UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

GUILHERME DE PAULA

Comportamento em fratura do aço VART 100

São Carlos
2014

GUILHERME DE PAULA

Comportamento em fratura do aço VART 100

Versão Corrigida

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador(a): Waldek Wladimir Bose Filho

**São Carlos
2014**

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

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

de Paula, Guilherme
D323c Comportamento em fratura do aço VART 100 /
Guilherme de Paula; orientador Waldek Wladimir Bose
Filho. São Carlos, 2014.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais e
Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização
e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos; Instituto de Física de São Carlos; Instituto de
Química de São Carlos, da Universidade de São Paulo,
2014.

1. Microestrutura. 2. Fratura. 3. Fadiga. 4.
Propriedades mecânicas. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Bacharel **GUILHERME DE PAULA**.

Título da dissertação: "comportamento em fratura do aço VART 100".

Data da defesa: 11/04/2014

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos)

Aprovado

Prof. Dr. **Valdir Alves Guimarães**
(Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"/UNESP-Guaratinguetá)

Aprovado

Prof. Dr. **Conrado Ramos Moreira Afonso**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:

Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Titular **Denis Vinicius Coury**

Dedico aos meus pais Fernando e Tereza e minha irmã Livia, pelo apoio ao longo do período de elaboração deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me proporcionar a oportunidade de realizar este trabalho com satisfação e contentamento aos meus pais Fernando e Tereza e ao minha irmã Livia pelo apoio incondicional, incentivo e por diversas vezes terem deixado de viverem suas próprias vidas para se preocuparem com meu bem estar durante esta importante etapa de minha vida.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, pela oportunidade, confiança e disposição constante em me orientar e esclarecer e principalmente pela amizade desenvolvida ao longo destes anos de trabalho.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli e ao Prof. Dr. Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert pelas preciosas discussões e ajuda incondicional.

Aos técnicos de laboratório Douglas Bom, João Jerônimo Bernardi, Ricardo Gomes Pereira, Eliezer Dias Francisco, José Silvano Cerqueira Lima e Suzete Rossigali Marega pela ajuda nos trabalhos experimentais e pela amizade e ao pessoal da secretaria do Departamento de Materiais: Ana Maria Fabrício, Eliete de Andrade, Priscila Granato, Ana Fabrício, Vitor Barioto e Sirlene Valin, pela paciência e pela disposição de estarem sempre prontos a ajudar.

Aos meus queridos amigos Carla Isabel, Barbara Duarte, Ricardo (Pimpão) e Erik (Emo) pela cumplicidade, amizade e pelos laços fraternais que serão mantidos por toda a nossa vida. Aos amigos do Departamento de Materiais: Leonardo Agudelo, Sandra Vales, Silvio Fontes Filho, Wagner Batista, Ramon Mendonça, Luís Henrique, Bonazzi, Filippe Cosenza, Ricardo Foresto, Otávio Gamboni, Jeferson Oliveira, Marcelo Bacha e Aline Chemin.

A Villares Metals em nome do Dr. Celso Barbosa e Dr. Alexandre Sokolowski por fornecer o material utilizado e pelas valiosas discussões durante o desenvolvimento desse estudo e a CAPES pelo financiamento da bolsa de mestrado.

A Escola de Engenharia de São Carlos – Departamento de Engenharia de Materiais - USP, por colocar à disposição a área experimental e laboratórios.

Enfim, a todos que de uma forma ou outra estiveram envolvidos na realização desse trabalho e na participação desta etapa da minha vida, os meus sinceros agradecimentos.

Muito obrigado a todos!

“Que os vossos esforços desafiem as impossibilidades, lembrai-vos de que as grandes coisas do homem foram conquistadas do que parecia impossível.”

Charles Chaplin

RESUMO

PAULA, G. **Comportamento em fratura do aço VART 100** 99p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

Ao longo dos anos o crescente interesse pelo aumento das propriedades mecânicas de resistência dos aços, bem como busca por uma tenacidade à fratura aumentada, tem levado o desenvolvimento de novos aços de ultra-alta resistência. Essa classe de aços se demonstra bastante adequada a uma série de aplicações em componentes de alta responsabilidade, como os da indústria aeronáutica. O aço VART 100 é um desenvolvimento da Villares Metals S.A. e é um aço diferenciado, por seu maior teor de níquel, cromo e molibdênio e pela introdução de cobalto em sua composição química que se apresenta como um aço nacional para substituição com vantagens do aço SAE 300M. No mercado internacional existe um aço que tem sido utilizado para este tipo de aplicação com grande sucesso que é o aço AerMet 100. Vários ciclos de tratamentos térmicos podem ser utilizados no VART 100 levando a uma elevada resistência mecânica que pode ter sérias implicações na sua tenacidade à fratura e resistência a fadiga. Este trabalho faz parte de um estudo maior do aço VART100, onde as propriedades mecânicas de tenacidade ao impacto, tenacidade à fratura, vida em fadiga e resistência a propagação de trinca por fadiga estão sendo estudados. Especificamente neste trabalho foram realizadas análises microestruturais, ensaios de dureza Rockwell, ensaios de tração, propagação de trinca por fadiga, curvas $da/dN \times \Delta K$ e de tenacidade à fratura, K_{IC} , além da avaliação dos micromecanismos de fratura. Os resultados da análise microestrutural mostrou que os grãos da austenita anterior possuem um tamanho médio de $11,6 \mu m$ e uma distribuição homogênea de finos precipitados na matriz de martensita envelhecida. Os parâmetros de resistência mecânica obtidos no ensaio de tração do aço VART 100 se apresentaram muito similares aos dos aços SAE 300M e AerMet 100, entretanto os parâmetros de ductilidade apresentaram valores superiores em relação tanto ao 300M quanto em relação ao Aermet 100. Do ensaio de tenacidade à fratura, observa-se que em relação ao aço SAE 300M, o aço VART 100 apresenta uma superior tenacidade à fratura, entretanto com relação ao AerMet 100, ainda que os parâmetros de resistência são similares, o AerMet 100 apresenta uma destacada superioridade na tenacidade à fratura (cerca de 57% superior). Dos parâmetros obtidos nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, observamos que os valores de ΔK_0 da Região I são semelhantes independente das direções ensaiadas R-C e L-R, mas há uma pequena redução nesse valor quando a razão de carga aumentou de 0,1 para 0,5. A região de Paris foi insensível a variação da razão de carga. Assim, os parâmetros C e m obtidos na Região II, fornece valores bastante similares, que comparados através da utilização da equação de Forman modificada, nos permite notar um desempenho levemente superior do Aermet 100 comparado ao VART 100.

Palavras-chave: Microestrutura, Fratura, Fadiga, Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

PAULA, G. Behavior in fracture of VART 100 steel 99 f. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

Over the years a growing interest in increasing the mechanical strength of steels, as well as, the search for an increased fracture toughness, has led to the development of new ultra-high resistance steels. This class of steels demonstrated to be well suited to a variety of applications in components of high responsibility, such as the ones for the aerospace industry. The VART 100 steel is a Villares Metals S.A. development and is a distinctive steel, for its higher content of nickel, chromium and molybdenum and the introduction of cobalt and Ti in its chemical composition that presents as a national option for replacement, with advantages, for the SAE 300M steel. In the international market there is a steel that has been used for this type of application with great success, it is named AerMet 100. Different heat treatment cycles can be used in VART 100 leading to high mechanical resistance that may cause serious implications on their fracture toughness and fatigue resistance. This work is part of a larger study with the VART100 steel, where the mechanical properties, such as impact resistance, fracture toughness, fatigue life, and fatigue crack propagation resistance are being studied. Specifically in this work the microstructural analysis, Rockwell hardness testing, tensile, fatigue crack propagation curves $da / dN \times \Delta K$ and fracture toughness, K_{IC} , were carried out. The microstructural results showed that the prior austenite grains have an average size of 11.6 μm and a homogeneous distribution of fine precipitates in a aged martensite matrix. The mechanical strength obtained in the tensile test of the VART 100 steel are very similar to both the SAE 300M steels and AerMet 100, however the ductility parameters showed higher values than the ones for 300M and Aermet 100 steels. From the fracture toughness test, it was observed that the VART 100 exhibits superior fracture toughness than the SAE 300M, but in relation to the AerMet 100 steel, although the strength parameters are similar, the AerMet 100 presented an outstanding superior fracture toughness (about 57 % higher). From the fatigue crack propagation tests, we observed that the values of ΔK_0 (Region I) are similar regardless of the tested R-C and L-R directions, but there is a small reduction in value when the load ratio increased from 0.1 to 0.5. The Paris region was insensitive to variation of the load ratio. Thus, the C and m parameters, obtained in Region II, provided very similar values, if compared by using the modified Forman equation, allows us to observe a slightly higher performance of AerMet 100 when compared to VART 100.

