (JANG et al, 2010; SHI, 1990).

Como o aço em estudo é um aço ferrítico-perlítico e que segundo a análise microestrutural do item 5.1, tanto o metal de base, quanto zona termicamente afetada e metal de solda são constituídos em sua grande maioria de ferrita, é a morfologia desta fase que influencia de maneira mais significativa na taxa de propagação de trincas. Como a microestrutura do metal de solda é muito refinada e complexa, o que pode tornar o caminho da trinca mais tortuoso e foi verificado a presença de bainita e perlita degenerada, que são constituintes com maior dureza em relação a ferrita, a taxa de propagação de trincas desta região tende a ser menor. A microestrutura da zona termicamente afetada passou por um refinamento de grão e, além disso, houve uma homogeneização do microconstituente perlita, o que sendo um constituinte de maior dureza que a ferrita, pode também contribuir na diminuição da taxa de propagação de trincas em relação ao metal de base. A região do metal de base é entre elas a que possui maior tamanho de grão e também a presença de colônias perlíticas distribuídas de maneira menos homogenia, portanto pode-se atribuir a esta região a maior taxa de propagação de trincas.

A morfologia da microestrutura afeta a taxa de propagação como já dito anteriormente, dependendo da morfologia o caminho da trinca fica mais tortuoso e dependendo também da quantidade e distribuição das fases e microconstituente mais duros a taxa de propagação da trinca pode ser menor. As influências das microestruturas e das fases formadas na taxa de propagação de trincas podem ser observadas em vários trabalhos na literatura, entre eles está o trabalho de Laurito (2010), que realizou várias rotas de tratamento térmico em um aço ARBL de composição idêntica a deste trabalho, e obteve microestruturas diferentes em cada tratamento e ao submetê-los a ensaios de propagação de trincas, obteve taxas de propagação de trincas diferentes dependendo da microestrutura formada, fases e quantidades destas.

Figura 61 – Gráfico de Propagação de trincas por fadiga com $R=0,1$. Comparação entre metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA), e metal de solda (MS) do aço RD480.

Entre alguns pesquisadores que obtiveram variações na taxa de propagação de trincas para as diferentes regiões da solda de um aço ARBL, pode se citar: Buschiazzo (2006) e Beltrão (2005) que obtiveram maiores taxas de propagação de trincas para o MB, taxas intermediárias para ZTA e menores taxas de propagação para MS; De Marco Filho (2002) obteve maiores taxas de propagação para a ZTA, intermediárias para o MB e menores taxas para o MS; Fernandes (2002) que obteve maiores taxas para o MB e menores para o MS (não ensaiou a ZTA). Jang et al (2010) também verificou uma maior taxa de propagação de trincas para o MB em relação a ZTA e MS, porém para aços inoxidável (316L) e atribui a diferença das taxas à diferença microestrutural entre essas regiões e também as tensões residuais geradas nas mesmas. Portanto, pode-se inferir que microestruturas diferentes no plano da trinca alteram a taxa de propagação das trincas.

5.4.2 – Propagação no sentido transversal ao cordão de solda no aço RD480

O ensaio de propagação de trincas por fadiga, com o cordão de solda no sentido transversal à propagação gerou a curva em escala *log-log* apresentada na Figura 62, pertinente à taxa de propagação de trincas na região entre 10^{-8} e 10^{-6} m/ciclo (estágio II), onde a trinca foi iniciada no MB, passando pela ZTA e terminando no MS.

Como indicado na Figura 62, a trinca inicia sua propagação estável no MB com $a \approx 22$ mm (tamanho de trinca) e $\Delta K \approx 15 \text{ MPa m}^{1/2}$ passando para a região da ZTA com aproximadamente $a \approx 29$ mm e $\Delta K \approx 23 \text{ MPa m}^{1/2}$ e chegando na região do MS com $a \approx 31$ mm e $\Delta K \approx 29 \text{ MPa m}^{1/2}$.

Figura 62 - Gráfico de Propagação de trincas por fadiga com $R=0,1$. Propagação de trincas no sentido transversal ao cordão de solda. Onde MB = metal de base, ZTA = zona termicamente afetada e MS = metal de solda.

