

# Influência da Fração de Martensita Revenida na Vida em Fadiga de um Aço Estrutural com Aplicações em Sistemas de Ancoragem

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

### DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA DOS MATERIAIS E METALURGIA

Programa de Pós Graduação em Ciência dos Materiais e Metalurgia

> Rio de Janeiro Dezembro de 2002



# Influência da Fração de Martensita Revenida na Vida em Fadiga de um Aço Estrutural com Aplicações em Sistemas de Ancoragem

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo assinada.

Orientador: Prof. Marcos Venicius Soares Pereira

Rio de Janeiro Dezembro de 2002



# Influência da Fração de Martensita Revenida na Vida em Fadiga de um Aço Estrutural com Aplicações em Sistemas de Ancoragem

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC-Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo assinada.

#### Prof. Marcos Venicius Soares Pereira Orientador DCMM / PUC-Rio

Prof. Roberto Ribeiro de Avillez DCMM / PUC-Rio

**Dr. Arnaldo Freitas Camarão** T-Systems do Brasil – São Paulo

Dr. Raimundo Cabral de Medeiros Centro de Tecnologia de Solda

Prof. Ney Augusto Dumont Coordenador Setorial de Pós-Graduação PUC-Rio

Rio de Janeiro, 06 de dezembro de 2003.

Técnico Mecânica pela Escola Técnica Pandiá em formado Calógeras em Volta Redonda no ano de 1993, Graduou-se em Engenharia Metalúrgica Engenharia Industrial na Escola de Metalúrgica de Volta Redonda em 1998, Trabalhou na Cia. Brasileira de Amarras "Brasilamarras" no Setor de Tecnologia e Atualmente Trabalha Petrobrás Engenheiro na como de Equipamentos.

Ficha Catalográfica

Carneiro, Marcos Alex

Influência da Fração de Martensita Revenida na Vida em Fadiga de um Aço Estrutural com Aplicações em Sistemas de Ancoragem / Marcos Alex Carneiro; Orientador: Marcos Venicius Soares Pereira – Rio de Janeiro: PUC, Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, 2002.

v.1, 96f.:il.; 29.7 cm

Dissertação (mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento Ciência dos Materiais e Metalurgia.

Inclui referências bibliográficas.

 DCMM – Dissertações. 2. Cinética de Crescimento de Trincas. 3. Solda por centelhamento. 4. Elos de Amarras Offshore.
I. Carneiro, Marcos Alex. II. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia.
III. Título. PUC-Rio - Certificação Digital Nº 0025000/CA

A Luciane, minha esposa, pelo incentivo, amor, carinho e ao meu filho, Thales, pela motivação e compreensão.

### Agradecimentos

A todos os professores e funcionários da PUC pelo apoio àpesquisa.

Ao Prof. Marcos Venicius Soares Pereira pela orientação durante o trabalho.

Ao Sr. Sérgio Henrique Alvares da Motta pelo incentivo, sem o qual esta obra não teria sido realizada.

À Companhia Brasileira de Amarras "Brasilamarras" pelo material utilizado.

Aos meus colegas da PUC-Rio

Aos professores que participaram da Comissão Examinadora

#### Resumo

Carneiro, Marcos Alex; Pereira, Venicius Soares (Orientador). Influência da Fração de Martensita Revenida na Vida em Fadiga de um Aço Estrutural com Aplicações em Sistemas de Ancoragem. Rio de Janeiro, 2002. 96p: Dissertação de Mestrado – Departamento de Ciência de Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro

O grande potencial exploratório em águas profundas motiva a busca de um conhecimento tecnológico necessário para via bilizar a exploração e produção em alto mar. Paralelamente à busca de novas tecnologias de exploração e produção, a diminuição do risco de falha estrutural em unidades de exploração do tipo *offshore* tornou-se uma preocupação constante do setor, uma vez que falhas estruturais podem significar elevados custos decorrentes da utilização parcial de equipamentos, manutenção extemporânea, parada de produção, perdas materiais e, principalmente, perdas humanas e danos ao ecossistema.

Este trabalho apresenta um estudo sobre a influência da quantidade de martensita revenida sobre a cinética de propagação da trinca de fadiga em aço estrutural do tipo grau R4, largamente utilizado em componentes estruturais para sistemas de ancoragem de unidades flutuantes do tipo *offshore*, sendo fabricados por meio de soldagem por centelhamento. Corpos de prova do tipo CT foram usinados a partir do material de base e do material de solda e submetidos a tratamentos térmicos de têmpera em diferentes temperaturas de austenitização, sendo submetidos a tratamentos de revenido em temperatura única. A fim de promover uma comparação com a condição microestrutural industrial, corpos de prova também foram usinados de elos de amarras após procedimentos industriais de soldagem por centelhamento, têmpera e revenido. Posteriormente, num total de cinco condições microestruturais, os corpos de prova foram ensaiados sob condições cíclicas de carregamento, objetivando a determinação das curvas de crescimento de trinca (*a* versus *N* and *da/dN* versus  $\Delta K$  curve s).

Os resultados do desempenho em fadiga do material demonstram que a diminuição da quantidade de martensita revenida resultou no aumento da vida útil em fadiga do material, que a condição industrial está associada com a menor resistência à fadiga observada e que a vida em fadiga do material depende da posição de retirada do corpo de prova.

#### **Palavras-Chave**

Cinética de Crescimento de Trincas, Solda por centelhamento, Elos de Amarras Offshore.

#### Abstract

Carneiro, Marcos Alex; Pereira, Venicius Soares (Advisor). **Influence of Tempered Martensite on the Fatigue Life of Structural Steel for Mooring Systems**. Rio de Janeiro, 2002. 96p. M.Sc. Dissertation – Department of Materials Science and Metallurgy, Catholic University of Rio de Janeiro.

The great exploratory potential in deep waters has led companies in the oil sector to search for the necessary technological improvement to make the offshore exploration and production feasible. In parallel to searching for new technologies, the reduction in risks of structural failure has become the sector's constant practice, considering that such failures mean high costs due to partial use of equipments, extemporary maintenance, production stops, material losses and, mainly, damage to the ecosystem and loss of lives.

A study has been made concerning the influence of the fraction of tempered martensite on the kinetics of fatigue crack growth in a grade R4 structural steel, largely used for fabricating offshore mooring chains by means of flash welding. CT specimens were machined from the base material as well as the welded joints and subjected to quenching from different austenizing temperatures and tempering at a given temperature. Aiming at the comparison with the material in industrial condition, CT specimens were also machined from chain links after flash welding, quenching and tempering under industrial conditions. After that, in a total of five microstructural conditions, the specimens were cyclically loaded in order to obtain the fatigue crack growth curves (a versus N and da/dN versus  $\Delta K$  curves).

The results show that the fatigue life of the material has increased when decreasing the fraction of tempered martensite, the industrial condition is associated with the smallest fatigue resistance and the fatigue life depends on the position where the fatigue specimens were taken form the chain like.

#### Keywords

Fatigue Crack Growth, Flash Welding; Offshore Chain links.

## Sumário

1 – Introdução	17
2 – Revisão bibliográfica	20
2.1 – Fadiga	20
2.2 - Nucleação de trincas por fadiga	23
2.3 - Ciclos de tensões característicos do processo de fadiga	25
2.4 - Variáveis atuantes no processo de fadiga	26
2.5 - Taxa de crescimento de trinca em fadiga	28
2.6 - Efeito da microestrutura nas propriedades de fadiga	30
3 - Material e procedimento experimental	39
3.1 - Material	39
3.2 - Posição de retirada e geometria dos corpos de prova	40
3.2.1- Corpos de prova de tração	41
3.2.2 - Corpos de prova de fadiga	42
3.3 - Tratamentos térmicos	44
3.3.1 - Tratamento térmico de têmpera	45
3.3.1.1 - A têmpera do material	47
3.3.2 - Tratamento térmico de revenido	49
3.4 - Caracterização microestrutural	49
3.5 - Ensaio de tração	50
3.6 - Pré-trincamento dos corpos de prova de fadiga	50
3.7 - Ensaios de fadiga em carregamento de amplitude constante	51

4 – Resultados	52
4.1 - Caracterização microestrutural do material	52
4.2 - Propriedades mecânicas do material	57
4.3 - Ensaios de fadiga	58
5 - Discussão dos resultados	72
5.1 – Influência da microestrutura	72
5.2 - Modelagem das curvas de crescimento de trinca	82
6 – Conclusões	90
7 – Referências bibliográficas	92

10

# Lista de figuras

Figura 1 – Sistema de ancoragem e prospecção de uma unidade de	
FPSO (Flotation Production Storage Oil)	19
Figura 2 – Está gios de propagação de trincas de fadiga	21
Figura 3 – Mecanismos de nucleação de trinca em fadiga	
Figura 4 – Nucleação de trinca de fadiga nas bandas de deslizamento	24
Figura 5 – Ciclos típicos de fadiga	25
Figura 6 – Curva da /dN versus $\Delta K$	29
Figura 7 - Esquema de processamento do material	36
Figura 8 – Geometria típica de um elo sem malhete com aplicações em	
sistemas de ancoragem offshore	40
Figura 9 - Posição de retirada dos corpos de prova para os ensaios de	41
tração	
Figura 10 - Geometria dos corpos de prova para os ensaios de tração	42
Figura 11 - Orientação de retirada dos corpos de prova para os ensaios	42
de fadiga	
Figura 12 - Posição de retirada dos corpos de prova para os ensaios de	
fadiga (CT) em função do diâmetro da barra	43
Figura 13 - Geometria e dimensões dos corpos de prova de fadiga do tipo	
СТ	44
Figura 14 - Diagrama de equilíbrio termodinâmico para o aço estrutural R4	46
Figura 15 - Diagrama fração de fases versus temperatura para o aço	
estrutural R4	
Figura 16 - Esquema de realização dos tratamentos térmicos	48
Figura 17 - Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após	54
têmpera partindo da temperatura de austenitização de 685Cº	
Figura 18 - Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após	54
têmpera partindo da temperatura de austenitização de 720Cº	

Figura 19 - Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após	
têmpera partindo da temperatura de austenitização de 755Cº	54
Figura 20 - Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após	
têmpera partindo da temperatura de austenitização de 775Cº	54
Figura 21- Aspectos microestruturais do aço grau R4 temperado a 775ºC	
e revenido na temperatura de 600º C	54
Figura 22 - Aspectos microestruturais do aço grau R4 temperado a 775ºC	
e revenido na temperatura de 640º C	54
Figura 23 - Aspectos microestruturais do aço grau R4 temperado a 775ºC	
e revenido na temperatura de 680º C	55
Figura 24 - Aspectos microestruturais do aço grau R4 temperado a	
775°C e revenido na temperatura de 720°C	55
Figura 25 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural A	55
Figura 26 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural B	55
Figura 27 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural C	55
Figura 28 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural D	55
Figura 29 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural E	56
Figura 30 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural A	56
Figura 31 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural B	56
Figura 32 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural C	56
Figura 33 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural D	56
Figura 34 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição	
microestrutural E	56
Figura 35 - Curva a versus N do material de base na condição	
microestrutural A.	61

Figura 36 - Curva da/dN versus ${}_{\Delta}K$ do material de base na condição	
microestrutural A	62
Figura 37 - Curva <i>a</i> versus N do material de solda na condição	
microestrutural A	62
Figura 38 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta \! K}$ do material de solda na condição	
microestrutural A	63
Figura 39 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base na condição	
microestrutural B	63
Figura 40 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta K}$ do material de base na condição	
microestrutural B	64
Figura 41 - Curva <i>a</i> versus N do material de solda na condição	
microestrutural B	64
Figura 42 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta\!K}$ do material de solda na condição	
microestrutural B.	65
Figura 43 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base na condição	
microestrutural C	65
Figura 44 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta \! K}$ do material de base na condição	
microestrutural C	66
Figura 45 - Curva <i>a</i> versus N do material de solda na condição	
microestrutural C	66
Figura 46 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta K}$ do material de solda na condição	
microestrutural C	67
Figura 47 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base na condição	
microestrutural D	67
Figura 48 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta K}$ do material de base na condição	
microestrutural D	68
Figura 49 - Curva <i>a</i> versus N do material de solda na condição	
microestrutural D	68
Figura 50 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta K}$ do material de solda na condição	
microestrutural D	69
Figura 51 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base na condição	
microestrutural E	69

Figura 52 - Curva da/d $N$ versus $\Delta K$ do material de base na condição	
microestrutural E	70
Figura 53 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de solda na condição	
microestrutural E	70
Figura 54 - Curva da/d $N$ versus $\Delta K$ do material de solda na condição	
microestrutural E	71
Figura 55 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base para todas as condições	
microestruturais	71
Figura 56 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de solda para todas as	
condições microestruturais	72
Figura 57 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base para as condições	
microestruturais A e D	74
Figura 58 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de solda para as condições	
microestruturais A e D	74
Figura 59 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base para as condições	
microestruturais A e E	76
Figura 60 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de solda para as condições	
microestruturais A e E	76
Figura 61 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base e de solda para	
condição microestrutural A	78
Figura 62 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base e de solda para	
condição microestrutural B	78
Figura 63 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base e de solda para	
condição microestrutural C	79
Figura 64 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base e de solda para	
condição microestrutural D	79
Figura 65 - Curva <i>a</i> versus <i>N</i> do material de base e de solda para	
condição microestrutural E	80
Figura 66 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do material de base para todas as	
condições microestruturais	83
Figura 67 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do material de solda para todas as	
condições microestruturais	83