Keywords: Microstructure, Fracture, Fatigue, Mechanical properties.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	XVII
LISTA DE SIGLAS	XXI
LISTA DE SÍMBOLOS	XXIII
1. INTRODUÇÃO	27
2. REVISÃO BIBLIOGRAFICA	29
2.1. Aços	29
2.1.1. Classificação dos aços	29
2.1.2. Classificação de acordo com a composição química	30
2.1.3. Classificação de acordo com a estrutura	30
2.1.4. Efeito de elementos de liga	31
2.1.5. Aços de Ultra-Alta Resistência	33
2.2. Aço 300M	33
2.3. Aço Aermet 100	34
2.4. Mecânica da Fratura	36
2.4.1. Tipos de fratura	37
2.4.2. Fratura por coalescência de microcavidades	37
2.4.3. Fratura por clivagem	38
2.4.4. Fratura por fadiga	39
2.4.5. Mecânica da Fratura Linear Elástica	40
2.4.6. Modos de carregamento	40
2.4.7. Fator intensidade de tensão (K)	41
2.4.8. Tenacidade à Fratura no modo I de carregamento, obtida no estado plano de deformações (K_{IC})	43
2.4.9. Ensaio de Tenacidade à Fratura - ASTM E1820 ^[18]	44
2.4.10. Tenacidade à fratura dos aços SAE 300M e Aermet 100	47
2.5. Fadiga	47
2.7.1. Estágio I: Nucleação	48
2.7.2. Crescimento da Trinca em bandas de deslizamento	48
2.7.3. Estágio II: Propagação das trincas	49
2.7.4. Estágio III – Ruptura	50
2.7.5. Mecânica da fratura aplicada a fadiga	51
2.7.6. Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK)	55
2.7.6. Estágios de propagação de trinca por fadiga	56
2.7.6.1. Região I – Limite (ΔK_0)	56
2.7.6.2. Região II- Propagação da trinca (Curva de Paris)	57
2.7.6.3. Região III – Fratura do componente	57
2.7.7. Fatores que influenciam o crescimento da trinca por fadiga	58
2.7.8. Efeito da razão de carga ou tensão	58
2.7.9. Propagação de trinca por fadiga nos aços SAE 300M e Aermet 100	59
3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	61
3.1. Material	61
3.2. Análise Microestrutural	62
3.3. Ensaio de Dureza	63
3.4. Ensaio de Tração	63
3.5. Ensaio de Tenacidade à Fratura (K_{IC})	64

3.6.	Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga	66
3.7.	Fractografia	67
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	69
4.1.	Material	69
4.2.	Análise Microestrutural	69
4.3.	Ensaio de Dureza	74
4.4.	Ensaio de Tração	75
4.5.	Ensaio de Tenacidade à Fratura (K_{IC})	76
4.6.	Determinação da propagação de trinca por fadiga	79
4.7.	Fractografia	86
4.7.1.	Ensaio de Tração	86
4.7.2.	Ensaio de Tenacidade à Fratura	87
4.7.3.	Propagação de trinca por fadiga em com razão de carga $R = 0,1$	91
4.7.4.	Propagação de trinca por fadiga em com razão de carga $R = 0,5$	93
5.	CONCLUSÕES	95
6.	REFERÊNCIAS	97

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Micrografias Ópticas do aço SAE 300M, demonstrando, martensita (região cinza escuro) além de ferrita e austenita retida (região cinza claro), atacado com Nital.	34
Figura 2. Micrografias Ópticas do aço AerMet 100, apresentando a martensita (região cinza escuro) e a ferrita (região cinza claro), atacado com Nital.	36
Figura 3. (a) Evolução de uma fratura dúctil por coalescência de vazios (b) e (c) Exemplos de aspecto fractográfico da fratura dútil por coalescência de microcavidades.	38
Figura 4. Exemplos de fratura por clivagem (a) degraus de clivagem e marcas de rio; (b) linguas (setas) na superfície; (c) padrão de pena; (d) degraus de clivagem	39
Figura 5. Exemplos de fratura por fadiga (a) estrias por fadiga mostrando crescimento do espaço entre as estrias; (b) Estrias localizadas em um maior aumento do microscópio	40
Figura 6. Modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, abertura ou tração; (b) Modo II, deslizamento; (c) Modo III, rasgamento.	41
Figura 7. Coordenadas para descrição do campo de tensões na ponta da trinca	42
Figura 8. Distribuição elástica da tensão na região da trinca	43
Figura 9. Esquema tridimensional da região da zona plástica	44
Figura 10. Corpo de prova do tipo C(T)	44
Figura 11. Código para orientação do plano da trinca para seções cilíndricas	45
Figura 12. Principais tipos de gráficos carga vs. deslocamento	46
Figura 13. Nucleação da trinca por fadiga nas bandas de deslizamento ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões	49
Figura 14. Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird	50
Figura 15. Representação esquemática de superfície de fratura por fadiga	51
Figura 16. Corpo de prova normalizado tipo C(T) para ensaios de propagação de trinca por fadiga	53
Figura 17. Curva da da/dN em função da variação da intensidade de tensão, mostrando os estágios do fenômeno de fadiga	56
Figura 18. Gráfico de propagação de trinca por fadiga próximo ao limite com vários valores para R em um aço médio carbono	58
Figura 19. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) para o aço 300M	59
Figura 20. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) para o aço Aermet 100	60
Figura 21. Metodologia de contagem de interceptos de contornos de grão	63
Figura 22. Dimensões, geometria e representação tridimensional do corpo de prova para ensaio de tração	64
Figura 23. Direções de extração dos corpos de prova conforme norma ASTM 399	64
Figura 24. Dimensões e geometria dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura nas direções (a) R-C; (b) L-R	65
Figura 25. Dimensões e geometria dos corpos de prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga nas direções (a) R-C; (b) L-R; (c) representação tridimensional	67
Figura 26. (a) Aspecto geral da microestrutura do aço VART 100. (b) Detalhe de (a)	

mostrando uma microestrutura martensítica. Ataque: Nital 3% _____	70
Figura 27. Visualização da matriz martensítica, VART 100, Seção transversal ao tarugo cilíndrico forjado _____	71
Figura 28. Detalhe da microscopia eletrônica de varredura do aço VART 100 _____	72
Figura 29. (a) Aspecto geral da microestrutura do aço VART 100. (b) Detalhe mostrando contornos de grão da austenita anterior _____	73
Figura 30. Curvas dos ensaios de tração em temperatura ambiente _____	75
Figura 31. Curvas carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente na direção R-C _____	77
Figura 32. Curvas carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente na direção L-R _____	78
Figura 33. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) para todos os ensaios realizados _____	80
Figura 34. Curva de propagação de trinca por fadiga (da/dN) sob a razão de carga $R = 0,1$ _____	81
Figura 35. Curva de propagação de trinca por fadiga (da/dN) sob a razão de carga $R = 0,5$ _____	81
Figura 36. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) na região II, sob a razão de carga $R = 0,1$ _____	82
Figura 37. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) na região II, sob a razão de carga $R = 0,5$ _____	83
Figura 38. (a) Comparativo entre os dados experimentais e os resultados da equação de Forman modificada; (b) Curva comparativa utilizando os parâmetros C e m dos aços com $R = 0,5$; _____	85
Figura 39. Fractografia do corpo de prova utilizado no ensaio de tração (a) e (b) no estereoscópio. (c) e (d) Detalhe do CP realizada em MEV _____	87
Figura 40. Corpos de Prova, extraídos na direção L-R, utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura. (a) Superfície de fratura do corpo de prova CP 01. (b) Detalhe da pré trinca do corpo de prova CP 01 _____	88
Figura 41. Fractografia do corpo de prova CP01 extraído na direção L-R e utilizado no ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente _____	89
Figura 42. Corpos de Prova, extraídos na direção R-C, utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura. (a) Superfície de fratura do corpo de prova CP 01. (b) Detalhe da pré trinca do corpo de prova CP 01 _____	89
Figura 43. Fractografia do corpo de prova CP01 extraído na direção R-C e utilizado no ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente _____	90
Figura 44. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,1$ _____	91
Figura 45. Fractografia do corpo de prova CP01 (a) na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,1$ (b) Detalhe de (a) mostrando estrias de propagação _____	92
Figura 47. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,5$ _____	93
Figura 48. Fractografia do corpo de prova CP01 (a) na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,5$ (b) Detalhe de (a) mostrando estrias de propagação _____	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Efeitos de elementos de liga em aços	32
Tabela 2. Composição nominal do aço 300M	33
Tabela 3. Propriedades mecânicas de dureza e tração do aço 300M	34
Tabela 4. Composição Nominal do aço Aermet 100	35
Tabela 5. Propriedades mecânicas de dureza e tração do aço Aermet 100	35
Tabela 6. Valores de KIC para ops aços AerMet 100 e 300M	47
Tabela 7. Propriedades de propagação de trinca por fadiga dos aços 300M e Aermet 100	60
Tabela 8. Composição do aço VART 100	61
Tabela 9. Composição química dos aços da categoria em % peso	69
Tabela 10. Medidas do tamanho médio dos contornos de grão do aço VART 100	74
Tabela 11. Tamanho médio dos contornos de grão	74
Tabela 12. Resultados do ensaio HRC na liga VART 100	74
Tabela 13. Valores de HRC para os aços da categoria	74
Tabela 14. Resultados dos ensaios de tração em temperatura ambiente	75
Tabela 15. Resultados dos ensaios de tração em temperatura ambiente	76
Tabela 16. Dados para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura para os corpos de prova extraídos na direção R-C	77
Tabela 17. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção R-C	77
Tabela 18. Dados para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura para os corpos de prova extraídos na direção L-R	78
Tabela 19. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção L-R	78
Tabela 20. Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente	79
Tabela 21. Valores de ΔK_0 dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN)	82
Tabela 22. Valores de C e m dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN)	83
Tabela 23. Valores médios de ΔK_0 , C e m dos ensaios de trinca por fadiga (da/dN)	83
Tabela 24. Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em temperatura ambiente	84