O gráfico de propagação de trincas com sentido transversal apresentado na Figura 62, foi comparado com o gráfico de propagação de trincas no sentido longitudinal ao MS, ZTA e MB apresentado na Figura 61, gerando um novo gráfico (Figura 63). As linhas verticais dividindo o gráfico representam os limites entre as regiões (MB, ZTA e MS) em relação aos dados do ensaio transversal (quadrado cheio).

Podemos então comparar a propagação de trincas no sentido longitudinal ao MB (círculo vazio de cor preta) com a região do MB de propagação de trincas no sentido transversal (quadrado cheio de cor preta - primeira região), a propagação de trincas no sentido longitudinal a ZTA (quadrado vazio de cor vermelha) com a região da ZTA de propagação de trincas no sentido transversal (quadrado cheio de cor preta - segunda região) e por ultimo a propagação de trincas no sentido longitudinal ao MS (triângulo vazio de cor azul) com a região do MS de propagação de trincas no sentido transversal (quadrado cheio de cor preta - terceira região). Ao realizar estas comparações, observa-se que as taxas para

a região da ZTA e MS são muito parecidas independente se a propagação de trincas por fadiga se dá no sentido longitudinal ou transversal.

Figura 63 - Gráfico de propagação de trincas por fadiga, comparação entre o ensaio transversal e o longitudinal nas regiões metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS).

Para a região do MB, observa-se que a taxa de propagação de trincas no sentido transversal, similares à do sentido longitudinal no início do ensaio ($\Delta K \approx 16 \text{ MPa m}^{1/2}$), vai se distanciando do resultado obtido pelo sentido longitudinal com o aumento de ΔK , ou seja, à medida que a ponta da trinca caminha para a ZTA a trinca vai sofrendo influencia da microestrutura logo a frente da ponta da trinca, ZTA e MS, alterando com isso a taxa de propagação da trinca e tendendo a taxas de propagação similares a da região da ZTA e MS. Um fator que também pode contribuir para que a taxa de propagação no MB transversal seja menor que no longitudinal é a anisotropia do material. As figuras 64 (a), (b) e (c), mostram as direções de propagação das trincas por fadiga nas regiões MB, ZTA e MS em relação ao plano da obtenção das microestruturas. O sentido de propagação no ensaio longitudinal é entrando na figura (indicado pela seta menor) e o sentido do ensaio transversal é da seta horizontal da esquerda para direita.

Figura 64 – Sentido da propagação de trincas por fadiga, indicado pelas setas de cor vermelha, em relação às microestruturas nos ensaios de propagação longitudinal no metal de solda (Long. MB), zona termicamente afetada (Long. ZTA) e metal de solda (Long. MS) e propagação transversal ao cordão de solda (Trans.)

Ao contrário da ZTA e MS, no MB as trincas encontram microestruturas diferentes ao se propagarem no sentido longitudinal e transversal, o que também pode ser uma das diferenças entre as taxas de propagação apresentadas no gráfico da Figura 63.

5.4.3 – Propagação no sentido longitudinal ao cordão de solda nos aços RD480, SAE 1010AA e S275JR

As condições dos ensaios de propagação de trincas por fadiga na solda para os aços SAE1010AA e S275JR foram as mesmas dos ensaios anteriores. Estes ensaios tiveram como objetivo/motivação verificar a diferença entre as taxas de propagação de trincas para os diferentes aços que podem ser utilizados na fabricação de aros de rodas automotivas, e indicados por Versuto (2010). Os dados obtidos encontram-se no gráfico da Figura 65. Os resultados mostram que os aços ARBL (S275JR e RD480) apresentaram menores taxas de propagação quando comparados com o aço de baixo carbono (SAE1010AA), e que entre os aços ARBL houve uma pequena diferença nas taxas, sendo o aço RD480 com o melhor resultado.