Figura 68 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do material de base para as condições	
microestruturais A e D	84
Figura 69 - Curva da/dN versus ${\it \Delta} K$ do material de solda para as	
condições microestruturais A e D	84
Figura 70- Curva da/dN versus ${}_{\Delta}K$ do material de base para as condições	
microestruturais A e E	85
Figura 71 - Curva da/d $N$ versus ${}_{\Delta K}$ do material de solda para as	
condições microestruturais A e E	85
Figura 72 - Curva da/dN versus ${}_{\Delta K}$ do material de base e de solda na	
condição microestrutural A	86
Figura 73 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do material de base e de solda na	
condição microestrutural B	86
Figura 74 - Curva da/dN versus ${}_{\Delta K}$ do material de base e de solda na	
condição microestrutural C	87
Figura 75 - Curva da/dN versus ${}_{\Delta K}$ do material de base e de solda na	
condição microestrutural D	87
Figura 76 - Curva da/dN versus $\Delta K$ do material de base e de solda na	
condição microestrutural E	88

15

## Tabelas

Tabela 1 - Valores de <i>m</i> em função do teor de C e microestrutura	
resultante	34
Tabela 2 - Composição química característica do aço estrutural grau R4.	39
Tabela 3 - Condição do material em função das frações de austenita	
calculadas	45
Tabela 4 - Fração volumétrica de ferrita em função das temperaturas de	
têmpera	52
Tabela 5 - Resultados da análise difratométrica	53
Tabela 6 - Valores médios de microdureza Hv em função dos tratamentos	
térmico de revenido	53
Tabela 7 - Valores médios da microdureza Hv em função das diferentes	
condições microestruturais	57
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do aço grau 4 na do material de base	
e da solda em função da condição microestrutural do material	57
Tabela 9 - Parâmetros do ensaio de crescimento de trinca de fadiga para	
todas as condições de material de base	58
Tabela 10 - Parâmetros do ensaio de crescimento de trinca de fadiga para	
todas as condições de material de solda	59
Tabela 11 - Taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para todas as	
condições de material de base	59
Tabela 12 - Taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para todas as	
condições de material de solda	60
Tabela 13 - Log da taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para	
todas as condições de material de base	60
Tabela 14 - Log da taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para	
todas as condições de material de solda	61
Tabela 15 - Número de ciclos para a falha do aço estrutural grau R4.	81
Tabela 16 - Valores das constantes <i>m</i> e C de todas as condições	89

#### 1 Introdução

A exploração de petróleo no mar é responsável por porcentagens cada vez maiores e crescentes da produção mundial desta riqueza. O grande potencial exploratório em águas profundas leva as empresas do setor do petróleo a buscarem o conhecimento tecnológico necessário para viabilizar a exploração e produção em alto mar. Paralelamente à busca de novas tecnologias de exploração e produção, a diminuição do risco de falha estrutural, e a previsão da vida útil de sistemas, instalações e equipamentos em unidades do tipo *offshore* são consideradas tecnologias chave para países, como o Brasil, que se acham seriamente empenhados num processos de expansão industrial. A previsão da vida útil está intimamente associada à garantia da integridade estrutural do componente e, portanto, é de fundamental importância a implantação de uma política economicamente viável que possa quantificar o dano presente em tais componentes, de maneira a prever de maneira confiável a sua vida residual e programar ações de extensão de sua vida útil.

Muitos projetos admitem que a fratura dos componentes ocorrerá entre a tensão de escoamento e o limite de resistência dos materiais empregados. Entretanto, existem casos onde a fratura pode ocorrer em tensão inferior ao limite de escoamento, como no caso das falhas por fadiga, tornando ineficiente o critério anteriormente descrito. A grande maioria das falhas em serviço de componentes estruturais e mecânicos ocorre devido a problemas de fadiga, caracterizadas por aplicações repetidas de tensões cíclicas inferiores ao limite de escoamento do material. Com isso, uma boa parte dos recursos destinados, para pesquisas na área metal-mecânica, a nível mundial, tem sido destinada para a avaliação do comportamento de materiais sob o efeito de regimes cíclicos de carregamento.

Uma unidade flutuante posicionada em uma locação offshore está sujeita a forças ambientais tais como ondas, ventos e correntes marítimas. A finalidade principal de um sistema de ancoragem para este tipo de unidade é restringir deslocamentos resultantes da ação das forças ambientais e, conseqüentemente, permitir a operação de equipamentos no fundo do mar. Sendo assim, o sistema de ancoragem deve ser constituído de várias linhas de ancoragem posicionadas de maneira adequada ao redor da unidade. O tipo de sistema de ancoragem a ser utilizado dependerá das características ambientais do local de instalação, bem como da resposta da unidade em questão à ação ambiental nas várias direções de incidência e, ainda, das limitações impostas pelo *layout* submarino do campo em questão, como mostra a Figura 1.

Os elos de amarras dos sistemas de ancoragem de unidades flutuantes *offshore* são fabricados por um processo que envolve soldagem por centelhamento de barras circulares de aços estruturais. Uma das vantagens da soldagem por centelhamento se deve ao fato de que, quando realizada sob condições ótimas, as juntas resultantes possuem uma boa resistência à fratura, ao ponto de se romperem fora da zona termicamente afetada e exibindo, portanto, o nível de tensão de fratura correspondente ao limite de resistência mecânica do material de base [1-2]. No entanto, variações nas condições de soldagem, provocadas por falta de controle adequado dos parâmetros de soldagem, podem resultar na formação de descontinuidades e/ou filmes de óxidos na região de caldeamento (plano de solda), implicando numa deterioração nas características mecânicas da junta soldada [1-2].

Por outro lado, os ciclos térmicos durante o processo de soldagem por centelhamento, associado com a composição química do material e geometria do componente, são os responsáveis pelas características microestruturais da junta soldada, definindo a resistência à fratura da junta soldada e, conseqüentemente, a integridade estrutural do próprio componente. Com o objetivo de melhorar a resistência à fratura da junta soldada, emprega-se tratamentos térmicos de têmpera e revenido pós-soldagem e, por isto, o conhecimento e controle adequado dos parâmetros adotados em tais tratamentos são tão relevantes quanto o conhecimento e controle dos parâmetros de fabricação das juntas soldadas. Desta maneira, o presente trabalho analisa a influência de diferentes temperaturas de austenitização sobre a fração transformada de martensita, bem como o efeito da quantidade de martensita revenida sobre a cinética de propagação da trinca de fadiga em aço estrutural do tipo grau 4 de aplicações em sistemas de ancoragem para unidades flutuantes do tipo *offshore*.



Figura 1 - Sistema de ancoragem e prospecção de uma unidade FPSO (Flotation Production Storage Oil)

#### 2 Revisão Bibliográfica

O processo de fadiga resulta do desenvolvimento progressivo de uma trinca sob a influência de aplicações cíclicas de tensões, que são inferiores à tensão capaz de provocar a fratura do material sob carga monotônica e muitas vezes, com valores nominais inferiores ao limite de escoamento do material [3]. Estima-se que 90% das falhas em serviço de componentes mecânicos e estruturais sejam atribuídas ao fenômeno de fadiga [4].

Dependendo do tipo de solicitação sofrida pelo componente, o processo de fadiga pode ser mais facilmente caracterizado pelo valor das tensões aplicadas (amplitude constante) ou pelo valor das deformações resultantes (tensão constante). Costuma-se considerar o primeiro caso como fadiga controlada por tensão *stress controlled fatigue* e o segundo como sendo fadiga controlada por deformação *strain controlled fatigue* [5].

Fadiga de baixo ciclo é o regime caracterizado por alta sobre-tensões. A linha divisória entre baixo e alto ciclo de fadiga é considerada ser de  $10^4$  e  $10^5$  ciclos, arbitrária mas comumente aceita [6].

Na prática, esta distinção é feita determinando-se a componente da deformação, imposta durante o carregamento cíclico, é elástica (alto ciclo) ou plástica (baixo ciclo), que de certa forma depende das propriedades do metal bem como da magnitude das tensões nominais. [7].

O processo de fadiga pode ser dividido em três estágios como mostra a Figura 2:

- Estágio **I** - Corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada e a sua propagação inicial. Este estágio não é visível a olho nu na superfície da fratura pois, normalmente, não se estende por mais de 2 a 5 grãos, ou seja, da ordem de alguns nanômetros por ciclo. Pode corresponder de 0 a 90% do número total de ciclos que o componente suporta antes de falhar. A presença de entalhes e altas tensões localizadas reduzem a duração deste estágio.

- Estágio **II** - Corresponde ao crescimento estável da trinca num plano perpendicular á direção da tensão principal de tração. A fratura neste segundo estágio é a mais característica do processo de fadiga, é visível a olho nu e pode corresponder à maior área da superfície de fratura, ainda que não corresponda necessariamente a maior parte do número total de ciclos associados com a falha do material.

- Estágio **III** - Corresponde à fratura brusca do material que ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca atinge o tamanho crítico necessário para a propagação instável; deste modo, a área da fratura desenvolvida progressivamente antes da propagação instável depende das tensões aplicadas e da resistência à fratura do material. Em princípio, é possível que o material se deforme antes da ruptura final, porém normalmente as fraturas por fadiga não apresentam deformação plástica macroscópica.



Figuras 2 - Estágios de propagação de trincas de fadiga

Da observação destes estágios, nota-se que duas condições são necessárias para que ocorra a ruptura por fadiga [7]:

- Tensões de tração: Agem perpendicularmente ao plano de propagação da trinca e atuam como força-motriz do processo de propagação.

 Deformação plástica localizada: De grande importância no processo de fadiga controlada por tensão, pois a trinca é nucleada e acompanhada na propagação por deformação plástica localizada na região da ponta da trinca. Sendo um processo essencialmente localizado, é fácil compreender a importância da concentração de tensão na fadiga devido a variações de dimensões, estado de superfície (entalhes mecânicos ou riscos de usinagem) e tensões residuais de tratamento mecânico (extrusão, laminação, entre outros), térmico ou soldagem. O nível de corrosão a que está submetido o componente estrutural também é importante com relação ao processo de fadiga pois, aliado a altos níveis de tensões de ordem trativa, pode propiciar o processo de corrosão sob tensão, que resulta em trincas de fadiga. Estas, por sua vez, podem ocasionar a falha prematura do componente à níveis de tensões mais baixo que o limite de escoamento do material [7].

Todos os estágios do processo são importantes para o estudo do mecanismo da fadiga, sendo que o início da falha do material é devido à ocorrência de microdeformações plásticas em sua microestrutura sem o qual o processo de fadiga não ocorre [9].

Vários pesquisadores relacionam a nucleação de trincas por fadiga ao deslizamento de planos cristalográficos. Esses escorregamentos formam os planos de deslizamentos que são propícios para nucleação de microtrincas. O surgimento destes planos de deslizamento estão associados a estrutura e movimentação de discordâncias ocasionadas pela solicitação alternada.

Aceita-se que a transição de planos de deslizamentos até a formação de uma trinca, inicia-se com a interseção dos planos com a superfície do cristal, seguindo para seu interior e propagando-se perpendicularmente a tensão aplicada. O plano de deslizamento normalmente surge na superfície do cristal, quando o endurecimento atinge um estágio de saturação e ao mesmo tempo em que a tensão atinge o máximo.

Em metais policristalinos os contornos de grãos desempenham um papel importante na nucleação da trinca. Durante a deformação os contornos de grãos impedem o desenvolvimento de planos de deslizamento e microtrincas. Da mesma forma o contorno de grão pode retardar a propagação de trincas quando o material está submetido a baixa deformação, pode também antecipar a sua nucleação quando submetido a grandes deformações, pelo fato que haverá um acumulo de concentração de tensões nos contornos dos grãos durante a deformação cíclica [10]. Em monocristais a fase inicial da vida em fadiga pode levar um tempo considerável. Em metais policristalinos assume-se que a fase de iniciação da trinca não existe, porque a superfície de um componente de engenharia envolve aproximadamente 10<sup>6</sup> grãos/cm<sup>2</sup> e uma variedade de concentradores de tensões superfíciais como: contornos de grãos, pontos tríplos, marcas de usinagem, inclusões e entalhes que, separadamente ou associados entre si, podem iniciar imediatamente uma trinca estas trincas propagar-se-ão até serem interrompidas por uma barreira microestrutural ou uma redução do campo de tensão-deformação, ou ambas [10].

Para que haja propagação de uma trinca é necessário que a tensão na ponta da mesma seja maior do que a força de coesão do material.

#### 2.2 Nucleação de trincas por fadiga

Trincas de fadiga iniciam-se em descontinuidades nos materiais. Tais descontinuidades podem estar na superfície ou próximas à superfície. As descontinuidades podem ser estruturais como inclusões, ou geométricas, tais como arranhões como mostra a Figura 3. Essas descontinuidades podem estar presentes desde o início ou podem desenvolver durante a deformação cíclica como por exemplo, a formação de intrusões e extrusões em bandas de deslizamento [11] mostrada na Figura 4. A explicação para a nucleação da trincas nas superfícies talvez reside no fato de a deformação plástica ali ser mais fácil (devido a formação de intrusões que dependem de dos dois sistemas de deslizamento e microdeformações na superfície do material submetido a carregamento de fadiga) e degraus de deslizamento formarem-se na superfície. Tais degraus de podem ser responsáveis, sozinhos ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes.