LISTA DE SIGLAS

AISI – *American Iron and Steel Institute*

ASM – *American Society for Metals*

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

CMOD – *Crack Mouth Opening Displacement*

CP – Corpo de prova

DP – Desvio padrão

HRC – *Rockwell C Hardness*

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica

MFEP – Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

SAE – *Society of Automotive Engineers*

USP – Universidade de São Paulo

VIM – *Vacuum Induction Melted*

VAR – *Vacuum arc remelting*

LISTA DE SÍMBOLOS

a - comprimento de trinca

a_n - comprimento de trinca nominal

a_f - comprimento crítico da trinca

AL - alongamento

B – espessura do corpo de prova

C - constante de Paris

$C(T)$ - corpo de prova do tipo compacto de tração

d - Tamanho médio do grão

da/dN - taxa de propagação de trinca por fadiga (função do número de ciclos)

$DC(T)$ - corpo de prova do tipo disco compacto de tração

ΔK - variação do fator intensidade de tensão

ΔK_{ap} - variação do fator intensidade de tensão aplicada

ΔK_I - variação do fator de intensidade de tensão no modo de carregamento I

ΔK_0 - variação do fator de intensidade de tensão limite

$\Delta \sigma$ - variação de tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca

E - módulo de elasticidade

$f(\theta)$ - fator geométrico ou de forma

K - fator intensidade de tensão

K_C - fator de intensidade de tensão crítico em tensão plana

K_{IC} - fator intensidade de tensão crítico em deformação plana

K_I - fator intensidade de tensão no modo I de abertura da trinca

K_{II} - fator intensidade de tensão no modo II de abertura da trinca

K_{III} - fator intensidade de tensão no modo III de abertura da trinca

K_Q - valor provisório de tenacidade à fratura

K_{max} - fator de intensidade de tensão máximo

K_{min} - fator de intensidade de tensão mínimo

m - expoente de Paris

N_i - número de ciclos para iniciar a trinca

N_p - número de ciclos para propagar a trinca

N_f - número de ciclos para falhar

N_L - número de interceptos por perímetro

P - carga

P_5 - carga 5% da linha secante

P_{max} - carga máxima

P_{min} - carga mínima

P_Q - carga de ruptura

r - raio da ponta da trinca

R - razão de carga ou razão de tensão ou razão de fator de intensidade de tensão

RA - redução de área

σ - tensão

σ_{ij} - componente de tensão

σ_{max} - tensão máxima

σ_{min} - tensão mínima

σ_y - limite de escoamento

θ - ângulo da ponta da trinca

V – deslocamento

W – largura do corpo de prova

1. INTRODUÇÃO

A produção do aço no Brasil permitiu ao país demonstrar para o resto do mundo que algum dia seria capaz de desenvolver siderurgia de qualidade. Foi muito trabalhoso para que o país conseguisse ser auto-suficiente na produção de aço. Sendo importante assim lembrarmos o quanto o Brasil lutou para se consagrar como produtor e exportador de minério de ferro.

Aplicações de alto desempenho, como aquelas em aeronaves, exigem materiais com uma combinação excepcional de propriedades mecânicas, dentre as quais, elevada resistência mecânica, tenacidade à fratura e resistência à fadiga. Devido a isto, nos últimos anos várias pesquisas têm buscado o desenvolvimento de novas microestruturas, oriundas da adição de elementos de liga e novas rotas de processamentos, possibilitando elevar a resistência mecânica dos aços de ultra-alta resistência, visando obter alterações significativas de tenacidade e resistência.

O aço de ultra-alta resistência SAE 300M é um desenvolvimento brasileiro, que consiste de uma versão modificada do aço AISI 4340, e é amplamente utilizado na indústria aeronáutica em peças estruturais, mas devido ao avanço tecnológico no desenvolvimento de ligas, novos aços de alta tecnologia surgiram buscando substituir este aço SAE 300M.

O aço AerMet 100 é uma dessas ligas possuem características mecânicas de alto desempenho similares as do SAE 300M, com o diferencial de proporcionar maior tenacidade à fratura, propriedade a qual torna o AerMet 100 uma melhor opção em aplicações aeronáuticas.

Recentemente a Villares Metals, apresentou um novo desenvolvimento de aço de ultra-alta resistência, denominado de VART 100, que se apresenta como uma possibilidade para substituição dos aços SAE 300M e AerMet 100 já existentes no mercado internacional por alguns anos. A sua composição química é diferenciada quando comparada ao do SAE300M, devido a um maior teor de níquel, cromo e molibdênio, teor ligeiramente menor de carbono e com adição de cobalto. Esta nova liga da Villares Metals tem similaridade com a liga AerMet 100, a qual já é utilizada na indústria aeronáutica, entretanto a liga VART 100 possui também adições de Al e Ti.

O aço em questão, para as aplicações mercadológicas a que se destina (aplicações de alta responsabilidade como a do setor aeronáutico), deve apresentar elevada resistência mecânica associada com boa tenacidade à fratura e resistência à fadiga. Dois aços utilizados com este propósito são os aços SAE 300M e Aermet 100.

No Capítulo 2 desta dissertação é apresentada uma revisão da literatura referente a classificação dos aços incluindo os aços de ultra alta resistência, apresenta os conceitos da Mecânica da Fratura Elástica Linear e sua aplicação na determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga.

No Capítulo 3 são apresentadas as metodologias utilizadas no desenvolvimento deste trabalho e o Capítulo 4 apresenta os resultados e discussões destes. No Capítulo 5 são apresentadas as conclusões.

2. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1. Aços

A história de ligas de aço pode ter seu início datado junto a civilizações muito antigas. No entanto, foi nos últimos cinquenta anos que testemunhamos o maior progresso em termos do desenvolvimento das ligas de aços. Os aços constituem uma categoria de materiais metálicos amplamente utilizados, principalmente por seu custo relativamente baixo de manufatura, produção em grande quantidade e por atender a especificações muito precisas. Também podemos ressaltar que possuem uma boa combinação de propriedades mecânicas, como resistência mecânica, tenacidade à fratura, resistência à fadiga e ductilidade, características desejáveis a um bom planejamento e desenvolvimento de projetos mecânicos.

2.1.1. Classificação dos aços

Dada a grande variedade de aços, diversos sistemas de classificação foram criados ao longo dos anos, podendo ser classificados em grupos com base em propriedades comuns, tais como:

- Composição Química.
- Constituição microestrutural.
- Processo de fabricação.
- Processo de acabamento.
- Forma do produto final.
- Nível de resistência.
- Tratamento térmico.

Uma das classificações mais comuns é a que considera a composição química dos aços. Basicamente os aços são ligas de ferro e outros elementos, sendo o mais comum destes o carbono. O teor de carbono para aços varia entre 0,002 e 2,1% ^[1], dependendo do grau deste. Normalmente são acrescentados outros elementos em menores teores com a finalidade de se obter alterações desejáveis em algumas propriedades do material, os chamados elementos de liga.

2.1.2. Classificação de acordo com a composição química

Quando a composição química dos aços é utilizada como base para comparação entre estes, pode-se considerar os seguintes sub-grupos:

- Aços Carbono

O aço carbono é uma composição da liga ferro-carbono que confere ao aço bons níveis de resistência mecânica. O carbono é o elemento responsável pelo maior endurecimento da liga em relação ao ferro além dos outros elementos, que participam igualmente do ajuste do nível de resistência do aço. No aço carbono é possível ainda uma classificação pelo teor de seus elementos de liga, sendo o baixo carbono possui no máximo 0,25% do elemento; o médio carbono apresenta de 0,25 a 0,60% e o alto carbono possui de 0,60 a 2,10% ^[2].