Resultados obtidos do trabalho de Versuto (2010) mostraram que o limite de resistência a tração, a dureza e tenacidade dos aços ARBL são superiores a do aço SAE1010AA, e entre os aços ARBL as propriedades mecânicas do aço RD480 são melhores. O aço RD480 possui adição de Nb e Ti, além de maior teor de Mn e menor de C, quando comparado com o aço S275JR; além de processamentos termomecânicos diferentes, o que confere ao aço RD480 maior limite de resistência a tração, maior dureza e maior tenacidade em relação aos outros. Em relação à microestrutura do cordão de solda os aços ARBL possuem estruturas mais refinadas e com morfologias mais

heterogeneias que a do aço SAE1010AA. Devido a esses resultados, já era esperado que os aços ARBL apresentassem menores taxas de propagação de trincas e entre eles o aço RD480 tivesse a menor taxa de propagação e foi justamente o observado pela Figura 65.

Figura 65 - Gráfico de Propagação de trincas por fadiga com $R=0,1$, comparação entre a propagação de trincas no metal de solda dos aços SAE1010, S275JR e RD480.

5.5 MODELAGEM DAS CURVAS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

Conforme mostrado na revisão bibliográfica, no item 3.3.3, as curvas de propagação de trincas por fadiga ($da/dN \times \Delta K$) podem ser representadas por vários modelos matemáticos, entre eles o mais tradicional é o de Paris-Erdogan (1963). Recentemente um modelo Exponencial foi desenvolvido por Adib e Baptista (2007) para melhor descrever estas curvas para alguns materiais que tendem a desviar do modelo linear. Neste trabalho estes dois modelos matemáticos foram testados para descrever a propagação de trincas por fadiga. O de Paris-Erdogan utiliza a equação (3) e o Exponencial as equações (4) e (5). As comparações quantitativas do desempenho desses dois modelos foram feitas empregando-se a média percentual dos resíduos acumulados por meio da

equação (6), que representa o desvio entre os pontos determinados pelos modelos propostos e os pontos experimentais.

Gráficos representativos com os pontos experimentais e as curvas correspondentes aos dois modelos matemáticos testados para cada região da solda (MB, ZTA e MS) encontram-se nas Figuras 66 a 68. Os parâmetros calculados de Paris-Erdogan (n e C) e do modelo exponencial (α e β), assim como os erros, encontram-se na Tabela 6.

Segundo os valores dos erros da Tabela 6 e das curvas apresentadas nas Figuras 66 a 68 o modelo que melhor se ajusta às três regiões para este aço, nas condições destes ensaios, é o modelo Exponencial, pois resulta em um menor erro. Entre as três regiões da solda a que mais se adequou ao modelo exponencial é a região do metal de solda.

Figura 66 – Comparação do modelo de Paris-Erdogan com Exponencial do ensaio no MB.

Figura 67 – Comparação do modelo de Paris-Erdogan com Exponencial do ensaio na ZTA.

Figura 68 – Comparação do modelo de Paris-Erdogan com Exponencial do ensaio no MS.

Tabela 6 – Valores dos parâmetros calculados de Paris-Erdogan, do modelo exponencial e o percentual do erro para as regiões do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.

Região	Modelo de Paris-Erdogan			Modelo Exponencial		
	n	C	% Erro	α	β	% Erro
MB	4,23	$1,66 \times 10^{-13}$	17,0	-11,12	-112,26	7,8
	3,52	$1,88 \times 10^{-12}$	26,0	-12,00	-87,46	12,9
ZTA	3,81	$3,69 \times 10^{-13}$	13,3	-11,97	-107,18	8,2
	3,98	$1,90 \times 10^{-13}$	19,1	-11,51	-123,87	11,0
MS	4,51	$1,99 \times 10^{-14}$	13,5	-11,09	-151,76	5,9
	4,26	$1,99 \times 10^{-14}$	19,8	-11,67	-125,92	10,4

5.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

5.6.1 – Análise fractográfica dos CPs submetidos a propagação de trinca por fadiga no sentido longitudinal a metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.