Figura 3 – Mecanismos de nucleação de trinca em fadiga



Figura 4 – Nucleação de trinca de fadiga nas bandas de deslizamento

Não considerando-se os detalhes de mecanismos de nucleação, pode-se sugerir algumas maneiras de retardar o crescimento de trincamento em fadiga.

- O deslizamento, isto é, a deformação plástica, deve ser homogêneo a fim de prevenir acúmulo localizado de deformação plástica. Uma maneira de realizar isso é empregar os materiais que mostram modo planar (Cu, Al, Fe, Ni , Ag, aços de baixo C) em vez de materiais que exibem deslizamento ondulado (α-latão, Mg, Ti, super ligas em base de Ni, aços inoxidáveis);
- Tratamento superficial: carbonetação ou *shot peening* que introduzem tensões residuais de ordem compressiva na superficie do material que por sua vez eleva a sua tensão de escoamento.
- Reduzir a densidade de inclusões. Desta maneira elimina-se esses sítios de nucleação de trincas;
- Escolher matérias que resistam ao amolecimento cíclico.

### 2.3 Ciclos de tensões característicos do processo de fadiga

Os ciclos típicos de fadiga estão apresentados na Figura 5.

Truppio + Tensão + Tensão Compressão Ciclos (c) Ciclos 1 Ciclos (a) (b)

Figura 5 – Ciclos típicos de fadiga [5]

Na Figura 5, a curva (a) apresenta um ciclo de tensões alternadas de forma senoidal, onde as tensões máximas e mínimas são iguais. A curva (b) apresenta um ciclo onde a tensão máxima e mínima são diferentes. A curva (c) um espectro cujo componente está sujeito a sobrecargas imprevisíveis.

Alguns parâmetros importantes em fadiga podem ser definidos da seguinte maneira:

TENSÃO MÉDIA:

 $s_{\rm m} = (s_{\rm máx} + s_{\rm min}) / 2$ (2.1)

TENSÃO ALTERNADA:

 $\mathbf{S}_{a} = (\mathbf{S}_{max} - \mathbf{S}_{min}) / 2$ (2.2)

RAZÃO DE TENSÃO:

$$\mathbf{R} = \mathbf{S}_{\min} / \mathbf{S}_{\max}$$
(2.3)



# FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO MÍNIMA: $\mathbf{K}_{\min} = \mathbf{s}_{\min} \cdot \mathbf{\ddot{O}}_{\mathbf{p}} \mathbf{a}$ (2.5)

### VARIAÇÃO DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO: $\mathbf{D}\mathbf{K} = \mathbf{K}_{máx} \cdot \mathbf{K}_{min}$ (2.6)

#### 2.4 Variáveis atuantes no processo de fadiga

Algumas das mais importantes variáveis estão relacionadas abaixo:

**Microestrutura:** A microestrutura é considerada um fator de grande importância na propagação da trinca. Geralmente a resistência à fadiga é aumentada com à redução do tamanho do grão. Assume-se, portanto, que os contorno de grão são obstáculos para a propagação de trinca por fadiga [5]. O limite de resistência à fadiga em metais contendo inclusões, tem o seu valor reduzido, como demonstram os vários modelos analisados por Murakami & Endo [11], e comparados com dados obtidos experimentalmente.

**Tamanho da peça:** A resistência à fadiga tende a decrescer à proporção que o tamanho da peça aumenta [5].

Acabamento superficial: O estado da superfície deve ser tomado em consideração quando o projeto é baseado na fadiga. Qualquer irregularidade, mesmo as mais leves marcas deixadas, pelo processo de fabricação, faz baixar a resistência à fadiga [5].

**Tratamentos superficiais**: As trincas de fadiga, iniciam-se quase sempre na superfície, qualquer tratamento superficial pode ter significante efeito na vida em fadiga do material. A aplicação de níquel e cromo (niquelação e cromatização) na superfície do material pode aumentar em até 60% a vida útil do material em fadiga [5].

(2.4)

**Tensão média:** É outra variável de grande importância. Em geral, quanto maior a tensão média aplicada, menor o limite de resistência à fadiga. Honeycombe [5] constatou este efeito para uma liga de alumínio-zinco magnésio.

**Temperatura:** Em temperaturas baixas, o limite de resistência à fadiga aumenta, demonstrando que há indicações de que ocorre mudança no mecanismo de falha por fadiga [5]. Em aços, o limite de fadiga é máximo na faixa de 273 a 328°C e estando associado ao fenômeno do envelhecimento por deformação ocasionado pelo processo de fadiga, onde as discordâncias sofrem um maior aprisionamento. Em temperaturas mais baixas, estes defeitos estariam livres de átomos de soluto e precipitados, enquanto que, em temperaturas mais altas, o aumento da difusividade do carbono contribui para o aumento da mobilidade das discordâncias [5].

**Meio ambiente:** Em circunstâncias normais, a trinca por fadiga inicia-se na superfície. Assim, a vida em fadiga pode ser afetada severamente, caso haja ataque do meio em que se encontra o componente, provocando a redução do limite de resistência à fadiga [5].

Pode-se, de forma geral, resumir os seguintes fatores:

- A) Variáveis que diminuem a vida em fadiga do material
  - a. tensão média elevada;
  - b. grandes seções transversais;
  - c. acabamento superficial irregular;
  - d. descarbonetação (durante o forjamento e laminação à quente);
- B) Variáveis que aumentam a vida em fadiga do material
  - a. endurecimento superficial por chama ou indução;
  - b. cementação sólida (caixa) ou gasosa;
  - c. *shot peening*;
  - d. laminação à frio;
  - e. aplicação superficial de níquel e cromo.

# Taxa de crescimento de trinca em fadiga

A vida útil de uma estrutura depende da velocidade de crescimento da trinca, desde um tamanho microscópico, até o tamanho estimado para a falha, e essa velocidade de propagação da trinca depende da solicitação que esta atuando. O problema básico, então, será o de caracterizar a cinética de crescimento de trinca em termos de uma força motriz apropriada, bem como estimar a vida em serviço e/ou intervalos de inspeção sob condições projetadas de carregamento e ambientes em serviço.

Nos ciclos de carregamento, tem-se uma variação cíclica aplicada, o que corresponde a uma variação no fator de intensidade de tensão, como mostra a equação 2.6. Desta forma, a taxa de propagação da trinca por fadiga da/dN, pode ser descrita como uma função do fator de intensidade de tensão, de acordo com a proposição de Paris e Erdogan [8], representada pela equação:

$$da/dN = C(\mathbf{D}K)^{m}$$
(2.7)

C e m são constantes do material que depende da razão de carregamento, do meio da freqüência, temperatura, além de parâmetros estruturais obtidos através trabalhos termomecânicos, e conseqüentemente, das suas de propriedades mecânicas.

KOHOUT [12] a partir de considerações fenomenológicas, descreveu uma função para o crescimento da trinca de fadiga para a iniciação, propagação estável e propagação instavel da trinca e comparou com funções de outros pesquisadores [13-16] sua função é definida pela equação 2.8.

$$da/dN = C(\mathbf{D}K^{m} - \mathbf{D}K_{th}^{m}) \cdot (K_{tc}^{m} / K_{tc}^{m} - \mathbf{D}K^{m})$$
(2.8)

Onde : K<sub>k</sub> é o menor fator intensificador de tensões que ocorre a fratura instável.

Está função que descreve a cinética de crescimento de trincas apresenta bom resultados quando os dados experimentais cobrem completamente as três regiões (iniciando no threshold à região subcrítica).



Figura 6 - Curva da /d N versus  $\Delta K$ [7].

Notam-se três regiões na curva dt/dN versus log  $\Delta K$ . Na região I, a taxa de propagação torna-se cada vez menor com decréscimo de  $\Delta K$ , ou seja, o fator de intensidade abaixo do qual não ocorre crescimento da trinca, recebe o nome de  $\Delta K_{\text{th}}$ , fator de intensidade de tensão limite. A ordem de grandeza de  $\Delta K_{\text{th}}$  para as ligas de alumínio está entre 3 e 7 MPa. $\sqrt{m}$  e para os aços entre 6 e 17 MPa $\sqrt{m}$ . Esta região sofre grande influência da tensão média, microestrutura e meio ambiente.

Na região II, que caracteriza região de propagação estável e delimitada por  $\Delta K_{\text{th}}$  e  $\Delta K$  crítico e o comportamento é caracterizado por uma relação linear, onde é válida a lei de Paris. A trinca cresce em definidos ciclos de tensão, o que leva a formação de rugas e estrias, sendo que cada estria é formada durante um ciclo de carregamento mas principalmente em carregamento de amplitude variável, nem todo ciclo resulta obrigatoriamente em uma estria. Esta região sofre pequena influência da microestrutura, tensão média, espessura e ambiente [17].

Na região III, onde  $K_{máx}$  aproxima-se de  $K_{Ic}$  ou  $K_C$ , é a região de propagação instável da trinca, onde não existe mais a possibilidade do controle do seu crescimento, demonstrando que a trinca atingiu seu crescimento crítico, caracterizando o estágio final da propagação, onde a microestrutura, tensão média e espessura, influem de maneira marcante [18].

A partir da correlação entre da/dN, vários outros modelos foram propostos, baseados na lei de Paris, com o objetivo de descrever o comportamento de materiais na presença de uma trinca da maneira mais precisa possível, nos quais *C* e *m* assumam valores constantes.

### 2.6 Efeito da microestrutura nas propriedades de fadiga

O comportamento em fadiga de aços de alta resistência tem sido estudado extensivamente , não somente através da determinação do número de ciclos para falha do material (curvas *S-N*), como também na determinação da cinética de crescimento da trinca (FCG, *Fatigue Crack Growth*), abordando vários aspectos: efeito de pequenas trincas, parâmetros microestruturais e micromecanismos de acúmulo de danos.

Lee e colaboradores [19] estudaram a influência da microestrutura sobre a vida em fadiga de um aço de alta resistência submetido a diferentes tratamentos de revenido, adotando temperaturas de tratamento que variaram entre 300 e 500°C. Os referidos autores observaram que com o aumento da temperatura de revenido até 450°C, a precipitação de carbetos de vanádio (VC) evoluiu para VC + carbeto- $\epsilon$  + (Fe, Cr, V)<sub>3</sub>C, enquanto que a quantidade total de precipitados não aumentou de maneira significativa. Além disto, o deslizamento de planos cristalinos é mais homogêneo em uma microestrutura primária, como martensita revenida, do que em outras complexas, como martensita revenida + austenita retida, em adição para a contribuição própria da estrutura martensítica. Estes aspectos microestruturais foram considerados pelos pesquisadores como os principais responsáveis para o aumento da resistência à fadiga do material,  $\sigma_f$ . Para a amostra revenida a 450°C, foram observados diferentes tipos de precipitados, mas suas quantidades não foram suficientemente grandes para provocar o amolecimento ou decomposição da matriz martensítica, que manteve sua formação caraterística de agulhas. Além do mais, as cementitas na forma de agulhas distribuídas dentro da martensita revenida poderiam agir como obstáculos para o deslizamento das discordâncias,

provocando um efeito benéfico similar ao do refino do tamanho de grão [20]. Como resultado, o material apresentou o máximo valor de resistência à fadiga quando revenido na temperatura de 450°C. Ao revenir a 500°C, foi observada a diminuição na vida em fadiga do material, associada com o enfraquecimento do contorno de grão devido a intensa precipitação de carbetos ao longo do mesmo.

Os mesmos autores observaram, ainda, que a resistência a fadiga do material aumentou com o aumento da ductilidade do mesmo, fato que também foi constatado por Ravichandran [21] em pesquisa no aço 4340 [22]. Por outro lado, Forrest [20] observou que a resistência à fadiga aumenta com o aumento do limite de resistência do material, o que é um contra ponto à observação anterior. Estas controvérsias servem como força motriz para pesquisas que tentam relacionar influência de microestrutura e propriedades mecânicas sobre a vida útil em fadiga de materiais estruturais.

Em pesquisa na mesma área, Ritchie [23] observou que o aumento da resistência à fadiga de aços de alta resistência mecânica estava relacionado com a presença de maiores quantidades de austenita retida, exatamente o oposto observado por Lee [19] em seu experimentos e suportado pelo fato de que a resistência à fadiga do material determinada em ensaios rotativos depende do *status* microestrutural da superfície da amostra, onde a transformação martensítica é normalmente total durante a tempera. Desta maneira, é razoável assumir que  $\sigma_f$  não é significativamente afetada pela quantidade de austenita não transformada existente no interior da amostra.

Já em relação a taxa de propagação de trincas de fadiga, a similaridade encontrada por Lee e colaboradores [19] para os parâmetros m e C após diferentes temperaturas de revenido fornece mais uma evidência que o estágio II da curva da/dN versus  $\Delta K$  não é influenciado de maneira sensível por variações microestruturais [24].