- Aço baixo carbono possui baixa resistência e dureza e alta tenacidade e ductilidade. É usinável e soldável, além de apresentar baixo custo de produção. Geralmente, este tipo de aço não é tratado termicamente.
- Aço médio carbono possui maior resistência e dureza e menor tenacidade e ductilidade do que o baixo carbono. Apresentam quantidade de carbono suficiente para receber tratamento térmico de têmpera e revenimento, embora o tratamento, para ser efetivo, exija taxas de resfriamento elevadas e em seções finas^[2].
- Aço alto carbono é o de maior resistência e dureza. Porém, apresentam menor ductilidade entre os aços carbono. Geralmente, são utilizados temperados ou revenidos, possuindo propriedades de manutenção de um bom fio de corte.

- Aços Ligados.

Aço ligado é aquele que contém elementos de liga em sua composição, adicionados com a finalidade de se obter melhorias quanto às propriedades desejadas, em comparação aos aços-carbono. Estes podem ser divididos em aços de baixa liga, onde o teor dos elementos de liga é menor que 5% ou aços de alta liga, onde o teor dos elementos de liga é maior que 8%^[3]. Podemos nesta categoria citar os aços de ultra-alta resistência, que fazem uso de elementos de liga a fim de atingir uma determinada propriedade mecânica de alto desempenho.

2.1.3. Classificação de acordo com a estrutura

Se tomarmos a estrutura como base de comparação entre os aços, podemos classificá-los nos seguintes subgrupos.

- Aços perlíticos

São aços sem elementos de liga ou com teores relativamente baixos (até no máximo 5%), as propriedades mecânicas destes podem ser melhoradas por tratamento térmico, mantendo-se uma usinabilidade consideravelmente boa.

- Aços martensíticos

Os aços martensíticos são aqueles em que o teor dos elementos de liga supera o valor de 5%, normalmente apresentam dureza elevada e baixa usinabilidade.

- Aços austeníticos

Este tipo de aço é caracterizado por reterem a estrutura austenítica a temperatura ambiente devido ao teor elevado de alguns elementos de liga. Aços inoxidáveis, não magnéticos e resistentes ao calor usualmente pertencem a este grupo.

- Aços ferríticos

Normalmente caracterizado por elevado teor de elementos de liga, mas com baixo teor de carbono. Não reagem a tempera, e quando recozidos costumam apresentar estrutura predominantemente ferrítica com pequenas quantidades de cementita.

2.1.4. Efeito de elementos de liga

Elementos químicos residuais podem ser encontrados nos aços por estarem presentes no processo de produção. O controle da quantidade destes elementos pode ser feito durante a fabricação, visando à obtenção de efeitos nas microestruturas e propriedades dos aços após sua fabricação.

Os elementos de liga nos aços têm uma grande influência na sua composição microestrutural, que por sua vez reflete nos parâmetros de resistência, tenacidade e resistência a corrosão e oxidação. Devemos considerar que os efeitos de um elemento de liga podem ser modificados devido a influências de outros elementos de liga presentes. Esta sinergia deve ser levada em consideração no momento em que se avalia a composição química de um aço. Assim, abaixo é descrito resumidamente o efeito que certos elementos químicos presentes neste tipo de aços:

Carbono: Diretamente associado ao aumento de temperabilidade, porém seu teor deve ser mantido baixo, pois pode acarretar drástica redução na tenacidade.

Silício: Aumenta temperabilidade e sustenta a formação de solução sólida (re-endurecimento após o revenimento), no entanto não favorece a formação de carbonetos.

Manganês: Opção barata para aumento de temperabilidade melhor que o uso de

carbono. No entanto pode ocasionar redução de propriedades mecânicas e de fabricação para aços austeníticos.

Cromo: Opção para aumento de temperabilidade com vantagens no aumento de resistência a corrosão e resistência mecânica em altas temperaturas.

Níquel: Aumento de tenacidade para aços perlítico-ferríticos, ligeiro aumento de temperabilidade, torna austeníticas as ligas inoxidáveis de Fe-Cr.

Molibdênio: Produz endurecimento por precipitação em ligas Fe-Mo. Aumenta fortemente a temperabilidade com grande formação de carbonetos, além de fornecer dureza secundária no revenimento.

Cobalto: Proporciona endurecimento da ferrita.

Vanádio: proporciona máximo efeito de endurecimento secundário por precipitação. Promove o refino de grão e possui tendência de formação de carbonetos.

Outros elementos também são importante na determinação das propriedades mecânicas do aço e os seus efeitos são apresentados de maneira bem simplificada na **Tabela 1**^[4].

Tabela 1. Efeitos de elementos de liga em aços

Elementos de Liga	Propriedades								
	Dureza	Resistência a Tração	Limite de Escoamento	Alongamento	Redução de Área	Elasticidade	Usinabilidade	Resistência ao desgaste	Resistência a Corrosão
Silício (Si)	↑	↑	↑	↑	~	↑↑↑	↓	↓↓↓	-
Manganês (Mn)	↓↓↓	↑	↓	↑↑↑	-	-	↓↓↓	-	-
Cromo (Cr)	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↑	-	↑	↑↑↑
Níquel (Ni)	↓↓	↑	↓	↑↑↑	↑↑	-	↓↓↓	-	↑↑
Cobalto (Co)	↑	↑	↑	↓	↓	-	~	↑↑↑	-
Molibdênio (Mo)	↑	↑	↑	↓	↓	-	↓	↑↑	-
Cobre (Cu)	↑	↑	↑↑	~	~	-	~	-	↑
Enxofre (S)	-	-	-	↓	↓	-	↑↑↑	-	↓
Fósforo (P)	↑	↑	↑	↓	↓	-	↑↑	-	-

Assim, neste trabalho estuda-se um aço de ultra-alta resistência, que se utiliza de efeitos de elementos de liga, além dos processos de tratamento térmico, a fim de obter um melhor desempenho em termos de resistência mecânica.

2.1.5. Aços de Ultra-Alta Resistência

Aços de ultra-alta resistência possuem uma estrutura martensítica, com baixa concentração de descontinuidades internas. Estes aços fazem uso da sua alta temperabilidade e dos efeitos do endurecimento secundário para atingir os requisitos de resistência mecânica e tenacidade. A alta temperabilidade está intimamente associada à quantidade de carbono e a presença dos elementos de liga como Si, Mn, Cr, Ni e Mo; proporcionando através de um resfriamento menos severo, como por exemplo, óleo, a formação de uma martensita mais homogênea. Após tempera executa-se o revenimento na faixa de 260 a 315 °C a fim de manter as propriedades de resistência elevada e aumentar a tenacidade do material. Além de tudo, a presença do silício possibilita a formação de uma quantidade maior de carbonetos e propicia os efeitos de endurecimento secundário. O aumento da resistência mecânica em conjunto com uma estrutura martensítica mais homogênea, proporciona uma resistência maior à fadiga, quando comparada ao do aço AISI 4340.

2.2. Aço 300M

A liga 300M, a qual será considerada como material base deste estudo é uma modificação (1,6% Si) do aço muito conhecido AISI 4340, com teores de carbono e molibdênio mais elevado e com adição de vanádio (**Tabela 2**)^[5]. Este aço, após tratamento térmico, possui elevada dureza conferindo aproximadamente de 1.932 MPa de tensão limite de resistência, ao mesmo tempo que possui boa ductilidade e tenacidade (**Tabela 3**)^[6]. Quando comparado com as propriedades do aço AISI 4340, o SAE 300M possui maior capacidade de endurecimento devido ao aumento de Si o qual possibilita uma maior temperatura de têmpera. Assim sendo, serão consideradas algumas características do AISI 4340 para comparação com o SAE 300M e VART 100.

Tabela 2. Composição nominal do aço 300M

Elementos	300M
C	0,40 a 0,46
Si	1,45 a 1,80
Mn	0,65 a 0,90
Ni	1,65 a 2,00
Cr	0,70 a 0,90
Mo	0,30 a 0,45

Co	-
Cu	0,15
Al	0,03
Ti	0,004
V	0,05 min
P	-

Tabela 3. Propriedades mecânicas de dureza e tração do aço 300M

Propriedade	SAE 300M
Dureza [HRC]	53
E [GPa]	199,9
σ_{max} [MPa]	1940
σ_y [MPa]	1630
%RA	35
%AL	9,5

A microestrutura do 300M é caracterizada por uma estrutura de matriz martensítica bem refinada e entrelaçada com traços de ferrita distribuídas ao acaso, como vemos na **Figura 1**^[8]. Além deste, foi realizada a medida do tamanho de grão médio deste aço, com resultado variando entre 20 – 35 μm ^[9].

Figura 1. Micrografias Ópticas do aço SAE 300M, demonstrando, martensita (região cinza escuro) além de ferrita e austenita retida (região cinza claro), atacado com Nital.