A análise fractográfica foi realizada por Microscopia Eletrônica de Varredura com detector de elétrons secundários. Foram observadas as superfícies de fratura dos corpos-de-prova submetidos ao ensaio de propagação de trincas por fadiga e as imagens encontram-se na Figura 69 de (a) até (f). A Figura 69(a) apresenta a região do MB no início da propagação ($\Delta K \approx 17 \text{ MPa m}^{1/2}$) e (b) MB no final da propagação ($\Delta K \approx 42 \text{ MPa m}^{1/2}$); (c) Apresenta a região da ZTA no início da propagação ($\Delta K \approx 21 \text{ MPa m}^{1/2}$) e (d) ZTA no

final da propagação ($\Delta K \approx 42 \text{ MPa m}^{1/2}$); (e) Apresenta a região do MS no início ($\Delta K \approx 26 \text{ MPa m}^{1/2}$) e (f) MS no final da propagação ($\Delta K \approx 47 \text{ MPa m}^{1/2}$). O sentido da propagação da trinca é o indicado pela seta de cor vermelha.

Figura 69 – Fractografias obtidas por MEV com ampliação de 1000X no início ou final da propagação estável da trinca nas regiões do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda, o sentido de propagação de trincas é indicado pela seta de cor vermelha. (a) MB início, (b) MB final, (c) ZTA início, (d) ZTA final, (e) MS início, (f) MS final.

Nota-se, principalmente no início da propagação estável, que a região do metal de solda (Figura 69-e-f) é a que possui menos marcas de deformação indicando sua menor capacidade de deformação, porém as marcas de deformação são mais intensas devido a sua microestrutura complexa e heterogênea. Vê-se também um maior número de trincas secundárias nesta região. A região do metal de base (Figura 69-a-b) é a que possui um maior número de marcas de deformação devido a sua maior ductilidade, porém as marcas são menos intensas devido a microestrutura mais simples e homogênea. Observa-se também a presença de trincas secundárias. A zona termicamente afetada (Figura 69-c-d), por apresentar propriedades intermediárias às outras regiões, apresenta também uma fratura com características intermediárias às observadas para as outras duas regiões. Entre o início e o final da propagação estável da trinca nota-se que no final da propagação, devido ao maior valor de ΔK , as marcas de deformação ficaram mais intensas, além disso a grande diferença entre as fractografias das três regiões observada no início da propagação (Figura 69-a-c-e) se tornou menor no final da propagação da trinca (Figura 69-b-d-f).

A Figura 70 apresenta as regiões no final da propagação estável das trincas ($42 < \Delta K < 47 \text{ MPa m}^{1/2}$) com ampliações maiores, 5000X e 10000X, sendo (a) e (b) para o MB, (c) para ZTA e (d) para o MS. O sentido de propagação está indicado pelas setas de cor vermelha.

De acordo com a Figura 70, nota-se que somente na região do MB é que foi possível observar a estria de fadiga, com ampliação de 5000X (a) e 10000X (b). Na região da ZTA (c) e MS (d) são visualizadas marcas mais grosseiras, associadas à formação de trincas secundárias. Brooks e Choudhury (1993) mostraram que em muitos casos, especialmente para materiais que apresentam microestruturas complexas, as estrias de fadiga não se formam ou são extremamente difíceis de serem visualizadas.

Figura 70– Fractografias obtidas por MEV com ampliação de 5000X e 10000X no final da propagação estável da trinca nas regiões do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda, o sentido de propagação de trincas é indicado pela seta de cor vermelha. (a) MB com 5000X, (b) MB com 10000X (c) ZTA com 5000X, (d) MS com 5000X.

5.6.2 – Análise fractográfica do CP submetido a propagação de trinca por fadiga no sentido transversal ao metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.

A Figura 71 contém um desenho esquemático do CP Transversal onde são observadas as fractografias resultantes do ensaio de propagação de trincas no sentido transversal com ampliações de 2500X, onde (a) refere-se à região do MB ($\Delta K \approx 18 \text{ MPa m}^{1/2}$), (b) à região da ZTA ($\Delta K \approx 25 \text{ MPa m}^{1/2}$) e (c) à região do MS ($\Delta K \approx 35 \text{ MPa m}^{1/2}$). O sentido de propagação das trincas é indicado pela seta de cor vermelha.