De acordo com o trabalho de Roven e Nes [25], o evento local do crescimento de trinca no estágio I da curva da/dN versus  $\Delta K$  pode ser assumida como falha de fadiga de baixo ciclo. Baseado neste conceito, Chan [26] estabeleceu que os efeitos da microestrutura na propagação de trincas de fadiga podem ser descritos em termos de um parâmetro microestrutural,  $\xi$ , e que a taxa de crescimento da trinca é proporcional a este parâmetro. Tal parâmetro é definido

em termos de limite de escoamento do material,  $\sigma_{ys}$ , ductilidade a fadiga,  $\varepsilon_{f}$ , e o espaçamento do deslocamento das barreiras de *d* então:

$$\xi \propto 1/\sigma_{\rm vs} \varepsilon_{\rm f}^{\,\prime} d \tag{2.8}$$

A ductilidade a fadiga é determinada a partir de um coeficiente estabelecido pela equação de Coffin-Manson [27, 28] para fadiga de baixo ciclo e considerada como uma das propriedades de fadiga do material [28]. Lee [19] observou em seu estudo que aumentando a temperatura de revenido, geralmente  $\sigma_{ys}$  decresce, e então *d* é um resultado da distribuição refinada dos precipitados. Por outro lado, desde que  $\varepsilon_{f}$  se aproxima dos valores de deformação verdadeira na fratura do material [28] e a deformação na fratura geralmente aumenta com o aumento da temperatura de revenido, a proposta de que existe um aumento de  $\varepsilon_{f}$  com aumento da temperatura de revenido é razoavelmente aceita. Portanto, considerando o argumento de que o aumento da temperatura de revenido prova a diminuição de  $\sigma_{ys}$  e aumento de  $\varepsilon_{f}$ , a influência da microestrutura do material na sua taxa de crescimento de trincas de fadiga deve ser insignificante.

Tau e outros [29] estudaram o cinética de crescimento de trincas de fadiga em estruturas bainíticas e martensitas revenidas no aco AISI 4130. Foram pesquisadas três estruturas bainíticas obtidas em transformações isotérmicas e três estruturas de martensita revenida com limites de escoamento correspondentes àquelas estruturas bainíticas. Os resultados dos ensaios de crescimento de trinca mostram que as três microestruturas bainíticas e a estrutura martensítica revenida obtida na mais alta temperatura de revenimento (600°C) apresentaram taxas de propagação de trincas bastante similares. Para as duas outras condições de estrutura martensítica revenida, obtidas em temperaturas inferiores, observou-se altas taxas de propagação, justificadas pelo fato de que a diminuição da temperatura de revenido resulta no aumento do limite de escoamento do material e, consequentemente, altas taxas de propagação de trincas são obtidas. Entretanto, a diferença nas taxas de propagação de trinca em função da variação de resistência e microestrutura do material foi limitada em uma ordem de magnitude, o que evidencia que um ligeiro efeito da variação microestrutural na propagação de trincas de fadiga.

GJONAJ e CUKALLA [30] estudaram a influência da composição química e microestrutura na resistência a fadiga e na taxa de crescimento de trincas de fadiga. Vários aços carbono e baixa liga foram estudados cujo teor de carbono foi dividido em dois grupos 0,2 e 0,4%C variando os teores de Ni e Cr de 0,26 a 0,8%. Para ambos os elementos Ni e Cr foram simulados tratamentos térmicos de normalização e têmpera (em água), ambos austenitizados a 1000°C por 1h e posteriormente revenidos as temperaturas de 200, 400, 550 e 650°C obtendo as seguintes microestruturas/condições:

- Martensita/ferrita
- Martensita revenida/ferrita com precipitados
- Martensita e martensita revenida
- Ferrita-perlita
- Completamente perlítica (sorbita e trostita)

A análise do efeito do Cr e Ni mostrou ser um fator significante na resistência a fadiga, mas suas interações na foram relevantes. O efeito do Ni na resistência a fadiga foi muito superior do que a do Cr.

No modelamento das curvas d $\mathbf{a}$ /dN x  $\Delta K$  destas condições foram encontrados os valores da constante *m* que variou entre 2 e 7.

O principal fator que influenciou os valores de m foi o teor de carbono contido no aço, sendo que os outros elementos (Cr, Ni, Mn e etc) não influenciaram. A Tabela 1 apresenta os valores de m em função do teor de C e microestrutura resultante após diferentes tratamentos térmicos.

Quando a microestrutura resultante contem a fase ferrita ou ferrita interlamelar em colônias de perlita como ocorre no aço com 0,2%C e no aço temperado e revenido a 400 e 600°C, o mecanismo de propagação de trinca é a formação de estrias através da ferrita. Neste caso os valores de *m* está entre 2 e 4.

Quando a microestrutura é martensita e martensita revenida proveniente da tempera e revenido a 200°C para o aço com 0,4%C o modo predominantemente de fratura é a fratura intergranular e coalescencia de vazios e o valor da constante *m* está entre 4 e 6.

SHIN e colaboradores [31] estudaram a correlação de propriedades de fadiga e microestrutura em dois aços de alta resistência ligados, contendo Cr e V com teor de carbono de 0,84% usados na industria automobilística. O SK5-CSP é

um aço ferramenta com alto teor de carbono (0,84%) sem adição de elementos de liga chamado neste trabalho de A e o outro aço é o 50CrV4 chamado de B. Foram realizados tratamentos térmicos de têmpera nas temperaturas de 850, 900 e 950°C por 15min e resfriamento em óleo e posteriormente revenimento nas temperaturas de 420, 450 e 470°C por 1H respectivamente. Na têmpera do aço B realizada à temperatura de 850°C por 15 min e resfriamento em óleo e posterior revenido a 420°C por 1H, objetivou atingir dureza 44-45 HRc

Tabela 1 - Valores de *m* em função do teor de C e microestrutura resultante

т	0,2% C	0,4% C
2-3	Perlita/ferrita	-
	Sorbita/ferrita	-
3-4	Martensita/ferrita	-
	Martensita revenida/ ferrita	-
	Martensita revenita/ferrita com precipitados	-
4-5	-	Trostita
>5	-	Martensita
	-	Martensita revenida

Na condição do material sem tratamento a microscopia óptica apresentou para ambos aços a microestrutura esferoidizada com carbetos esféricos em uma matriz ferrítica, mas para o aço B os carbetos e o grão de ferrita são maiores do que no aço A.

A microestrutura resultante da tempera de A e B é a martensita. Em B uma pequena quantidade de carbetos esféricos remanecentes antes da austenitização não dissolvidos, enquanto em A foram dissolvidos. As micrografias desta microestruturas temperadas revelaram ripas de martensita e carbetos finos formados por alta temperatura de revenimento, também são observadas maclações particularmente mais em B com alto teor de carbono. O tamanho das ripas de martensita foram maiores para 950°C do que para 850°C. Quando austenitizados a mesma temperatura o tamanho de grão do aço B é maior do que A, devido ao fato

do que o aço A contem carbetos com uma quantidade apreciável de vanádio remanescente não dissolvido durante a austenitização que interrompe o crescimento de grão. Quando revenidos a 420°C após têmpera uma quantidade maior de cementita são precipitadas dentro das ripas ou no contorno das mesmas, juntamente com a recuperação de discordâncias. A quantidade de cementita em no aço B é maior do que no aço A. A espessura das ripas e a quantidade de cementita aumenta diretamente com a temperatura de austenitização e elevação da temperatura de revenido. Quando o aço A foi austenitizado a 950°C e revenido a 470°C, a dureza do aço A foi superior a do B devido aos grãos de ferrita fina e da homogeneidade da distribuição do carbetos esféricos na matriz. Após revenido entretanto, B apresenta maior dureza devido a maior quantidade de maclas. O nível de tensão de ruptura foi o mesmo em ambos os aços quando revenidos a 400°C. Os resultados das curvas S-N quando tratados a 850 e 420°C, mostram que a resistência a fadiga é maior no aço A que no aço B e o limite de fadiga foi o mesmo. Com o aumento da temperatura de austenitização, o limite de fadiga é reduzido quando austenitizado a 850°C. Embora o ponto de início de propagação de trinca foi o mesmo para ambos os aços, o número de ciclos para falha no aço A foi o dobro do que no aço B, devido ao fato que em tensões elevadas, os ciclos requeridos para a propagação da trinca tem uma maior influência na vida em fadiga, do que no requerido para a nucleação da trinca. A taxa de crescimento de trinca no aço A é menor devido ao grão fino, sendo que o aço B possui granulação grosseira, isto é verdadeiro se a taxa de crescimento deva ser dependente da tenacidade, que é elevada em microestruturas de granulação grosseira do que em granulação fina [32].

Quando a tensão é elevada ocorre o ciclo de amolecimento, este efeito ocorre principalmente quando uma carga elevada é aplicada para aços temperados e revenidos, devido ao muitos rearranjos de discordâncias que ocorrem dentro do aço sobre tensões cíclicas.

Os precipitados atrasam o rearranjo das discordâncias, então o ciclo de amolecimento ocorre mais levemente em no aço B do que no aço A, desde que muitas discordâncias sejam recuperadas durante revenido O aço B apresentou limite de escoamento superior ao aço A.

Como conclusão as propriedades de fadiga destes aços são dependentes das propriedades mecânicas e parâmetros microestruturais. O aço A apresenta

menores quantidades de carbetos e uma estrutura mais fina apresentando melhor propriedades de fadiga sobre a mesma dureza e resistência do aço B. Entretanto, quando a estrutura de A torna-se maior e com quantidades maiores de carbetos, pelo uso de altas temperaturas de austenitização e revenimento, as trincas são iniciadas em carbetos, deteriorando as propriedades de fadiga sobre condições de mesma dureza.

SANKARAN e colaboradores [33] em seus estudos otimizaram a fadiga e a resistência a fratura em uma microestrutura multiphase (ferrita-bainita-matensita) para um aço médio carbono microligado (MA) 38MnSiVS5 utilizado na produção de componentes automotivos. O material foi processado de acordo com o esque ma apresentado na Figura 7.



Figura 7 - Esquema de processamento do material
Do material dito convencional cujo resfriamento foi contínuo desde a temperatura de forjamento CC (Continuos Cooling) resultou em microestrutura constituída de ferrita e perlita com proprie dades de tração e tenacidade superiores aos aços Q&T (Quenched and Tempering) fornecendo uma microestrutura uniformemente distribuída de carbetos em uma matriz ferrítica (martensita revenida). As propriedades do aço TSCA constituído de ferrita poligonal, bainita granular revenida e martensita.

As propriedades mecânicas da estrutura multifase foram superiores às microestruturas compostas de ferrita e perlita, temperadas e revenidas. A microestrutura constituída de ferrita e perlita apresentou ciclos de amolecimento para amplitudes de deformações menores (<0,7%) e endurecimento para amplitudes elevadas de deformação (>0,7%). Em contraste as condições Q&T e TSCA com microestruturas martensita revenida/bainita exibiram fratura com ciclo de amolecimento para baixas e elevadas amplitudes de deformação. Os maiores fatores que contribuem para o amolecimento cíclico nos aços Q&T são a remoção das travas das discordâncias ou geração de discordâncias não travadas e/ou a criação de uma avançada subestrutura de fadiga avançando para a redução da tensão interna. É conhecido que aços de duas fases exibem uma redução no endurecimento cíclico com o aumento da martensita presente, isto foi atribuído pelo aumento da mobilidade das discordâncias móveis na ferrita (especialmente para interfaces martensita-ferrita) devido a deformação associada a transformação da martensita. No aço com microestrutura contendo ferrita acicular/bainita, esta estrutura teve elevada densidade de deslocamento inicial (2-3 ordens de magnitude) comparados com que apresenta no grão de ferrita poligonal.

Um ciclo de amolecimento para uma menor amplitude de deformação foi observada em aços MA com microestrutura ferrita-perlita, devido ao espalhamento das fontes de deslocamento (formação de bandas de Lüders) ao longo do comprimento e o endurecimento foi devido a interação das discordâncias para a formação das células, sub-grãos, etc, com aumento da deformação plástica.

O amolecimento cíclico na microestrutura multifase (ferrita-bainitamartensita) foi ciclicamente mais forte que as microestruturas temperadas, temperadas e revenidas e perlita-ferrita. SANKARAN [33] observou uma bilinearidade nas curvas de COFFIN-MANSON [27, 28] no caso de multifases (ferrita-bainita-martensita) e microestruturas temperadas e revenidas.

Para uma dada amplitude de deformação plástica ( $\Delta \varepsilon_p/2$ ), a microestruturaferrita exibiu uma enorme vida em fadiga de baixo ciclo comparado com a tempera e a martensita revenida e as condições microestruturais de multifases. Entretanto, todas as microestruturas exibiram quase uma vida em fadiga similar quando plotada contra a amplitude de deformação total ( $\Delta \varepsilon_p/2$ ).

O modo de fratura foi predominantemente dúctil (coalescência de microvazios e crescimento) na microestrutura ferrita-perlita, mas misturada (dúctil e frágil) nas microestruturas temperadas, martensita revenida e multifases (ferrita bainita-martensita).

# 3 Material e Procedimento Experimental

# 3.1 Material

O material adotado no desenvolvimento do presente trabalho foi aço estrutural de alta resistência e baixa liga, classificado pela IACS (*International Association of Classification Societies*)[34-36] como grau R4 e usado na fabricação de elos de amarras para sistemas de ancoragem do tipo *offshore*. A Tabela 1 mostra a composição química do aço estrutural grau R4 (% em peso).

Elemento Químico	% em peso
С	0.236
Mn	1.06
Si	0.28
Р	0.016
S	0.005
Cr	1.05
Ni	0.55
Mo	0.218

Tabela 2 - Composição química característica do aço estrutural grau R4.