2.3. Aço Aermet 100

Em adição aos aços maraging, outra família de aços de ultra-alta resistência que possui tenacidade à fratura bastante elevada foi desenvolvida para atender equipamentos com requisitos de elevada responsabilidade. A liga AerMet 100 foi desenvolvida para fabricação de parte do trem de pouso de um avião caça que a empresa Douglas McDonnell desenvolveu para a marinha dos Estados Unidos, sendo esta solicitava uma liga que pudesse ser substituída da liga 300M, mas com o dobro da tenacidade à fratura. Assim, o aço AerMet 100 que possui tensão limite de resistência mínima de 1900 MPa e tenacidade à fratura de 110 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Outras variantes desta liga foram desenvolvidas, tal como a liga AerMet 100 envelhecida a

450°C e o aço AerMet 310, que possui tensão limite de resistência de 2137 MPa ou ainda o aço AerMet340 com tensão limite de resistência de 2340 MPa^[30] O aço AerMet 100, o qual é um aço muito similar ao VART 100 em estudo, possui características mecânicas de alto desempenho superiores ao SAE 300M, no entanto com o grande diferencial de proporcionar maior tenacidade à fratura, propriedade a qual pode tornar o AerMet 100 uma das melhores opção existentes no mercado em aplicações aeronáuticas. Na **Tabela 4** temos a composição nominal do aço Aermet 100^[10] e na **Tabela 5** temos os valores das principais propriedades mecânicas^[11].

Tabela 4. Composição Nominal do aço Aermet 100

Elementos	AerMet 100 ^[10]
C	0,21 a 0,25
Si	< 0,1
Mn	< 0,1
Ni	11,0 a 12,0
Cr	2,90 a 3,30
Mo	1,10 a 1,30
Co	13,0 a 14,0
Cu	-
Al	< 0,015
Ti	< 0,015
V	-
P	-

Tabela 5. Propriedades mecânicas de dureza e tração do aço Aermet 100

Propriedade	Aermet 100
Dureza [HRC]	52
E [GPa]	194,9
σ_{max} [MPa]	1965
σ_y [MPa]	1724
%RA	55
%AL	13

O Aermet 100 tem microestrutura martensítica com a morfologia de martensita do tipo ripas, vemos na **Figura 2**^[8]. Ainda também foi realizada a medida do tamanho de grão deste aço com valor de aproximadamente 15 μm ^[12].

Figura 2. Micrografias Ópticas do aço AerMet 100, apresentando a martensita (região cinza escuro) e a ferrita (região cinza claro), atacado com Nital.

Várias rotas de tratamentos térmicos podem ser utilizadas para sua têmpera, levando a um endurecimento do material baseado na precipitação de carbonetos em uma matriz martensítica, como resultado final obtêm-se neste aço, limites de resistência de até 2.000 MPa. Entretanto, para sua aplicação na indústria aeronáutica, devem ser desenvolvidos estudos para avaliar a tenacidade e o comportamento em fadiga, que são requisitos de grande importância para a sua aplicação na fabricação de trens de pouso de aeronaves. Este trabalho é parte de um estudo envolvendo o desenvolvimento do aço VART 100 com possível aplicação para a indústria aeroespacial, onde além da tenacidade ao impacto e do estudo da vida em fadiga para nucleação de trincas, outros estudos estão sendo realizados. Assim, faremos um breve descrição dos conceitos que serão envolvidos na determinação da tenacidade à fratura e taxa de propagação de trinca por fadiga.

2.4. Mecânica da Fratura

Mecânica da fratura é o campo da ciência que busca estudar trincas e descontinuidades em materiais sólidos sujeitos a falhas catastróficas. Este campo progrediu motivado pela falha catastrófica dos navios Liberty durante a segunda guerra mundial, e trabalha sob teorias que levam em consideração critérios como, energia, força e escoamento, da propagação da falha pela estrutura do material^[13].

Atualmente a Mecânica da Fratura pode ser aplicada no controle de fraturas em diversas situações, desde fraturas simples até as de alta complexidade, envolvendo a análise de defeitos oriundos dos processos de fabricação, avaliação do comportamento em fadiga do material, susceptibilidade a efeitos do meio entre outros^[14].

Com o auxílio de ferramentas matemáticas da mecânica da fratura, pode-se evitar que trincas atinjam tamanhos críticos e se propaguem de forma descontrolada. Desse modo a mecânica da fratura permite a operação segura de componentes com defeitos prévios e/ou

trincas nucleadas em serviço.

A mecânica da fratura divide-se em mecânica da fratura linear-elástica (MFLE) que é utilizada em situações que ocorre a fratura no regime elástico e a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) que procura resolver problemas em materiais com tenacidade elevada e apresentam deformação plástica na ponta da trinca^[14].

2.4.1. Tipos de fratura

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes sob uma determinada tensão aplicada, devido à nucleação e crescimento de uma trinca. Diversos fatores como temperatura, taxa de deformação e estado de tensão afetam o fenômeno de fratura.

O processo de fratura em ligas metálicas pode ocorrer transgranularmente ou intergranularmente. Entretanto, independentemente do caminho da fratura, existem essencialmente 4 principais modos de fratura: coalescência de microvazios (“dimples”), clivagem, fadiga e ruptura decoesiva. Cada um desses modos de fratura tem aspectos característicos e micromecanismos pelos quais a fratura se propaga. A seguir serão apresentados. A seguir serão apresentados as características da superfície de fratura e alguns dos mecanismos associados com o modo de fratura do caso da fratura dútil, frágil e fratura oriundas do processo de fadiga. Os outros modos não serão tratados aqui. Foi utilizado como base para o resumo dos modos de fratura descritos abaixo o *Metals Handbook: Volume 12: Fractography*^[15].

2.4.2. Fratura por coalescência de microcavidades

A fratura por coalescência de microcavidades, ou fratura dútil apresenta extensa deformação plástica, através de um processo lento e progressivo em torno da trinca. Este tipo de fratura exige elevada absorção de energia de deformação, indicando alta taxa de deformação, grande alongamento e boa tenacidade à fratura.

Quando sobrecarga é a causa principal da fratura, as ligas metálicas estruturais falham por um processo conhecido como coalescência de microcavidades que são nucleadas em locais tais como inclusões não metálicas, partículas de segunda fase e outras. À medida que a carga é aplicada uma trinca é formada a partir do crescimento e união das microcavidades, acarretando na fratura final por cisalhamento em um ângulo de 45° em relação à direção de tração. Esta fratura tem o aspecto escuro, acinzentado e sua superfície é rugosa, como pode ser observado na **Figura 3 a**^[1]. O aspecto fractográfico deste tipo de fratura é bastante

característico e tem geralmente o formato apresentado na **Figura 3 b e 3 c**^[15].

Figura 3. (a) Evolução de uma fratura dútil por coalescência de vazios (b) e (c) Exemplos de aspecto fractográfico da fratura dútil por coalescência de microcavidades.

2.4.3. Fratura por clivagem

Clivagem é um processo de fratura de baixa energia que se propaga ao longo de planos cristalográficos de baixo índices conhecidos como plano de clivagem. Como ligas metálicas de engenharia são policristalinos e podem conter contornos de grãos e de sub-grãos, inclusões, discordâncias e outras imperfeições cristalinas que afetam uma fratura que se propaga por clivagem e faz com que esta possua características distintas tais como degraus de clivagem, marcas de rios, marcas de penas e impressões de sargento, como mostrado na **Figura 4**^[15].

Figura 4. Exemplos de fratura por clivagem (a) degraus de clivagem e marcas de rio; (b)linguas (setas) na superfície; (c) padrão de pena; (d) degraus de clivagem

2.4.4. Fratura por fadiga

Uma fratura que é resultado da aplicação de carregamentos cíclicos é conhecida por fratura por fadiga. Geralmente este tipo de fratura ocorre em três estágios, se iniciando no estágio I, propagando durante o estágio II e sofrendo fratura catastrófica no estágio III.

Uma fratura típica do região do estágio I é apresentada na **Figura 5**^[15], onde nota-se uma superfície facetada com marcas que lembram a clivagem, denominadas marcas de praia, e são características dos ciclos de carregamento aplicado no material durante o ensaio.

Figura 5. Exemplos de fratura por fadiga (a)estrias por fadiga mostrando crescimento do espaço entre as estrias; (b) Estrias localizadas em um maior aumento do microscópio

2.4.5. Mecânica da Fratura Linear Elástica

A mecânica da fratura linear elástica é empregada em situações onde há fratura de materiais no regime elástico ou em casos onde a zona plástica é pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém.

A presença de defeitos é um fator negativo para a resistência a fratura do material, pois tais defeitos agem como concentradores de tensões, possibilitando o crescimento e a propagação da trinca que resulta na falha do componente sob o qual o esforço foi aplicado.

Considera-se que na ponta da trinca as tensões aplicadas são infinitas e caracterizadas por um fator de intensidade de tensão designado pela letra K . Quando o fator K alcança um valor crítico K_{IC} , chamado de tenacidade à fratura, ocorre falha no componente. É o valor de K_{IC} é uma propriedade do material independente da geometria ou das cargas aplicadas^[16].