Coerente com os resultados obtidos na análise fractográfica do item 5.6.1, nota-se que a região do metal de solda é a que possui menor quantidade de marcas de deformação, porém elas são mais intensas, seguido da zona termicamente afetada e a região do metal de base é a região com maior quantidade de marcas de deformação, porém menos intensas. Observou-se também a presença de trincas secundárias.

Figura 71 – Desenho esquemático do corpo-de-prova utilizado no ensaio de propagação de trincas com sentido de propagação transversal ao cordão de solda. Imagens obtidas pro MEV no modo elétron secundário com ampliações de 2500X.

6 CONCLUSÕES

Os resultados da análise microestrutural possibilitaram a caracterização microestrutural do aço em estudo nas regiões do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda. A região do metal de base é composta por grãos ferríticos, colônias perlíticas e austenita retida. A zona termicamente afetada possui refinamento de grão, devido a recristalização, e as colônias perlíticas antes visualizadas no metal de base agora estão distribuídas de forma mais homogênea. A região do metal de solda é composta principalmente por ferrita primária, ferrita de contorno de grão, ferrita acicular, e ferrita de segunda fase alinhada, caracterizando-se também por possuir microestrutura muito refinada.

O ensaio de dureza permitiu traçar um perfil de dureza das regiões da solda (metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda). Verificou-se que o metal de solda é a região com maior dureza, e que a zona termicamente afetada possui durezas intermediárias ao metal de solda e metal de base. A região do metal de base possui dureza mais baixa ou semelhante a algumas regiões da zona termicamente afetada. A diferença entre a dureza mais baixa e a mais alta é de aproximadamente 23%.

Por meio do ensaio de tração, verificou-se que não houve alteração significativa nos valores das propriedades de resistência mecânica (σ_R e σ_e) para a junta soldada; apenas a ductilidade do metal de solda foi reduzida.

Os dois ensaios de propagação de trincas por fadiga para cada região da solda (metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda) foram coincidentes e evidenciaram que o metal de solda apresenta maior resistência à propagação de trincas, seguido da zona termicamente afetada e o metal de base. O ensaio de propagação de trincas transversal ao cordão de solda permitiu correlação com os ensaios anteriores, mostrando que a taxa de propagação desvia-se daquela do metal base, tornando-se menor que ela à medida em que a ponta da trinca se aproxima da região da solda.

O ensaio de propagação de trincas no metal de solda para os três aços (um aço de baixo carbono e dois aços ARBL) indicados para aplicações nas indústrias de autopeças permitiu verificar que melhores resultados são encontrados para os aços ARBL.

Dos dois modelos matemáticos testados para descrever as curvas de propagação de trincas para os ensaios realizados neste trabalho o modelo exponencial apresentou melhor resultado.

A análise fractográfica dos corpos-de-prova após os ensaios de propagação de trincas permitiu concluir que o metal de solda apresenta linhas de deformação mais intensas e presença maior de trincas secundárias, seguido da zona termicamente afetada e metal de base. A presença de estrias de fadiga só foi possível ser observada no metal de base. Na zona termicamente afetada e metal de solda estrias grosseiras foram visualizadas.

RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar análise microestrutural do metal de solda com outros ataques químicos para melhor identificação das fases/microconstituintes formados no cordão de solda, como por exemplo, o reagente Le’Pera.

Realizar ensaios de propagação de trincas por fadiga a baixas temperaturas (-25°C) para verificar alteração ou não na taxa de propagação de trincas nas diferentes regiões da solda.

Realizar estudos de fadiga de alto ciclo em amostras sem entalhe iniciador da trinca, para obter informações acerca do efeito da soldagem por centelhamento na iniciação da trinca em amostras do aço RD 480, comparando-as às dos demais aços utilizados na fabricação de rodas automotivas.

Utilizar outros processos de soldagem, alternativos ao centelhamento, para comparar a qualidade do cordão de solda e as alterações microestruturais nas regiões da solda com as propriedades mecânicas e taxas de propagação de trincas por fadiga.

Realizar ensaios de propagação de trincas por fadiga utilizando carregamentos de amplitude variável ou espectros de carregamentos que simulam as estradas em mau estado de conservação.