Obs.: Traços de Al, B, Ti, Ca, V, Co, Sn, Cu e Nb.

Barras de seção circular de uma mesma corrida de tamanho de grão ASTM 7/8 e com diâmetro nominal de 124 mm foram aquecidas a temperatura de 900°C e conformadas na geometria típica dos elos de amarras [34-36]. Em seguida o elo sofreu soldagem de topo por centelhamento, alcançando temperaturas de pico de 1400°C no intuito de promover o caldeamento de suas superfícies transversais livres. A Figura 8 apresenta a geometria típica de elo de amarra com aplicações em sistema de ancoragem de unidades *offshore* 



Figura 8 – Geometria típica de um elo sem malhete com aplicações em sistemas de ancoragem offshore.

Após o processo de soldagem por centelhamento, os elos foram submetidos a tratamentos térmicos de têmpera (aquecimento a 900°C, permanência total nesta temperatura por 60 min e posterior resfriamento em água) e revenido (aquecimento à 680°C, permanência total nesta temperatura por 60 min e posterior resfriamento em água).

# 3.2 Posição de retirada e geometria dos corpos de prova

Os corpos de provas para ensaios de tração e fadiga foram retirados da região de solda dos elos (corpos de prova de solda) bem como de seções retas dos elos opostos à região de solda (corpos de prova do material de base) na posição de 2/3 do raio da barra de acordo com o requerido nas normas de fabricação de amarras[34-36] por considerar que esta região é a que mais se assemelha com as propriedades médias do material.

# 3.2.1 Corpos de prova de tração

Os corpos de provas adotados neste trabalho foram do tipo cilíndrico, retirados da posição 2/3 do raio da barra (vide Figura 9) e apresentado seu eixo longitudinal coincidente com a direção de laminação da barra. Sua usinagem foi feita seguindo a norma ASTM E 370 [37] e escolheu-se um diâmetro nominal de 6,25 mm e um comprimento útil de 25 mm. A Figura 10 representa a geometria dos corpos de prova de tração.







Figura 10 - Geometria do corpo de prova para ensaios de tração [37].

#### 3.2.2 Corpos de prova de fadiga

Corpos de provas de fadiga do tipo *compact tension* (CT) do material de base e material de solda foram retirados segundo a orientação L-R, isto é, com sua direção de carregamento coincidente com a direção de laminação da barra, conforme mostrado na Figura 11, enquanto que na Figura 12 apresenta a posição de retirada destes corpos de prova em função do diâmetro da barra.



Figura 11 – Orientação de retirada dos corpos de prova para os ensaios de fadiga [38]



Figura 12 - Posição de retirada dos corpos de prova para os ensaios de fadiga (*CT*) em função do diâmetro da barra

Os corpos de prova *CT* forma usinados conforme a norma ASTM E 647-99 [39], adotando-se a espessura (*B*) e largura (*W*) equivalentes a 8 e 32 mm, respectivamente, enquanto que o entalhe mecânico ( $a_n$ ) foi determinado como sendo 7 mm. A Figura 13 apresenta a geometria típica do corpo de prova do tipo *CT*.

O entalhe mecânico dos corpos de provas de fadiga foram usinados no sentido da trinca propagar da microestrutura contida do interior da barra para superfície, na tentativa de obter martensita mais homogênea e minimizar os efeitos de heterogeneidades microestruturais tais como impurezas características do centro da seção transversal da barra.



Figura 13 - Geometria e dimensões dos corpos de prova de fadiga do tipo *CT* [39]

#### 3.3 Tratamentos térmicos

Com o objetivo de se analisar a influência da fração de martensita revenida sobre a cinética de crescimento de trincas de fadiga no aço estrutural grau R4, corpos de provas de tração e fadiga retirados de elos de amarra foram submetidos a tratamentos térmicos de têmpera e revenido em forno estacionário após sua usinagem, deixando sobre metal para compensar a perda por oxidação. Outros corpos de provas de tração e fadiga foram retirados de elos de amarras já tratados no processo industrial em forno contínuo. Os tratamentos térmicos realizados neste trabalhos foram então realizados em dois diferentes tipos de fornos estacionário (corpos de provas) e contínuo (elos de amarras) cujas diferenças são: Maior temperatura de austenitização para o forno contínuo e diferentes microestruturas ao longo da espessura dos corpos de provas, devido a diferença de geometria em que foram tratados, resultando em diferentes taxas de resfriamento.

## 3.3.1 Tratamento térmico de têmpera

Com o auxílio do programa *Thermo-Calc* [40] plotou-se o diagrama de equilíbrio termodinâmico para o aço estrutural grau R4, considerando-se sua composição química característica apresentada na Tabela 2. Em seguida traçou-se um diagrama do tipo *fração de fases* versus *temperatura*, com a intenção de se determinar frações transformadas de austenita em função de determinada temperatura de equilíbrio. Ambos os diagramas são apresentados pelas Figuras 14 e 15. A Tabela 3 apresenta as quantidades calculadas de austenita a partir da Figura 15 em função de temperaturas de austenitização pré-definidas.

Com base no diagrama apresentado na Figura 14, foram definidas diferentes temperaturas de austenitização do aço estrutural grau R4 com o objetivo de obter diferentes frações de austenita.

Condição	Fração de Austenita Calculada (%)	Temperatura de Austenitização (°C)
Α	100	775
В	75	755
С	50	720
D	25	685
E (Industrial)	100	900

- Condição do material em função das frações de austenita

Tabela	3	
calculadas		



THERMO-CALC (02.03.28:10.56) :

Figura 14 – Diagrama de equilíbrio termodinâmico para o aço estrutural R4



THERMO-CALC (02.03.28:10.44) :

Figura 15 – Diagrama *fração de fases* versus *temperatura* para o aço estrutural R4.

#### 3.3.1.1 A têmpera do material

Corpos de provas de tração e de fadiga do material de solda e de material de base, foram aquecidos a 775°C e resfriados ao ar com o objetivo de homogeneizar sua microestrutura. Após este pré tratamento de normalização, 6 corpos de prova de tração (3 de solda e 3 de base) e 10 corpos de prova de fadiga (5 de solda e 5 de material de base) foram aquecidos em forno estacionário objetivando transformar diferentes frações de austenita relativas as condições A,

B, C, e D, conforme apresentado na Tabela 3. Os corpos de prova foram deixados na temperatura adotada por 1H, seguindo-se resfriamento em água.



Figura 16 – Esquema de realização dos tratamentos térmicos

#### 3.3.2 Tratamento térmico de revenido

Inicialmente quatro amostras do material nas dimensões 20 x 20 x 8 mm sofreram pré-tratamento de normalização e subseqüentemente, aquecidas a temperatura de 775°C (condição A) durante 1h e resfriadas em água. Após a têmpera as amostras sofreram revenimento nas temperaturas de 600, 640, 680 e 720°C, com o objetivo de se determinar a a temperatura de revenido pós tempera que iria conferir ao material uma condição microestrutural mais próxima daquela industrial (microdureza mínima 270Hv existente, característica do material na condição industrial utilizado neste trabalho).

Após o revenimento as amostras foram analisadas metalograficamente (vide Figuras 17 a 20 no capitulo 4), bem como sofreram teste de microdureza (vide Tabela 6 no capitulo 4). Em função dos resultados adotou-se 640°C como temperatura adequada de revenido para as condições A, B, C e D. A Figura 16 apresenta de forma esquemática os tratamentos térmicos realizados.

# 3.4 Caracterização microestrutural

A preparação metalográfica das amostras dos materiais de solda e de base seguiram a norma ASTM E 380-90 [41] sendo as amostras analisadas em microscópio óptico da marca ZEISS, com aumento de 500x após ataque com reagente nital 2%.

Os ensaios de microdureza foram realizados seguindo a norma ASTM E 384-82 [42]. O equipamento utilizado foi o microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-2000 com carga de 500g por tempo de 15s

Para obter o difratograma de identificação e quantificação da fases de interesse foi utilizado o difratometro de Raios-X modelo D5000 marca Siemens, o método de análise quantitativa foi RIETVELD sendo os resultados da analise foi utilizado o software Topa versão 2.0 da empresa BRUKER AXS. A condição de varredura foi de 40 a 86° 29 utilizando passo de 0,05° 20 e tempo de 5s para cada passo, totalizando o tempo total de análise de 14:47':30''. Anodo utilizado de cobre  $(\lambda) = 1,5406$ 

#### 3.5 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina hidráulica da marca INSTRON com capacidade de 100 KN, de acordo com a norma ASTM E 370-90 [37].

Os corpos de provas foram ensaiados com o objetivo de se determinar o limite de escoamento, o limite de resistência mecânica do material, a deformação, redução de área percentual, bem como a ductilidade na fratura.

#### 3.6 Pré-trincamento dos corpos de prova de fadiga

Os corpos de prova *CT*, num total de 50 corpos de prova, tiveram uma das superfícies laterais lixada e polida, a fim de facilitar o acompanhamento visual da propagação da trinca . Os corpos de prova foram trincados, inicialmente, até 1,5 mm à frente do entalhe mecânico, distância esta que corresponde ao comprimento inicial das trincas de fadiga. O pré-trincamento foi realizado em conformidade com a norma ASTM E 647-99 [39] e teve como objetivo promover a eliminação dos defeitos introduzidos pela usinagem do entalhe mecânico, além de representar uma condição de ensaio mais crítica para o material devido a intensificação das tensões causadas pelo pré-trincamento de fadiga

$$K_{máx} = [P_{máx} x f(\alpha)] / [B x W^{1/2}]$$
Onde:  $f(\alpha) = [(2+\alpha) x (0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)] / (1-\alpha)^{3/2}$ 
(3.1)

Sendo que K<sub>máx</sub> deve ser o menor valor calculado entre:

$$K_{máx} / E \le 1.5 \times 10^4 m^{1/2}$$
(3.2)

$$(W-a) \ge 4/\pi (K_{máx} / \sigma_y)^2$$
 (3.3)

os valores de K<sub>máx</sub> calculados pelas equações 3.2 e 3.3 são de 31,65 MPa $\sqrt{m}$  e 105MPa $\sqrt{m}$ , respectivamente. Então com K<sub>máx</sub> = 31,65 MPa $\sqrt{m}$  calcula-se o valor de P<sub>máx</sub> na equação 3.1.

Onde :  $\alpha$  representa a relação *a*/W, sendo o tamanho do defeito (entalhe mais trinca de fadiga) no início do ensaio. Com *a* e *a*/W equivalentes 8,5 mm e 0,27, respectivamente, os valores calculados para K<sub>máx</sub> e P<sub>máx</sub> das equações (3.1), (3.2) e (3.3) foram:

 $K_{máx} = 31,65 \text{ MPa.m}^{1/2}$  $P_{máx} = 9kN$ 

O pré-trincamento dos corpos de prova foi realizado em uma máquina servo-hidráulica INSTRON, modelo 8502, com célula de carga de 100 kN, adotando-se carregamento em modo I. A carga máxima de ensaio foi calculada através das equações (3.1), (3.2) e (3.3) equivalente 9 kN. A razão de cargas foi admitida com 0.33, o que resulta em uma carga mínima equivalente a 3 kN e freqüência de ensaio de 25Hz (escolhida devido a limitações da máquina de ensaios de fadiga). Os ensaios de fadiga foram realizados conforme ASTM E 647-99 [39].

# 3.7 Ensaios de fadiga em carregamento de amplitude constante

Os corpos de prova de fadiga foram ensaiados ciclicamente sob condições de carregamento de amplitude constante para todas as condições microestruturais. O crescimento estável da trinca de fadiga foi monitorado na superfície dos corpos de prova através de riscos intervalados de 1,0mm, com auxílio de uma lupa de aumento de 10x e iluminação estroboscópica. Quando a trinca atingia o crescimento pré estabelecido, o carregamento era interrompido a fim de ser determinado o número de ciclos relativos ao seu crescimento. Os valores de  $\Delta K$ , necessários à plotagem das curvas d*a*/d*N* versus  $\Delta K$ , foram calculados de acordo com as expressões (3.2) e (3.3). Os corpos de provas foram ciclados até a fratura. Os ensaios foram conduzidos em um ambiente com temperatura de 20°C e umidade relativa controlada.

# 4 Resultados

#### 4.1 Caracterização microestrutural do material

A tabela 4 foi obtida através de análise quantitativa utilizando o programa KS-400 [43] e apresenta os valores da fração volumétrica de ferrita não transformada em função das diferentes temperaturas de austenitização adotados nos tratamentos térmicos de têmpera, enquanto que as Figuras 17 a 20 apresentam as características metalográficas do material após tratamento. A Figura 17 apresenta microestrutura constituída de ferrita primária e regiões mais escuras supostamente martensita e bainita enquanto que as Figuras 18 e 19 observa-se a redução da quantidade de ferrita e início da formação da agulhas de martensita, Figura 20 apresenta microestrutura de matriz inteiramente martensítica.

Pontos de contagem	A - 775º C	B - 755º C	C-720ºC	D- 685º C
1	0	11	23	37
2	0	10	25	40
3	0	11	26	37
4	0	11	27	39
5	0	11	23	37
6	0	10	25	40
7	0	9	21	40
Média	0	10 ± 1	24 ± 2,1	39 ± 1,5

Tabela 4 - Fração volumétrica de ferrita em função das temperaturas de têmpera

A Tabela 5 apresenta os resultados da análise difratométrica. Estes resultados mostram a presença de austenita retida após tratamento térmico.