2.4.6. Modos de carregamento

Existem três modos de carregamento segundo os quais uma carga pode operar sobre uma trinca, como mostra a **Figura 6**. Estes modos de carregamentos estão associados aos fatores de intensidade de tensão K_I , K_{II} e K_{III} ^[13].

Figura 6. Modos de deslocamento da superfície de uma trinca. (a) Modo I, abertura ou tração; (b) Modo II, deslizamento; (c) Modo III, rasgamento.

Modo I - é encontrado com maior frequência e consiste na abertura da trinca pela aplicação de tensão aplicada normal ao plano desta.

Modo II - corresponde a carregamento com cisalhamento no plano, com deslocamento das superfícies da superfície da trinca paralelamente a si mesma e perpendicular a frente de propagação.

Modo III – rasgamento com deslocamento da superfície da trinca paralelamente a si mesma.

2.4.7. Fator intensidade de tensão (K)

O fator intensidade de tensões é uma medida que determina a estabilidade de uma trinca na fratura e estima a propagação de trincas solicitadas ciclicamente.

Determinado o modo de carregamento, a distribuição de tensões em torno de qualquer trinca em uma estrutura com comportamento no regime linear elástico é semelhante, sendo completamente descrito pelo parâmetro K , portanto, a diferença na magnitude de tensões alcançada depende apenas do parâmetro fator de intensidade K , que é governado pela configuração geométrica do componente trincado e pelo nível e modo de carregamento imposto^[14].

Um sistema de coordenadas mostrada na **Figura 7** descreve o campo de tensões em torno da trinca sujeita ao modo de carregamento I. Neste sistema r e θ são usados no plano x - y que é normal ao plano da trinca. As tensões próximas à ponta da trinca são funções tanto da distancia radial r como do ângulo θ .

Figura 7. Coordenadas para descrição do campo de tensões na ponta da trinca

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] \dots \quad (4)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] \dots \quad (5)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \dots \quad (6)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{Estado plano de tensão}) \dots \quad (7)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{Estado plano de deformação}) \dots \quad (8)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \dots \quad (9)$$

De maneira geral, para o modo de carregamento I, as tensões na ponta da trinca podem ser escritas da seguinte maneira:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\theta) \dots \quad (10)$$

Onde:

σ_{ij} - Componente das tensões

K_I - Fator intensidade de tensões no modo I

r - Tamanho da trinca

$f(\theta)$ - função geometria e forma de carregamento do corpo

Tais equações foram propostas por Westergaard em 1939 e propõem a Teoria da Elasticidade. Mandai^[17] descreve que as Equações 4, 5 e 6, se aproximam do infinito à medida que r se aproxima de zero, como mostra a **Figura 8**. Estas equações são proporcionais a K_I enquanto os fatores restantes apenas fornecem a variação com r e θ . Assim a magnitude do campo de tensões próximo a ponta da trinca pode ser caracterizada pelo valor do fator K_I cuja definição é dada pela Equação 11:

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \dots\dots\dots (11)$$

Onde σ_y corresponde ao limite de escoamento do material.

Figura 8. Distribuição elástica da tensão na região da trinca
Fonte: Mandai (2010)

2.4.8. Tenacidade à Fratura no modo I de carregamento, obtida no estado plano de deformações (K_{IC})

A tenacidade é um parâmetro importante para a caracterização do material por ser a medida de energia que o material absorve antes e durante o processo de fratura, e está intimamente ligado ao fator de intensidade de tensão K .

Quando o fator intensidade de tensão chega a um valor crítico K_{IC} , a trinca se propaga e ocorre a fratura. Portanto K_{IC} é uma propriedade do material, caracterizada como a resistência de um componente trincado a fratura, sob o modo de carregamento do tipo I.

No estado de deformação plana a resistência à fratura de metais exibe uma dependência na espessura devido à formação da zona plástica na ponta da trinca como mostra a **Figura 9**.

Sob o estado de deformação plana, a tensão σ_z não é nula, isso faz com que as tensões necessárias para causar escoamento sejam aumentadas diminuindo a o tamanho da zona

plástica. No interior da geometria se aplica o estado plano de deformação, no entanto, sempre há o estado de tensão plana na superfície livre. A tensão aumentará a partir de zero na superfície até o valor do estado de deformação plana no interior^[13].

A zona plástica diminui gradualmente o estado de tensões plana da superfície até o estado de deformação plana no interior da geometria onde a deformação plástica só vai ocorrer quando o nível de tensões principais excederem a tensão de escoamento^[17].

Figura 9. Esquema tridimensional da região da zona plástica
Fonte: Mandai (2010)

2.4.9. Ensaio de Tenacidade à Fratura - ASTM E1820^[18]

O ensaio de tenacidade à fratura - K_{IC} é delineado pela norma ASTM E399^[19], que determina que os ensaios sejam feitos em triplicata com corpos de prova cujas geometrias são mostradas nos anexos A1 até A8. A **Figura 10** ilustra a geometria do corpo de prova do tipo tração compacto C(T).

Figura 10. Corpo de prova do tipo C(T)

Este corpo de prova deve ser entalhado, pré-trincado por fadiga e carregado no modo trativo. O comprimento da trinca a (entalhe + pré- trinca) deve estar no intervalo de valores entre 0,45 e 0,55 de W e a espessura B deve ser a metade do valor de W , ou seja, $W/B=2$.

Segundo a norma a extração dos corpos de prova com seções cilíndricas deve seguir o código de orientação do plano da trinca mostrado na **Figura 11**.

Figura 11. Código para orientação do plano da trinca para seções cilíndricas
Fonte: ASTM (2009a)

O corpo de prova deve possuir entalhe agudo para simular um plano de trinca ideal com um raio nulo satisfazendo assim as condições para a determinação de K_{IC} .

O crescimento trinca pode ser assimétrico durante o ensaio. Este problema pode ocorrer por diversos fatores como desalinhamento da máquina ou orientação de grãos na microestrutura do material e pode ser corrigido colocando calços em posições bem determinadas no sistema de apoio ou de fixação. No entanto o ideal é que o dispositivo seja construído com precisão para que a distribuição de tensões seja uniforme através da espessura do material.

Após a execução da pré-trinca o corpo de prova deve ser ensaiado com taxa de carregamento controlada que aumente a intensidade de tensão até que o corpo de prova frature.

Depois de fraturado o comprimento da trinca nas seguintes posições: $25\%B$, $50\%B$ e $75\%B$, deve ser medido com precisão. A média aritmética destas três medidas é considerada como o comprimento da trinca.

Com a finalidade de estabelecer se o valor de K_{IC} é válido, primeiro estima-se um valor provisório de tenacidade à fratura definido como K_Q , que envolve a construção do gráfico Carga versus Deslocamento (P vs. V) mostrado na **Figura 12**, de onde é retirado o valor P_Q , Equação 12.

Figura 12. Principais tipos de gráficos carga vs. deslocamento
Fonte: ASTM (2009a)

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \dots\dots\dots(12)$$

A função $f(a/W)$ para corpos de prova C(T) é adimensional e dada por:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left[0,76 + 4,8 \frac{a}{W} - 11,58 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 11,43 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 4,08 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \dots\dots\dots(13)$$

Portanto:

P_Q - carga de ruptura

B - espessura

W - largura

a - tamanho da trinca

A determinação do valor de P_Q é realizada com uma linha secante de 5% paralela a curva P vs V . Na curva tipo I observa-se que P_Q é o ponto de intersecção entre a secante e a curva, se as cargas em todos os pontos do gráfico que precedem P_5 são menores que P_5 . Se no entanto uma carga máxima P_{max} preceder ou exceder P_5 , esta carga máxima P_{max} será a P_Q , tipos II e III ^[19].

Então verificamos se este resultado de K_Q satisfaz os seguintes requisitos:

- Relação entre o comprimento da trinca a e largura do corpo de prova W .

$$0,45 \leq a/W \leq 0,55 \quad \dots\dots\dots(14)$$

- Relação que envolve espessura B , comprimento de trinca a , largura do corpo W e limite de escoamento σ_y do material.

$$a, B, (W - a) \leq 2,5(K_{IC} / \sigma_y)^2 \quad \dots\dots\dots(15)$$

- O valor da carga máxima P_{max} não pode exceder 10% do valor da carga de ruptura P_Q .

$$P_{max} \leq 1,10P_Q \quad \dots\dots\dots(16)$$

- Quando todos os requisitos impostos pela norma são satisfeitos determina-se que K_Q é K_{IC} .

2.4.10. Tenacidade à fratura dos aços SAE 300M e Aermet 100

A seguir apresentamos os valores de tenacidade à fratura (K_{IC}) para o aço 300M e de e AerMet 100, Tabela 6.