REFERÊNCIAS

ADIB, A. M. L.; BAPTISTA, C. A. R. P. An Exponential Equation of Fatigue Crack Growth in Titanium. **Materials Science and Engineering**, v. 452-453, p. 321-325, 2007.

AKISUE, O.; USUDA, M. New Types of Steel Sheets for Automobile Weight Reduction. **Nippon Steel Technical Report**, n. 57, p.11-15. abr 1993.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and applications**. 2nd Ed. Florida: CRC Press Inc. 1995

ANDRADE, S. L.; TAISS, E. J. M.; ROSA, L. K. ULSAB-AVC: o aço no automóvel do futuro. In: CONGRESSO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 57. São Paulo, 2002. p. 721-731, (CD-ROM).

ANDRADE, S.L.; BATISTA, J.F.; TAISS, J.M.; ROSA, L.K. In: **Anais do 57th CONGRESSO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE MATALURGIA E MATERIAIS**, 57, São Paulo, 2002.

ASHBY, M. F; DAVID R. H. **Engenharia de Materiais**, v. 1. Uma introdução a propriedades, aplicações e projeto, Rio de Janeiro: Elsevier, 2007

ASM Handbook: **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. ASM International, 1993. V. 1.

ASM Handbook. **Welding, Brazing and Soldering**. 7th ed. Materials Park: American Society for Metals, 2005, p. 247-258.

ASTM – American Society for Testing and Materials. **E647-95a**. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ANNUAL Book of ASTM Standards. Philadelphia, 1997. v. 03.01, p. 557- 593

ASTM - American Society for Testing and Materials. **E8-01**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials, 2001

BAPTISTA, C.A.R.P. **Modelagem Preditiva do Comportamento de trincas defadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial**. 2000. Tese. (Doutorado) - Escola de Engenharia de Lorena / USP, Lorena.

BELTRÃO, M. A. N. **Propagação de trincas por fadiga em juntas soldadas longitudinais de aço para dutos da classe API 5L X -70**. 2005. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

BHADESHIA, H. K. D. H; SVENSSON, L. E. **Mathematical Modeling of Weld Phenomena** Dissertation (Master). Institute of Materials, London: 1993.

BRACARENSE, A. Q. **Processo de Soldagem por Resistência**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Geras, Escola de Engenharia, 2000.

BRANCO, C. M.; FERNADEZ, A. A.; DE CASTRO, P. M. S. T. **Fadiga de Estruturas Soldadas**, Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.

BRAZ, M. H. P. **Propriedades de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais**. 1999. Dissertação (Mestrado). Escola de Engenharia de São Carlos – USP. São Carlos.

BUSCHIAZZO, A. A. **Crescimento de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais em Aço da Classe API 5L-X70 para Risers Rígidos**. 2006. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 128p.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 4th ed. The Netherlands: Sijthoff and Noordhoff, 1986.

BROOKS, C.R.; CHOUDHURY, A. **Metallurgical Failure Analysis**. New York: McGraw-Hill, 1993.

COHEN, M.; HANSEN, S. S. On the Fundamentals of HSLA Steels. In: HSLA STEELS: **Metallurgy and applications**, 1985, Beijing. Proceedings of an International Conference on HSLA Steels '85, Ohio: ASM International , p.61-71, 1985.

COCHRANE, R.C. **Weld Metal Microstructures - A 'State-of-the-art' Review**. IIW Doc.1248-82, 1982. 13p.

COSTA NETO, C. A., **Estudo do comportamento à fratura da junta soldada de um tudo de aço que atende especificação API 5L no grau X70**, 1989. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferro Fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2 . ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1976

DOWLING, N.E. **Mechanical Behavior of Materials. Engineering methods for deformation, fracture and fatigue**. 2 nd ed. New Jersey: Prentice Hall, 1999.

DHUA, S. K.; MUKERJEE, D.; SARMA, D. S. Weldability and Microstructural Aspects of Shielded Metal Arc Welded HSLA-100 Steel Plates. **ISIJ International**, v. 42, n. 3, p. 290-298, 2002.