Condição de tratamento	Fração de Austenita (%)
Temperado a 685°C	
Temperado a 720°C	1,1
Temperado a 755°C	0,3
Temperado a 775°C	0,0
Temperado a 800°C e Revenido a 685°C	
Temperado a 800°C e Revenido a 720°C	0,5
Temperado a 800°C e Revenido a 755°C	0,2
Temperado a 800°C e Revenido a 775°C	0,0

Tabela 5 - Resultados da análise difratométrica

As figuras 21 a 24 mostram as características microestruturais do

material após têmpera partindo da temperatura de austenitização de 775°C e revenido em diferentes temperaturas. Estas figuras apresentam uma miscelânea de microestruturas supostamente constituídas de ferrita acicular e ferrita de contorno de grão. Os respectivos valores de microdureza Hv são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Valores médios de microdureza Hv em função dos tratamentos térmico de revenido.

600°C	640°C	680°C	720°C	Industrial
286 ± 12,2	279 ± 8,0	244 ± 12,6	224, ± 3,0	274 ±7,8

As figuras 25 a 29 apresentam as características microestruturais das condições A, B, C e D após tratamento térmico de revenido na temperatura de 640°C, bem como na condição industrial (tempera e revenido nas temperaturas de 900 e 680°C, respectivamente). As Figuras 25 e 29 apresentaram microestruturas semelhantes constituídas de ferrita de contorno de grão e regiões escuras constituídas de martensita revenida e bainita, sendo que nas Figuras 26 a 28 apresentaram microestrutura mais fina constituídas de ferrita primária e regiões escuras constituídas de martensita revenida e bainita. Finalmente a Tabela 7 mostra os valores de microdureza Hv associados com as diferentes condições microestruturais.

As Figuras 30 a 34 apresentaram microestruturas do metal de solda nas condições A, B, C, D e E e possuem estruturas características, constituídas de ferrita de contorno de grão e regiões escuras constituídas de martensita revenida e bainita,



Figura 17 – Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após têmpera partindo da temperatura de austenitização de 685º C. Nital 2% 500X.



Figura 18 – Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após têmpera partindo da temperatura de austenitização de 720º C. Nital 2% 500X.



Figura 19 – Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após têmpera partindo da temperatura de austenitização de 755º C. Nital 2% 500X.



Figura 20 – Aspectos metalográficos do aço estrutural grau R4 após têmpera partindo da temperatura de austenitização de 775°C. Nital 2% 500X.



Figura 21 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 temperado a 775ºC e revenido na temperatura de 600ºC. Nital 2% 500X.



Figura 22 - Aspectos metalográficos do açc grau R4 temperado a 775°C e revenido na temperatura de 640°C. Nital 2% 500X.



Figura 23 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 temperado a 775°C e revenido na temperatura de 680°C. Nital 2% 500X.



Figura 24 - Aspectos metalográficos s do aço grau R4 temperado a 775°C e revenido na temperatura de 720°C. Nital 2% 500X.



Figura 25 – Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural A. Nital 2% 500X.



Figura 26 – Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural B. Nital 2% 500X.



Figura 27 – Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural C. Nital 2% 500X.



Figura 28 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural D. Nital 2% 500X.



Figura 29 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural E. Nital 2% 500X.



Figura 30 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural A - Solda. Tiossulfato de sódio 500X.



Figura 31 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural B - Solda. Tiossulfato de sódio 500X.



Figura 32 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural C - Solda. Tiossulfato de sódio 500X.



Figura 33 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural D - Solda. Tiossulfato de sódio 500X.



Figura 34 - Aspectos metalográficos do aço grau R4 na condição microestrutural E - Solda. Tiossulfato de sódio 500X.

Tabela 7 - Valores médios da microdureza Hv em função das diferentes condições microestruturais.

Α	В	С	D
281 ± 8,3	242 ± 10,3	217 ± 9,2	206 ± 9,3

#### 4.2 Propriedades mecânicas do material

A Tabela 8 apresenta as propriedades mecânicas do aço estrutural grau R4 após diferentes tratamentos térmicos de têmpera com posterior revenido na temperatura de 640°C. Nesta Tabela A e  $A_{(s)}$  representam, respectivamente corpos de prova de material de base e da solda e, assim, sucessivamente. Esta tabela reporta os valores do limite de escoamento (**sy**), resistência mecânica (**su**), deformação na fratura (**â**, redução de área (**j**) e ductilidade na fratura (**â**) (**a**f = **ln**  $A_0/A_f$ ) do material, respectivamente e foram obtidos pela média de 3 corpos de prova ensaiados em cada condição e seus respectivos desvio padrão.

AMOSTRA	sy (Mpa)	<b>s</b> u (Mpa)	å(%)	<b>j</b> (%)	å
Α	734±18	835±17	23,7±0,2	68,6±1,3	1,16±0,10
$\mathbf{A}_{(\mathbf{s})}$	742±16	841±17	20,4±1,1	60,1±2,7	0,9±0,3
В	649±21	742±21	29,8±0,8	73,4±2,0	1,32±0,09
$\mathbf{B}_{(s)}$	670±18	755±18	23,1±1,3	69,1±2,4	1,15±0,1
С	526±17	646±16	29,6±0,7	78,8±2,2	1,43±0,07
$\mathbf{C}_{(\mathbf{s})}$	538±15	671±14	24,0±1,5	72,1±1,4	1,26±0,5
D	509±14	629±15	32,2±1,0	76,2±1,8	1,55±0,08
$\mathbf{D}_{(s)}$	539±17	655±12	26,7±1,6	71,2±2,1	1,24±0,3
Ε	764±22	861±14	22,1±0,5	68,1±1,2	1,14±0,12
E <sub>(s)</sub>	788±19	877±15	19,8±1,0	61,4±3,0	1,01±0,6
Valor mínimo requerido	690	860	12	50	-

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do aço grau 4 na do material de base e<br/>da solda em função da condição microestrutural do material.

Obs.: O valor máximo requerido para o ratio (oy/ou) = 0,92

# 4.3 Ensaios de fadiga

A seguir estão apresentados na Tabela 8 os resultados dos ensaios de crescimento de trinca para o aço estrutural grau R4 nas diferentes condições microestruturais, enquanto que as figuras de 35 a 54 apresentam suas respectivas curvas de variação de crescimento de trinca (*a*) com o número de ciclos *N*, além das curvas da taxa de crescimento de trinca (da/dN) com a variação do fator intensificador de tensões ( $\Delta K$ ) na ponta da mesma. Os valores de  $\Delta K$  foram calculados através das expressões (3.2) e (3.3). As curva da/dN foram plotadas através da diferença entre os comprimentos de trincas marcados na lateral do corpo de provas dividido pela diferença do número de ciclos para alcançar os mesmos.

Tabela 9 – Parâmetros do ensaio de crescimento de trinca de para todas as condições de material de base.

	N (ciclos)							
<i>a</i> (mm)	Α	В	С	D	E			
8,5	0	0	0	0	0			
9,5	14491	42614	36360	39251	11849			
10,5	23427	71011	59701	77570	20344			
11,5	31559	85151	82621	113352	28604			
12,5	37236	95853	99249	145060	34561			
13,5	42841	104560	110670	166185	39958			
14,5	47604	110188	118860	180759	44659			
15,5	51330	114565	125200	188845	48417			
16,5	54181	117794	129436	194349	50955			
17,5	56640	120054	132840	197906	52490			
18,5	58637	122097	135157	200099	53897			
19,5	59955	123330	136805	202192	54807			
20,5	60949	124282	138079	203591	55690			
21,5	61623	124933	138919	204679	56241			
22,5	61999	-	-	-	-			

	N (ciclos)						
<i>a</i> (mm)	A (S)	B(S)	C (S)	D (S)	E(S)		
8,5	0	0	0	0	0		
9,5	13206	15729	19250	36567	9123		
10,5	21064	34762	37760	69650	15855		
11,5	28684	59191	51514	88100	21276		
12,5	34503	66428	60961	95547	26358		
13,5	39574	72120	67455	103392	31331		
14,5	43571	76204	72156	110462	35504		
15,5	47265	79309	75530	115343	38833		
16,5	50016	81815	78980	119385	41687		
17,5	52356	84361	81168	121933	43943		
18,5	54079	85527	82755	123314	45923		
19,5	55441	86902	83795	124731	47058		
20,5	56262	87703	84522	125431	47935		

88354

Tabela 10 – Parâmetros do ensaio de crescimento de trinca de para todas as condições de material de solda.

Tabela 11 – Taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para todas as condições de material de base.

85126

	da/dN (mm/ciclo)					
d <i>K</i> (MPa*m <sup>1/2</sup> )	Α	В	С	D	E	
23,0	6,90E-05	2,35E-05	2,75E-05	2,55E-05	8,44E-05	
25,0	1,12E-04	3,52E-05	4,28E-05	2,61E-05	1,18E-04	
27,1	1,23E-04	7,07E-05	4,36E-05	2,79E-05	1,21E-04	
29,4	1,76E-04	9,34E-05	6,01E-05	3,15E-05	1,68E-04	
31,9	1,78E-04	1,15E-04	8,76E-05	4,73E-05	1,85E-04	
34,8	2,10E-04	1,78E-04	1,22E-04	6,86E-05	2,13E-04	
38,1	2,68E-04	2,28E-04	1,58E-04	1,24E-04	2,66E-04	
41,9	3,51E-04	3,10E-04	2,36E-04	1,82E-04	3,94E-04	
46,4	4,07E-04	4,43E-04	2,94E-04	2,81E-04	6,52E-04	
51,9	5,01E-04	4,89E-04	4,31E-04	4,56E-04	7,11E-04	
58,5	7,59E-04	8,11E-04	6,07E-04	4,78E-04	1,10E-03	
66,7	1,01E-03	1,05E-03	7,85E-04	7,15E-04	1,13E-03	
77,1	1,48E-03	1,54E-03	1,19E-03	9,20E-04	1,81E-03	
90,5	2,66E-03	-	-	-	-	

21,5

56763

48435

-

	da/dN (mm/ciclo)					
d <i>K</i> (MPa*m <sup>1/2</sup> )	A (S)	B (S)	C (S)	D (S)	E (S)	
23,0	7,57E-05	6,36E-05	5,19E-05	2,73E-05	1,10E-04	
25,0	1,27E-04	5,25E-05	5,40E-05	3,02E-05	1,49E-04	
27,1	1,31E-04	4,09E-05	7,27E-05	5,42E-05	1,84E-04	
29,4	1,72E-04	1,38E-04	1,06E-04	1,34E-04	1,97E-04	
31,9	1,97E-04	1,76E-04	1,54E-04	1,27E-04	2,01E-04	
34,8	2,50E-04	2,45E-04	2,13E-04	1,41E-04	2,40E-04	
38,1	2,71E-04	3,22E-04	2,96E-04	2,05E-04	3,00E-04	
41,9	3,64E-04	3,99E-04	2,90E-04	2,47E-04	3,50E-04	
46,4	4,27E-04	3,93E-04	4,57E-04	3,92E-04	4,43E-04	
51,9	5,80E-04	8,58E-04	6,30E-04	7,24E-04	5,05E-04	
58,5	7,34E-04	7,27E-04	9,62E-04	7,06E-04	8,81E-04	
66,7	1,22E-03	1,25E-03	1,38E-03	1,43E-03	1,14E-03	
77,1	2,00E-03	1,54E-03	1,66E-03	-	2,00E-03	

Tabela 12 – Taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para todas as condições de material de solda.

Tabela 13 – Log da taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para todas as condições de material de base.

	Log da/dN						
Log dK	Α	В	С	D	E		
1,36	-4,16	-4,63	-4,56	-4,59	-4,07		
1,40	-3,95	-4,45	-4,37	-4,58	-3,93		
1,43	-3,91	-4,15	-4,36	-4,55	-3,92		
1,47	-3,75	-4,03	-4,22	-4,50	-3,78		
1,50	-3,75	-3,94	-4,06	-4,32	-3,73		
1,54	-3,68	-3,75	-3,91	-4,16	-3,67		
1,58	-3,57	-3,64	-3,80	-3,91	-3,57		
1,62	-3,45	-3,51	-3,63	-3,74	-3,40		
1,67	-3,39	-3,35	-3,53	-3,55	-3,19		
1,72	-3,30	-3,31	-3,37	-3,34	-3,15		
1,77	-3,12	-3,09	-3,22	-3,32	-2,96		
1,82	-3,00	-2,98	-3,11	-3,15	-2,95		
1,89	-2,83	-2,81	-2,92	-3,04	-2,74		
1,96	-2,57	-	-	-	-		

	Log da/dN						
Log dK	Α	В	С	D	E		
1,36	-4,12	-4,20	-4,28	-4,56	-3,96		
1,40	-3,90	-4,28	-4,27	-4,52	-3,83		
1,43	-3,88	-4,39	-4,14	-4,27	-3,73		
1,47	-3,76	-3,86	-3,98	-3,87	-3,71		
1,50	-3,71	-3,76	-3,81	-3,89	-3,70		
1,54	-3,60	-3,61	-3,67	-3,85	-3,62		
1,58	-3,57	-3,49	-3,53	-3,69	-3,52		
1,62	-3,44	-3,40	-3,54	-3,61	-3,46		
1,67	-3,37	-3,41	-3,34	-3,41	-3,35		
1,72	-3,24	-3,07	-3,20	-3,14	-3,30		
1,77	-3,13	-3,14	-3,02	-3,15	-3,05		
1,82	-2,91	-2,90	-2,86	-2,85	-2,94		
1,89	-2,70	-	-2,78	-	-2,70		

Tabela 14 – Log da taxa de crescimento de trincas de fadiga da/dN para todas as condições de material de solda.