Tabela 6. Valores de KIC para ops aços AerMet 100 e 300M

Aço	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]
300M ^[6]	49,3
AerMet 100 ^[10]	110

Estes valores representam a medida de resistência do material à carga trativa, e como podemos observar, apresentam uma diferença de aproximadamente 100% entre si, sendo evidente que o AerMet 100 tem uma maior resistência a fratura que o 300M devido à composição química e fatores microestruturais, como maior refinamento dos grãos e controle de inclusões. Ressaltando que existe um desvio para que se possa comparar esta propriedade mecânica do aço 300M e do AerMet 100, pois neste se sabe que o ciclo de tratamento térmico influencia nestas propriedades mecânicas, e não se tem maiores detalhes quanto ao tratamento térmico utilizado no ensaio para obtenção destes parâmetros.

2.5. Fadiga

Em ciências dos materiais, fadiga é o processo de enfraquecimento do material provocado por aplicação de cargas cíclicas. Este processo então é progressivo, localizado e cumulativo, sendo impossível a recuperação do material que sofre fadiga, e consequentemente

o material é levado à falha por este processo.

Estes carregamentos cíclicos a que os materiais são submetidos podem ter ser aplicados de diversas formas, porém os ensaios de propagação de trinca por fadiga são mais comumente realizados utilizando-se carga trativa e amplitude constante. Estudos mais complexos quanto a características dos materiais sob fadiga ainda podem ser realizados utilizando-se amplitudes variadas, se baseando em utilizações mais específicas do material.

Para que haja iniciação e propagação da trinca por fadiga, é necessário que o componente esteja simultaneamente sujeito a tensão cíclica e trativa além de estar em sofrendo deformação plástica^[7]. Na ausência de um destes três fatores, não deve ocorrer fadiga.

O processo de falha por fadiga é descrito por três estágios, sendo estes a nucleação de uma ou mais microtrincas, a propagação das trincas nos planos de alta tensão de tração e a fratura final do componente.

2.7.1. Estágio I: Nucleação

A falha por fadiga em componentes mecânicos é um fenômeno que se inicia na superfície do material ou em regiões onde a tensão é máxima e influenciada pela presença de microtrincas, entalhes, riscos, inclusões e/ou precipitados de segunda fase. A nucleação na superfície se deve ao fato de que os grãos superficiais apresentam distribuição de tensões desigual quando comparada aos grãos do interior do material, o que facilita a deformação plástica localizada na superfície^[7].

Se não há aumento de tensão ou concentradores de tensão, pequenas microtrincas surgem devido à variação da amplitude de deformação plástica. Quando há um deslocamento emergente na superfície bandas de deslizamento são criadas em diversos planos resultando em uma superfície rugosa. Portanto, a resistência à falha por fadiga é maior em ligas que não estão sujeitas a deformação plástica localizada.

2.7.2. Crescimento da Trinca em bandas de deslizamento

O crescimento da trinca em bandas de deslizamento corresponde ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento seguindo a orientação preferencial do grão. Neste estágio, as trincas por fadiga são transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 tamanhos de grão e não visíveis a olho nu^[7].

As bandas de deslizamento ocorrem tanto no carregamento monotônico como no carregamento cíclico, porém no carregamento cíclico as bandas de deslizamento dão origem

as extrusões e intrusões. A **Figura 13** ilustra o mecanismo de formação das intrusões e extrusões, que depende da existência de deslizamento cruzado. Durante a atuação das componentes de tração do ciclo de tensão, os dois sistemas operam em sequencia, produzindo dois degraus na superfície (**Figura 13 a, b e c**). Quando a componente de compressão é acionada, o deslizamento do primeiro sistema dá origem à formação de intrusão (**Figura 13 d**) enquanto que a extrusão é formada quando o sistema de deslizamento mostrado na **Figura 13 e** opera.

Alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser responsáveis, pelo início de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais existentes. Os danos estruturais observados neste estágio podem ser removidos por tratamento térmico e mecânicos adequados.

Figura 13. Nucleação da trinca por fadiga nas bandas de deslizamento ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões
Fonte: ASM Handbook (1996)

2.7.3. Estágio II: Propagação das trincas

A transição para o estágio II ocorre devido à redução da tensão de cisalhamento enquanto ocorre um aumento na tensão de tração na ponta da trinca. O crescimento da trinca neste caso corresponde à propagação da trinca em um plano perpendicular a direção de máxima tensão.

A superfície de fratura do estágio I apresenta características planas, devido ao processo de escorregamento em planos cristalográficos. A propagação de trinca por fadiga no estágio II produz estrias na superfície de fratura. Estas estrias são pequenas curvas perpendiculares à direção de propagação da trinca^[13]. Contudo, variações na tensão local e na microestrutura podem mudar a orientação do plano da fratura e alterar a direção de alinhamento das estrias^[7].

As estrias de fadiga são claramente vistas em metais dúcteis sujeitos a carregamentos cíclicos e o mecanismo mais aceito para seu surgimento foi proposto por Laird e consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos (embotamento) na ponta da trinca como mostra a **Figura 14**.

Figura 14. Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird
Fonte: ASM Handbook (1996)

- Sob carga nula a trinca está fechada.
- Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido a indução da tensão cisalhante na direção de $\pm 45^\circ$.
- Ao atingir a carga máxima trativa no ciclo, acontece o arredondamento completo na ponta da trinca.
- Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes.
- Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com formação de uma estria.
- O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird, o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica na ponta da trinca, preenchendo assim as condições da mecânica da fratura elástica linear. Isto leva a um tratamento do comportamento de crescimento de trincas por fadiga longa e tem como base a variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

2.7.4. Estágio III – Ruptura

A fratura frágil final é a condição onde o modo de formação das estrias de fadiga é deslocado para o modo de fratura estático, tal como ruptura dúctil ou por clivagem. Esta região sofre influência da microestrutura e das condições de carregamento, além de apresentar planos inclinados a 45° com o eixo de tração, nesta condição o K_{max} tende a se aproximar de K_{IC} .

A **Figura 15** mostra esquematiza uma superfície de fratura por fadiga. Há indicação do local de nucleação da trinca por fadiga e do sentido de propagação. A região de propagação estável normalmente apresenta como característica uma superfície mais brilhante e a região de propagação instável uma superfície mais rugosa.

Figura 15. Representação esquemática de superfície de fratura por fadiga

A vida em fadiga pode ser considerada como a soma do número de ciclos para nucleação de trinca N_i , do número de ciclos para a propagação da trinca N_p e do crescimento da trinca a partir do limite de segurança.

A contribuição do estágio final de falha e a vida total dependem do material e das condições de teste.

A fadiga pode ser classificada de acordo com os níveis de tensão como fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo. A fadiga de alto ciclo ocorre com número de ciclos acima de 10^5 apresentando deformações elásticas muito maiores que as deformações plásticas. A fadiga de baixo ciclo possui vida em fadiga é menor que 10^5 e elevada magnitude apresentando deformações cíclicas que se estendem até a região plástica. Assim para fadiga com altos níveis de tensão, o estágio de propagação é predominante^[21].

2.7.5. Mecânica da fratura aplicada a fadiga

A mecânica da fratura aplicada a fadiga baseia-se na existência prévia e no crescimento de trincas em componentes estruturais. Na maioria dos casos o material não pode

ser considerado homogêneo, devido à existência de defeitos ocasionados durante o processo de fabricação. Sendo assim a vida em fadiga depende apenas da resistência à propagação de defeitos no material e a previsão da resistência mecânica deve levar em conta a propagação da trinca^[22].

A determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga é realizada a partir da variação do fator de intensidade de tensão limite, ΔK_0 , até a região de instabilidade, onde o valor de K_{max} aproxima-se do valor de K_{IC} , é feita utilizando a norma ASTM E647. Este método busca estabilizar a influência da propagação de trinca por fadiga na vida de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos e associar seus resultados com o K_{IC} do material.

Este método de ensaio não é limitado pela espessura do corpo de prova ou pela resistência do material, no entanto depois de usinados os corpos de prova mantêm alguma tensão residual e este efeito pode ser reduzido com seleção das dimensões e da geometria do corpo de prova. A escolha do menor raio entre B/W implica na redução da tensão residual ao longo da espessura e minimiza os efeitos de irregularidades na ponta da trinca garantindo a autenticidade dos resultados do ensaio.

Tanto a temperatura do ensaio quanto ambientes agressivos, afetam a curva resultante da taxa de propagação de trinca por fadiga, no entanto valores de R afetam outras variáveis de carregamento como a frequência e o fechamento de trinca.