DE MARCO FILHO, M. **Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L Grau X-65 para Utilização em Risers Rígidos**, 2002. Tese (Doutorado), Universidade federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

ELBER, W. **The significance of fatigue crack closure. Damage tolerance in aircraft structures**. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1971. p. 230-247.

ELLYIN, F. **Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction**. London: Chapman & Hall, 1997.

EWALDS, H. L; WANHILL, R. J. J. **Fracture Mechanics**. London: Edward Arnold & Delftse Vitgevers Maatschappij, 1986. p. 304.

EASTERLING, K., **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Cambridge: Butterworths Co. England. 1983.

EL SOUDANI, S. M. et al, Anisotropy of Fatigue Crack Grow Propagation in Aluminium Alloy Butt Welded Joints, **Welding Journal**, Res. Supl., p.144, May 1975.

FERNANDEZ, J. L. **Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais**, Tese (Doutorado), PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.

GHOWEN, H. Microstructure and fatigue crack growth mechanism in high temperature titanium alloys. **International Journal Fatigue**. v. 32. P. 1448-1460

GROSSKREUTZ, J. C. Fatigue Mechanisms in the Sub-Creep Range. In: METAL FATIGUE DAMAGE - Mechanism, Detection, Avoidance and Repair. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1971. p.5-60. ASTM STP 495.

GERMANO, R. L. S.; MARTINS, C.A. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO , ABM, 31, 1994, Juiz de Fora. **Anais de Desenvolvimento de aço microligado para uso em rodas automotivas**.

GOURD, L. M. **Principles of Welding Technology**. Edward Arnold. 1980

GUNARAJ, V; MURUGAN, N. Prediction of Heat-Affected Zone Characteristics in Submerged Arc Welding of Structural Steel Pipes. **Welding Journal**, p. 94-98, 2002.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture mechanics of engineering materials**. Microstructural aspects of fracture toughness. 3rd ed. New York: John Wiley & Sons, 1989.

HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M.; KALWA, C. In: NIOBIUM 2001, Orlando, Florida, **Proceedings Development and production of high strength pipeline steels**. p. 1-28.

IIW – Welding International Institute. Sub-Commission IXJ **Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals**. 1988. IIW Doc. IX-1533-88.

IIW – Welding International Institute. Committee of Welding Metallurgy of Japan Welding Society. **Classification of Microstructures in Low C - Low Alloy Steel Weld Metal and Terminology**. Doc. IX - 1282-83. 22p.

ICHIYAMA, Y.; KODAMA, S. Flash-Butt Welding of High Strength Steels. **Nippon Steel Technical Report**. 95. Jan. 2007.

JACOBY, G. H; NOWACK, H; VAN LIPZIG, H. T. M. **Experimental Results and a Hypothesis for Fatigue Crack Propagation under Variable Amplitude Loading**. In: FATIGUE CRACK GROWTH UNDER SPECTRUM LOADS. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1976. p.172-183. ASTM STP 595

JANG, C.; CHO, P. Y.; KIM, M.; OH, S. J.; YANG, J. S. Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds. **Materials and Desing**, v.31, p. 1862-1870, 2010.

KANG, S. S .; MIN, K. B. A study on resistance welding in steel sheets for tailor welded blank Evaluation of Flash weldability and formability (2nd Report). **Journal of Mater. Process. Technol**, v. 103, p. 218-224, 2000.

KLESNIL, M.; LUKAS, P. **Fatigue of Metallic Materials**. 2nded, New York: Elsevier, 1992, p.270

KOZASU, I. Processing – **Thermomechanical Controlled Processing**. In: **Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels**, Weinheim: VCH, 1992, v. 7, p. 186-217

LAGNEBERG, R.; SIWECKI, T.; ZAJAC, S.; HUT, C. B. **The Role of Vanadium in Microlloyed Steels**. Stockhllm, Sweden: Swedish Institute for Metals Research, 1999.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6th ed. Cambridge: Abington Publishing. 1999

MAGNABOSCO, R. **Comparativo da Vida em Fadiga de 2 aços ARBL para Estampagem de Rodas Automotivas**. In: CONGRESSO INTERNACIONAL ANUAL DA ABM, 57, 2002, São Paulo.