Figura 35- Curva a versus N do material de base na condição microestrutural A



Figura 36 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de base na condição microestrutural A



Figura 37 – Curva a versus N do material de solda na condição microestrutural A



Figura 38 - Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de solda na condição microestrutural A



Figura 39 - Curva a versus N do material de base na condição microestrutural B



Figura 40 – Curva da/dN versus  $\Delta K$ do material de base na condição microestrutural B



Figura 41 – Curva a versus N do material de solda na condição microestrutural B



Figura 42 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de solda na condição microestrutural B



Figura 43 – Curva a versus N do material de base na condição microestrutural C



Figura 44 – Curva da/dN versus  $\Delta K$ do material de base na condição microestrutural C



Figura 45 – Curva a versus N do material de solda na condição microestrutural C



Figura 46 – Curva da/d N versus  $\Delta K$  do material de solda na condição microestrutural C



Figura 47 – Curva a versus N do material de base na condição microestrutural D



Figura 48 – Curva da/d N versus ΔK do material de base na condição microestrutural D



Figura 49 – Curva a versus N do material de solda na condição microestrutural D



Figura 50 – Curva da/d N versus  $\Delta K$  do material de solda na condição microestrutural D



Figura 51 – Curva a versus N do material de base na condição microestrutural E



Figura 52 – Curva da/dN versus  $\Delta K$ do material de base na condição microestrutural E



Figura 53 – Curva a versus N do material de solda na condição microestrutural E



Figura 54 – Curva da/d N versus  $\Delta K$  do material de solda na condição microestrutural E

# 5 Discussão

#### 5.1 Influência da microestrutura

A influência da temperatura de têmpera sobre a resistência à fadiga do aço estrutural grau R4 é mostrada nas Figuras 50 e 51, que apresentam as curvas de crescimento de trinca em função do número de ciclos do ensaio para o material de base e material de solda nas cinco condições microestruturais estudadas. A condição microestrutural E refere-se ao aço grau R4 após tratamento térmico industrial de têmpera e revenido.



Figura 55 – Curva *a* versus *N* do material de base para todas as condições microestruturais


igura 56 – Curva *a* versus *N* do material de solda para todas as condições microestruturais

A análise das Figuras 55 e 56, apresentadas a seguir, indica que houve um aumento considerável da vida em fadiga do aço grau R4 da condição microestrutural A para a condição D, a medida que houve um aumento da fração volumétrica de ferrita não transformada, pelas diferentes temperaturas de austenitização, de 0% (A) para 39% (D), conforme documentado na Tabela 3 e, conseqüentemente, uma redução na quantidade de martensita revenida.

A diferença entre a quantidade de martensita calculada e a obtidas após os tratamentos térmicos pode ser atribuída aos principais fatores:

- Diagrama de equilíbrio válido para o resfriamento lento

- Espessura da amostra não foi suficientemente fina para obter microestrutura homogenia ao longo da espessura, devido a diferentes taxas de resfriamento proporções obtendo assim microestruturas em diferentes da calculada, de forma que se poderia através do diagrama de resfriamento contatar continuo do aço. Para minimizar estes efeitos a o tamanho da amostra deverá ser mínimo possível para evitar a formação de microestruturas que não seja martensita.



Figura 57 – Curva a versus N do material de base para as condições microestruturais A e D



Figura 58 - Curva a versus N do material de solda para as condições microestruturais A e D

Analisando os resultados do ensaio de tração para as condições simuladas em forno estacionário, observa-se que os tratamentos térmicos não atenderam aos requisitos mínimos requeridos pelas normas de fabricação de amarras [34-36].

O aumento da quantidade de ferrita resultou na diminuição da resistência mecânica do material e no aumento da sua ductilidade, conforme evidenciado na Tabela 6. Por sua vez, o aumento da ductilidade do material implica no aumento de sua resistência à fratura monotônica, bem como da cíclica, pois é bem conhecido que os parâmetros ductilidade e tenacidade estão intimamente relacionados [44].

Efeito similar foi reportado por Lee [19] e Taw [29] em aços estruturais de alta resistência revenidos em diferentes temperaturas. Ambos os pesquisadores observaram que a diminuição do limite de escoamento do material conduziu ao aumento da resistência à fratura monotônica, K<sub>Io</sub>, e que o aumento de tal parâmetro induziu nos materiais um sensível aumento nas suas vida em fadiga. Comportamento similar também é reportado na literatura por Nicholls [45], que estudou comportamento cíclico ligas de alumínio modificadas 0 de microestruturalmente por tratamentos térmicos pós-fabricação. O referido autor apresenta resultados que relacionam a diminuição do limite de escoamento das ligas de alumínio com o aumento de suas resistências à propagação de trincas de fadiga.

As Figuras 59 e 60 mostram que o aço estrutural grau R4 após sofrer tratamentos industriais de têmpera e revenido (condição E) apresenta uma resistência à fadiga inferior àquela da condição A, que por sua vez está relacionada com a mais baixa resistência à fadiga dentre aquelas resultantes das variações microestruturais propostas.



Figura 59 – Curva a versus N do material de base para as condições microestruturais A e E.



Figura 60 – Curva a versus N do material de solda para as condições microestruturais A e E

Uma explicação para a diferença na vida útil em fadiga determinadas para as condições microestruturais A e E pode ser feita com base na temperatura de têmpera adotada industrialmente, 900°C, fato que faz com que o tratamento industrial seja realizado em temperatura bem superior àquelas propostas neste trabalho. Como conseqüência, não existe condição termodinâmica para a existência de frações de ferrita não transformada na temperatura da austenitização industrial, além do material apresentar um maior tamanho de grão austenítico e, desta maneira, ter sua temperabilidade aumentada. Em outras palavras, o aumento da temperatura de austenitização do material durante o tratamento térmico de têmpera favorece a transformação martensítica, tornando fundamental o tratamento de revenido pós-tempera para a otimização de sua resistência à fratura. Se o tratamento de revenido for realizado de maneira inadequada, pode existir o comprometimento da resistência à fratura cíclica do material [24]. Além disto, o aumento na temperatura de austenitização do aço estrutural grau R4 pode provocar o aparecimento de regiões de fragilização local (LBZ, local brittle zones) e de difícil caracterização microestrutural. Considera-se que nestas regiões exista a presença de fases de baixa ductilidade, como martensita não revenida, austenita não transformada e carbertos (M-A-C, martensite-austenite-carbides) o que favorece a diminuição da resistência à fadiga do material [24].

Entretanto, o deslizamento de planos cristalinos é mais homogêneo em uma microestrutura primária, como martensita revenida, do que em outras complexas que envolvam mais de um microconstituinte como, por exemplo, martensita revenida + austenita não transformada + ferrita [20, 29, 46, 47]. Considera-se que as cementitas na forma de agulhas distribuídas dentro da martensita revenida podem agir como obstáculos no deslizamento das discordâncias, o que por sua vez, dificultaria a extensão da trinca de fadiga e provocaria um efeito benéfico à vida útil em fadiga do material de maneira similar àquele provocado pelo refino do tamanho de grão. Porém, está argumentação se contrapõe ao observado nas Figuras 59 e 60, onde as condições microestruturais industriais A e E, que a princípio deveriam conter 100% de martensita revenida, apresentaram as mais baixas resistência à fadiga, tanto em corpos de prova do material base como na região de solda.

Da Figura 61 a Figura 65 acham-se apresentadas as curvas de crescimento de trinca em função do número de ciclos do ensaio para o material de base e material de solda em cada condição microestrutural estudada.



Figura 61 – Curva *a* versus *N* do material de base e de solda para condição microestrutural A



Figura 62 – Curva *a* versus *N* do material de base e de solda para condição microestrutural B.



Figura 63 – Curva *a* versus *N* do material de base e de solda para condição microestrutural C.



Figura 64 – Curva *a* versus *N* do material de base e de solda para condição microestrutural D.



Figura 65 – Curva a versus N do material de base e de solda para condição microestrutural E

Observado-se as figuras anteriores, pode se verificar que o material de base apresenta uma resistência à fadiga superior ao material de solda, sendo tal comportamento possivelmente esclarecido pelo fato do material de solda apresentar uma maior população de defeitos, característica típica de juntas soldadas e inerente ao próprio processo de fabricação [47]. Efeito similar foi observado por Giassone [48], quando este apresentou um estudo comparativo da taxa de propagação de trincas em material de base e de solda. Neste estudo, foi observado que o material de solda é mais sensível do que o material de base a variações do parâmetro  $\Delta K$  e propôs-se a baixa capacidade do material de solda em suportar deformações plásticas cíclicas como sendo a causa macroscopica para o efeito observado, enquanto que, em níveis microscópicos, a presença de porosidades no metal de solda agiriam como pequenos furos locais de parada para valores baixos de  $\Delta K$ , cegando a ponta da trinca e retardando a propagação. Porém, a medida que  $\Delta K$  aumenta, o efeito de redução de área causada pela presença de poros foi se sobrepondo ao mecanismo de retardo observado inicialmente, fazendo com que a taxa de propagação da trinca crescesse de maneira considerável.

Em adição a este fator, o material de solda apresentou um limite de escoamento ligeiramente superior ao material de base em todas as condições de tratamento. Esta constatação sugere que o aumento do limite de escoamento tenha contribuído de forma negativa à resistência a fadiga do material de solda do aço estrutural grau R4 devido a perda de ductilidade do material, conforme mencionado anteriormente [20, 29, 45].

Outro indício da perda de tenacidade do material seria o tamanho critico da trinca no momento da fratura do corpo de provas. A observação das curvas plotadas nas Figuras de 56 a 60 revela que o tamanho crítico da trinca nos corpos de prova do material base foi sempre superior àquele relativo ao material de solda, mesmo que de maneira ligeira, para todas as condições microestruturais do ensaio de fadiga. Tal constatação é reforçada por resultados obtidos por Lopes [47], quando estudando a taxa de propagação de trincas de fadiga em material de base e de solda de juntas obtidas por centelhamento no aço estrutural grau R3. O referido pesquisador observou que corpos de prova de fadiga retirados da região de solda apresentaram os menores tamanhos críticos de defeito no momento da fratura e associou tal comportamento com a presença de uma maior população de defeitos na junta soldada do que no material de base, fazendo com que o plano de caldeamento se torne, por sua natureza intrínseca, o caminho preferencial de propagação das trincas e, conseqüentemente, provocando a diminuição da vida útil em fadiga do material [46] A vida útil em fadiga do aço estrutural grau R4 pode ser sintetizada pela Tabela 15, que apresenta o número de ciclos relacionado com a fratura (Nf) dos corpos de prova do material de base e de solda em função de sua condição microestrutural.

Condição Microestrutural	$N_{\mathrm{f}}$
Α	61999
A <sub>S</sub>	56763
В	124933
B <sub>S</sub>	88354
С	138919
Cs	85126
D	204679
Ds	125431
E	5241
Es	48435

Tabela 15–Número de ciclos para a falha do aço estrutural grau R4

O estudo de propagação de trincas é feito, geralmente, através da análise do gráfico da/dN versus  $\Delta K$  material ou componente em estudo. Na verdade este gráfico relaciona a velocidade de propagação da trinca com a amplitude do fator de intensidade de tensões no ensaio de crescimento de trinca.

O gráfico da/dN versus  $\Delta K$  apresenta três regiões distintas em função do regime de crescimento da trinca. Na região I, a velocidade de propagação da trinca depende pronunciadamente do fator de intensidade de tensões, havendo um valor de  $\Delta K$  para o qual não existe propagação ou esta ocorre com valor inferior a  $10^{-7}$  mm/ciclo [49, 50]. Este valor de  $\Delta K$  é conhecido como limiar de propagação da trinca,  $\Delta Kth$ , e seu valor usualmente adotado para os aços é da ordem de 6 a 8MPa.m<sup>1/2</sup>. Na região II, a relação entre dt/dN e  $\Delta K$  é efetivamente baseada na lei de Paris [8], conforme apresentada pela expressão (2.7). A curva da/dN e  $\Delta K$  entra na região III quando o valor do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca se aproxima do valor crítico da resistência a fratura do material, K<sub>Ic</sub> ou K<sub>c</sub>, provocando uma aceleração na propagação da trinca e resultando na fratura do corpo de prova ou componente.

A região II das curvas da dt/dN versus  $\Delta K$  obtidas nos ensaios de crescimento de trinca para o aço estrutural grau R4 nas diferentes condições estudas foram modeladas pela equação de Paris [8] e se acham apresentadas da Figura 66 até 76.