MARTINS, C. A. **Apostila de solda a topo por centelhamento**. Centro de pesquisa CSN. Rio de Janeiro, Março, 1992. 43p.

MACHADO, I.G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: Editado pelo Autor, 1996.

METAL Handbook. **Welding, Brazing and Soldering**. 9th ed. Estados Unidos: American Society for Metals, 1983. p.557-580

MEYERS, M. A. KRISHAN, K. C. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

OGATA, P. H.; RAMIRES, M. G.; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A. A.; LANDGRAF, F. J. G. Caracterização microestrutural de aço API 5L X65, austenitizado e resfriado a diferentes taxas de resfriamento. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS, 18, 2008, Porto de Galinhas.

PADILHA, A. F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grãos e textura**. 3ed ver e ampl. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. **J. Basic Eng., Trans. ASME.**, v. 85, p. 528-534, 1963.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. **Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural**. São Paulo: Editora Unesp, 1995.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Essex: Applied Science Publishers, 1978. 275p.

REED-HILL, R. E., **Princípios de Metalurgia Física**. 2° ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 776p.

ROCKFELLER, M. P. **Avaliação de um aço conformável e um aço microligado ao Nb submetidos à soldagem a topo por centelhamento na produção de aro de rodas automotivas**, 70p, 1999. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal Fluminense. Volta Redonda.

SANTOS, F. B. **Estudo da eficiência do processo de soldagem de pontos por resistência elétrica utilizado na indústria automobilística**. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal Fluminense, 2006

SALERNO, G. **Influência da Deformação Média na Previsão de Vida em Fadiga de Baixo Ciclo da Liga AA7175-T1**. São Paulo: Departamento de Engenharia Mecânica, FEI, SP. 2003

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. New York: Kluwer. 2004

SICILIANO, F.; ONO, A. A. Aços microligados para peças forjadas e para cementação. In: CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO, 10, 2006. p. 56-57.

SILVA, A. L. V. C; MEI, P. R. **Aços e Ligas especiais**. São Paulo: Blucher. 2006

SHI, Y. W; CHEN, B. Y; ZHANG, J. X. Effects of welding residual stresses on fatigue crack growth behavior in butt welds of a pipeline steel. **Engineering Fracture Mechanics**. v. 36, n. 6, p. 893-902, 1990.

SOBCZYK, K., TRĘBICKI, J. Fatigue Crack Growth in Random Residual Stresses, **International journal of Fatigue**, n. 26, pp. 1179-1187, 2004.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2 nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

TEIXEIRA, Ricardo Santos. **Metodologia de análise de fadiga em componentes estruturais de aço baseada na mecânica da fratura**. 106p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerias. Belo Horizonte, 2004.

TOMKINS, B. The Mechanism of Stage II Fatigue Crack Growth. **Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.**, v.19, n .11, p.1295-1300, 1996.

ULSAB-AVC, OVERVIEW REPORT. 2010.(Gráfico contendo os aços utilizados no projeto ULSAB-AVC informando o limite de resistência por alongamento destes aços). Disponível em < <http://www.worldautosteel.org/Projects/ULSAB-AVC.aspx>> Acessado em outubro de 2010.

VERSUTO, B. C. B. **Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência em aços ARBL**. 2010. Dissertação (Mestrado). Escola de Engenharia de Lorena – USP. Lorena.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. **Soldagem, Processo e Metalurgia**. 2ed. São Paulo: Edgar Bluecker, 494p. 1995.

YAMAUCHI, N.; TAKA, T. Effect of chemical composition os flash weldability – effects of Si and Mn. **Welding Society**, p.70-75, 1987

ZRILIC, M.; GRABULOV.V.; BURZIC. Z.; ARSIC. M.; SEDMAK. S. Static and Impact Crack Properties of a High Strength Steel Welded. **Joint. Intern. J. Pressure Vessels and Piping**. V.84, 2006

ZEPTER, P. G. **Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160 em condições de carregamento monotônico e cíclico**. 120p. Dissertação (Mestrado). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2007.