Figura 66 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de base para todas as condições microestruturais



Figura 67 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de solda para todas as condições microestruturais



Figura 68 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de base para as condições microestruturais A e D



Figura 69 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de solda para as condições microestruturais A e D



Figura 70 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de base para as condições microestruturais A e E



Figura 71 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de solda para as condições microestruturais A e E



Figura 72 – Curva da/dN versus  ${\Delta}{\it K}$  do material de base e de solda na condição microestrutural A



Figura 73 – Curva da/dN versus  ${\scriptstyle\Delta}K$  do material de base e de solda na condição microestrutural B



Figura 74 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de base e de solda na condição microestrutural C



Figura 75 – Curva da/dN versus  ${\scriptstyle\Delta}K$  do material de base e de solda na condição microestrutural D



Figura 76 – Curva da/dN versus  $\Delta K$  do material de base e de solda na condição microestrutural E

Na equação de Paris (expressão 2.7) a constante *m* aparece como expoente de  $\Delta K$ , sendo considerada, portanto, como força motriz da propagação [49, 51, 52] Isto significa que o aumento do valor da constante *m* favorece o trincamento do material e, conseqüentemente, reduz a vida útil do material em fadiga.

Barsom e Rolfe [49] determinaram experimentalmente os valores do parâmetro martensíticos, ferríticos-perlíticos inoxidáveis т para aços e austeníticos, propondo-os equivalente a 2,25, 3 e 3,25, respectivamente. Sabendose que o aço estrutural R4 apresenta microestrutura caracterizada por martensita revenida, pode-se dizer que os valores de m para as condições acima devem-se encontrar em conformidade com aquele proposto pelos mencionados pesquisadores para aços martensíticos. Pesquisas na área de cinética de crescimento de trincas de fadiga [53-55] demonstram de que o parâmetro m é uma característica intrínseca do material, não sendo influenciado por modificações microestruturais.

Condição	т	С
А	2,42	7,40
A(s)	2,19	6,95
В	3,31	8,95
B(s)	3,12	8,54
С	3,14	8,80
C(s)	3,06	8,45
D	3,44	9,40
D(s)	3,58	9,37
Е	2,56	7,57
E(s)	2,43	7,38

Tabela 16- Valores das constantes m e C de todas as condições

Os valores apresentados de e m e C mostram-se similares aos reportados por Barsom e Rolfe [49], demonstrando assim a representatividade dos dados obtidos através deste estudo.

## 6 Conclusões

Esta pesquisa teve como objetivo analisar a influência da quantidade de martensita revenida sobre a cinética de propagação da trinca de fadiga em aço estrutural do tipo grau R4, largamente utilizado na fabricação de componentes estruturais para sistemas de ancoragem de unidades flutuantes do tipo *offshore*. Como conclusões do trabalho se pode destacar:

- As temperaturas de austenitização propostas para os tratamentos térmicos de têmpera do material se mostraram eficientes na criação de diferentes condições microestruturais.
- A diminuição da fração volumétrica de martensita revenida ou o aumento da fração de ferrita resultou no aumento da ductilidade do material e, conseqüentemente, da vida útil em fadiga do aço estrutural grau R4.
- O material na condição microestrutural industrial, isto é, após tratamento industrial de têmpera e revenido, apresentou a mais baixa resistência à fadiga dentre todas as condições estudadas e, possivelmente, tal constatação se acha baseada no fato de que tal tratamento está associado com a maior temperatura de austenitização adotada na pesquisa.
- Corpos de prova retirados da junta soldada, em todas as condições microestruturais, apresentaram uma menor vida em fadiga do que aqueles usinados do material de base. Tal evidência se deve ao fato da junta soldada apresentar uma população maior de defeitos e, por conseqüência, o plano de caldeamento tornar-se um caminho mais propício à propagação de trincas.

RECOMENDAÇÕES AO FABRICANTE: Como menores temperaturas de austenitização apresentam maior vida em fadiga recomenda-se trabalhar no limiar da temperatura de austenitização, porém adequar tal temperatura de forma a atender aos requisitos de propriedades mecânicas mínimos exigido ao produto. Como ganho ao processo podemos citar o aumento da vida ú til do produto e na redução do consumo de combustível devido a menores temperaturas no processo. COMO SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS, SE PODE DEIXAR: Realização de uma análise quantitativa para a microestrutura martensita revenida e também um análise fractográfica do corpos de prova de fadiga para mensurar a população de defeitos na junta soldada, bem como o levantamento das curvas  $S \times N$  (tensão,  $S \times n$ úmero de ciclos para falha, N).

## 7 Referências bibliográficas

- [1] KUCHUK, Y. et al (1980). The Effects of Flash Welding Defects on the Strength of Joints at Low Temperatures, Welding in the World, Volume 33, Number 12, Pages 1-2.
- [2] SKULSILL, Y.V. and ABLAEV, G.A. (1984), Properties of Flash Welded Joints in O9G2 and E32 Steels. Welding in the World, Volume 37, Number 7, pages, 43-45.
- [3] LINDLEY, T.C. La Fatigue des Materiaux et des Structures. Bathias-Baicon: Univ. Montreal, 1980. p.381.
- [4] ANTUNES, I.C.R., Influência do Fator de Intensidade de Tensão na Propagação de Trincas por Fadiga no Aço Manganês A517-70N -Soldado. Guaratinguetá, 1997. 135p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho.
- [5] HONEYCOMBE, R.W.K. The Plastic Deformation of Metals. London: Edward Arnold, p. 402-429, 1984.
- [6] NASCIMENTO, M.P., Determinação da Vida em fadiga do Aço ABNT 4340 Revestido com Cromo Duro sobre Níquel Químico. Guaratinguetá, 1999. 152p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho".
- [7] PASTOUKHOV, V., A. & VOORWALD, H.J.C Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural. São Paulo: Ed UNESP, 1995. 196 p.
- [8] PARIS, P. & ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. J Basic Eng. Trans. ASME, p. 528-534, 1963.

- [9] MEYERS, M.A.; <u>CHAWLAR</u> K.K., Princípios de Metalurgia Mecânica, Edgard Blucher – 1982 – cap 15 pp 422/454.
- [10] MILLER, K.J., Material Science Perspective of Metal Fatigue Resistance. Materials Science and Technology. v. 9, pp. 453-462, june 1993.
- [11] MURAKAMI, V & ENDO, M. Effects of Defects Inclusion and In homogeneities on Fatigue Strength. Fatigue, 16: 163-182, 1994.
- [12] KOHOUT, J., A New Function Describing Fatigue Crack Growth Curves. International Journal of Fatigue 21(1999) 813-821.
- [13] McEVILY AJ. On closure in fatigur Crack Growth. ASTM STP 982, American Society for Testing and Material, Philadelphia, 1988, 35.
- [14] ERDOGAN F. Crack Propagation Theories. Report NASA CR-901, NASA, Washington, 1967
- [15] BROEK D, SCHIJVE J. The Influence of the Mean Stress on The propagation of Cracks in Aluminium Alloy Sheets. Report NLR M 2111, National Aerospace Laboratory NLR, Amsterdam, 1963.
- [16] WALKER K. The Effect of Stress Ratio During Crack Propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum. ASTM STP 462, American Society for testing and Materials, Philadelphia, 1970, 1.
- [17] CORRÊA, S.R., Avaliação da Resistência à Fadiga da Liga Ti-6AI-4V Soldada pelo Processo TIG. Lorena, 2000. 83p. Dissertação de Mestrado em Engenharia dos Materiais, Faculdade de Engenharia Química de Lorena.
- [18] BROEK, D. The Practical Use of Fracture Mechanics. Kuwer Academic Publishers, 1988. p. 145.
- [19] LEE, C.S., LEE, K.A., LI, D. M., YOO. S.J., NAM, W.J. Microstructural Influence on Fatigue Propperties of a High-Strength Spring Steel. Materials Science and Engineering A 241 (1998) 30-37.
- [20] FORREST, P.G., Experimental Results and Hypothesis for Fatigue Crack Propagation. Fatigue of Metals, Pergamon Press, London, 1962.
- [21] RAVICHANDRAN, K. S., DWARAKADASA, Metall.Tran. A 21 (1990) 3171
- [22] Structural alloys Handbook, Mechanical Properties Data Center, Traverse City, MI, 1977.
- [23] RICHIE, R.O., CHANG, V.A., PATON, N.E., Fatigue Eng. Mater. Struct. 1 (1979) 107.

[24] VIANA, FABÍOLA S., Efeito da Microestrutura Sobre a Cinética de Crescimento de Trincas de Fadiga em Aço para Aplicações Offshore, Dissertação de Mestrado, DCMM/PUC-Rio, Abril de 2002.

[25] ROVENS, H.J., NES, E., Acta Metall Mater. Rev. 37 (1992) 45.

- [26] CHAN, K.S., Metall. Trans. A 24 (1993) 2473
- [27] COFFIN. Jr., L.F. Trans ASME 76 (1954) 2473
- [28] MANSON , S.S., heat Trannsfer Symp., University of Nichigan Engineering Research Institute, 1953, p. 9.
- [29] TAU, L., CHAN, S.L.I, SHIN, C.S., Hidrogen Enhanced Fatigue Crack Propagation of Bainitic and Tempered Martensitic steels. Corrosion Science, Vol. 38. No. 11, pp. 2049-2060, 1996.
- [30] GJONAJ, M., CUKALLA, M. High Cicle Fatigue of Low Alloy Carbon Steels. Journal of Material Processing Technology 64(1997) 141-148.
- [31] SHIN, J., LEE, S., RYU J.H. Correlation of Microestruture and Fatigue Properties of Two High Strengh Spring Steel. International Journal of Fatigue 21(1999) 571-579.
- [32] MRAVIC B., SMITH J.H., Development of improve high-strengh steel for aircraft structural componets. AFML-TR-71-213, 1971.
- [33] SANKARAN S., SARMA, S.V., PADMANABHAN, K.A. Low Cicle Fatigue Behavior of Multiphase Microalloyed Medium Carbono Steel: Comparation Between Ferrite-Pearlite and Quenched and Tempered Microestructures. Materials science and engineering A00(2002)1-8.
- [34] International Association of Classification Societies, IACS W22. London, 1993.
- [35] American Bureau of Shipping, Guide for Certication of Offshore Mooring Chain. New York, 1999.
- [36] Det Norske Veritas Classification, Certification of Offshore Mooring Chain. Hovik, 1995.
- [37] American Society for Testing and Materials. Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E 370, U. S. A., 1990.
- [38] American Society for Testing and Materials. Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM E 399-90., USA, 1990, p 16.

- [39] Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates - E 647-99. Ed. American Society of Materials - ASTM. item 8.8 p. 9. New York, USA, 1999.
- [40] ANDERSSON J. O. et al., Thermo-Calc and DICTRA Computational Tools for Materials Science – 2000.
- [41] American Society for Testing and Materials. Standard Test Method for Metallographic Specimens. ASTM E 380, U. S. A., 1990.
- [42] American Society for Testing and Materials. Standard Test Method for Microhardness of Materials. ASTM E 384, U. S. A., 1982.
- [43] KS 400 Carls Zeis Imaging Systems KS 400 V-03/2002.
- [44] PEREIRA, M.V.S., Influência dos Tratamentos Térmicos de Normalização no Comportamento na Fratura de Juntas Soldadas Obtidas pelo Processo de Centelhamento. Dissertação de Mestrado, DCMM/PUC-Rio, Fevereiro de 1988.
- [45] NICHOLLS, D.J., The Relation Between Crack Blunting and Fatigue Crack Growth Rates in Fatigue. Fract, Engng. Fract. Struct. Vol. 17 No: 4, pp. 459-467, 1994.
- [46] LOPES, M.R., PEREIRA, M.V.S., DARWISH, F. A., MOTTA S.H. and CARNEIRO M.A., Improvement of Residual Fatigue Life in a Flash Welded Structural steel. Anais do 8° Congresso Internacional de Fadiga (ICF-8), FATIGUE 2002, Stockholm, Suécia, pp. 445-452, 2002.
- [47] LOPES, M.R., PEREIRA, M.V.S., DARWISH, F. A., MOTTA S.H. and CARNEIRO M.A. Residual Fatigue Life of Flash Welded Steel Joints: Microstructural and Overloading Effcts. Anais do 14° Conferência Européia de Fratura (ECF-14), Cracow, Polônia, vol. 2, pp. 381-386, 2002.
- [48] GIASSONE, A. Análise e Modelagem de Propriedades Mecânicas à Fadiga de Soldas Molhadas. Dissertação de Mestrado, Depto. Eng. Mecânica, PUC-Rio, 1995.
- [49] BARSON, J.M. and ROLFE, S.T. Fracture & Fatigue Control in Strutures Aplications of Fracture Mechanics. Prentice-Hall, New Jersey, 1987.
- [50] BRANCO, C.M., FERNANDES, A.A., CASTRO, P.M.S.T., Fadiga de Estruturas Soldadas. Fundação Calouste Gulbekian, Lisboa, 1986.
- [51] NOVAK, S.R., Corrosion-Fatigue Crack-iniciation Behavior of four Strutuctural Steels. ASTM stp 801, PP. 25-36, 1983.
- [52] DOWLING, E.N. Mechanical Behavior of Materials. Prentice NAN, New Jersey, U. S. A., 1993.

- [53] RAMOS, M.S. Estudo da Influência do Comprimento de Trinca Afetado por sobrecarga no Retardo de Propagação de Trinca de Fadiga em Aço Estrutural, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Fevereiro de 2001.
- [54] LOPES, M.R., Retardo de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas por Centelhamento, Dissertação de Mestrado, DCMM/PUC-Rio, Abril de 2001.
- [55] TEIXEIRA, F.T., Determinação da Vida em Fadiga de um Aço Estrutural com Aplicações offshore Submetido a Ambiente Agressivo, Dissertação de Mestrado, DCMM/PUC-Rio, Abril de 2002.