O ensaio pode ser executado com corpos de prova de dimensões e geometrias, especificados na norma ASTM E647^[23]. A **Figura 16** ilustra a geometria e as dimensões a serem adotadas na usinagem do corpo de prova tipo $C(T)$ com os seguintes critérios a serem seguidos:

- A menor dimensão de W sugerida é de 25mm.
- A espessura B deve possuir dimensões entre $W/20 \leq B \leq W/4$, entretanto a relação $W/2$ também pode ser adotada.
- O valor de a_n corresponde a $0,2 W$.
- O valor de a_0 corresponde a $a_n + \text{pré trinca}$.
- Os furos utilizados para a fixação do corpo de prova na garra devem medir $0,25 W$.

Figura 16. Corpo de prova normalizado tipo C(T) para ensaios de propagação de trinca por fadiga
Fonte: ASTM (2013)

O ensaio com corpos de prova do tipo $C(T)$ entalhados, alinhados e pré-trincados por fadiga deve ser realizada com carregamento cíclico no Modo I. O tamanho da trinca pode ser medido periodicamente pelo método visual ou por extensometria e o número de ciclos final da pré-trinca é utilizado para estabilizar o ensaio e iniciar a contagem do da/dN .

Dessa forma, para avaliar a propagação da trinca de fadiga é utilizada a relação onde a taxa de crescimento da trinca (da/dN) é associada a variação do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca:

$$(\Delta K = K_{\max} - K_{\min}) \dots\dots\dots(17)$$

Segundo a mecânica da fratura linear elástica, o fator de intensidade caracteriza o estado de tensão à frente de uma trinca aguda, sendo relacionado com a tensão aplicada (σ), ao comprimento da trinca (a) e a uma função ($f(a/W)$) que depende da geometria e das condições de carregamento.

O ensaio de propagação de trinca por fadiga deve permanecer no regime elástico e para tanto a norma determina que a relação onde σ_y corresponde ao limite de escoamento do material seja satisfeita conforme a Equação 18

Erro! Fonte de referência não encontrada.

$$\dots\dots\dots(18)$$

Considerando um corpo de prova submetido a carregamentos cíclicos, com tensões no modo I de carregamento e submetido a uma variação de tensão constante, a variação do fator de intensidade de tensão ΔK_I é definida como:

$$\Delta K_I = K_{I_{MAX}} - K_{I_{MIN}} \quad \dots\dots\dots(19)$$

$$\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right)(\sigma_{I_{MAX}} - \sigma_{I_{MIN}})\sqrt{\pi a} \quad \dots\dots\dots(20)$$

$$\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right)\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad \dots\dots\dots(21)$$

Onde:

$f(a/W)$ - Fator geometria

W - Largura do corpo de prova

a - Tamanho da trinca

$\Delta\sigma$ - Tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca

Então a razão de carga ou de tensão R pode ser dada como:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} = \frac{K_{\max} - \Delta K}{K_{\max}} \quad \dots\dots\dots(22)$$

A relação funcional do crescimento da trinca pode ser dada como:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad \dots\dots\dots(23)$$

Assim obtém-se a relação conhecida como lei de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots(24)$$

Onde da/dN é a taxa de propagação da trinca, C e m são constantes que dependem do material e do nível de tensão.

A norma ASTM E647^[23] define dois tipos de ensaios de fadiga: ensaio de amplitude constante onde K é crescente e ensaio de K decrescente. O ensaio de K crescente é adequado

para a propagação de trincas com taxas maiores que 10^{-8} mm/ciclo , no entanto sua aplicação é difícil com taxas mais baixas devido as considerações da pré trinca por fadiga. No ensaio de K decrescente a amplitude de carregamento diminui até alcançar o gradiente de K negativo gerando histórias de carregamento com surgimento de extensa zona plástica que retarda o crescimento da trinca. Este procedimento é preferível quando dados próximos ao limite de threshold são requeridos pois, K e R são mantidos constantes, influenciando diretamente nos resultados, enquanto ΔK diminui e a trinca propaga.

A queda da carga e o aumento da trinca devem progredir de maneira gradual por dois motivos: para impedir anomalia nos resultados devido a redução do fator de intensidade de tensão e devido a transição da taxa de propagação e estabelecer cinco pontos ao longo da curva da/dN vs. ΔK .

Os requerimentos citados acima podem ser satisfeitos pela limitação de um gradiente de K normalizado. Este gradiente denominado C deve possuir um valor algébrico maior ou igual a $-0,08 \text{ mm}^{-1}$ com a seguinte relação:

$$C = \left(\frac{1}{K} \right) \left(\frac{dK}{da} \right) > -0,08 \text{ mm}^{-1} \quad \dots\dots\dots (25)$$

2.7.6. Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK)

Os dados de propagação da trinca são obtidos monitorando o seu tamanho durante o ensaio e traçando a curva de crescimento. A trinca, no início, cresce lentamente e conforme aumenta seu tamanho a velocidade de propagação sobe rapidamente levando a ruptura final. A **Figura 17** representa esquematicamente a curva logarítmica da taxa de propagação da/dN relacionada à variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

O término da vida útil de uma estrutura por sua ruptura brusca fica definido pelo fator de intensidade de tensão crítico K_C ou K_{IC} , que descreve a magnitude do estado de tensões existente nas proximidades da ponta da trinca^[22].

Muitas equações empíricas foram desenvolvidas para o modelo de curva sigmoidal da/dN vs. ΔK baseadas em considerações físicas, na região II da curva, das quais a taxa de propagação de trinca pode ser expressa em termos do fator de intensidade de tensão e constantes para o material, segundo a Equação 26.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (26)$$

Figura 17. Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, mostrando os estágios do fenômeno de fadiga

Fonte: Anderson (2005)

2.7.6 Estágios de propagação de trinca por fadiga

2.7.6.1. Região I – Limite (ΔK_0)

Nessa região a taxa de propagação da trinca tende a ser cada vez menor com o decréscimo de ΔK e a propagação da trinca ocorre de maneira muito lenta e abaixo do qual as trincas tendem a não propagar^[21].

O crescimento da trinca a partir da região limiar ocorre por sistema de deslizamentos no metal sem a presença de clivagem e com superfície de fratura plana. A trinca segue por planos cristalográficos específicos e muda de direção quando encontra um obstáculo tendendo a crescer pelo desenvolvimento progressivo e união de inclusões ao longo dos planos cristalográficos^[20].

A taxa de propagação da trinca nesta região é sensível ao tamanho de grão, pois microestruturas grosseiras produzem superfícies rugosas dificultando a propagação e influenciando no fechamento de trinca. Em alguns casos o contorno de grão evita a propagação adjacente ao grão bloqueando as bandas de deslizamento devido ao fato do tamanho da zona plástica ser igual ou maior ao diâmetro do grão.

A taxa de propagação da trinca no limiar deve ser da ordem de 10^{-10} mm/ciclo segundo a norma ASTM E647^[23]. O parâmetro ΔK_0 é análogo ao limite de fadiga utilizado em corpos de prova onde as cargas máximas e mínimas são necessárias para a propagação da trinca por fadiga.

A existência do ponto *limite* na propagação de trinca por fadiga indica que a estrutura trincada terá um limite de fadiga definido e para certo nível de tensão. Esta região é muito influenciada pela tensão média, pela microestrutura, pelo ambiente e pela frequência.

2.7.6.2. Região II- Propagação da trinca (Curva de Paris)

Nesta região a curva da/dN versus ΔK é linear e varia entre 10^{-6} e 10^{-3} mm/ciclo, com a taxa de propagação influenciada pela microestrutura ou pelo fluxo de propriedades monotônicas. As maiorias dos conceitos que detalham a Mecânica da Fratura Linear Elástica estão relacionados à região II.

Paris e Erdogan propuseram uma relação, Equação 18, conhecida como a Lei de Paris, para o crescimento da trinca por fadiga na região II. Inicialmente utilizaram o valor de $m = 4$. Estudos subsequentes de aproximadamente três décadas mostram que m deve ter valores entre 2 e 4 para metais em ambientes com ausência de corrosão.

O número de ciclos para falhar N_f pode ser calculado da seguinte maneira:

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(K)} \dots\dots\dots(27)$$

Onde a_i é o tamanho inicial e a_f é o tamanho crítico da trinca. Usando a Equação 24 obtém-se:

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m} \dots\dots\dots(28)$$

2.7.6.3. Região III – Fratura do componente

Nesta região há uma aparente aceleração no da/dN . Isto ocorre devido a inteiração entre a fadiga e a mecânica da fratura.

A contribuição relativa da fadiga diminui à medida que o K_{max} aumenta. Quando K_C do material é atingido, a propagação da trinca é dominada completamente pela coalescência de microvazios e/ou pela clivagem.

A ascensão na taxa de propagação com altos valores de ΔK sofre efeito da plasticidade. Se a zona plástica produzida compreende uma fração significativa do ligamento remanescente, o fator de intensidade de tensão é subestimado, no entanto se uma correção for aplicada a lei de paris pode ser aplicada a altos níveis de carregamento.

2.7.7. Fatores que influenciam o crescimento da trinca por fadiga

São vários os fatores que exercem influência no crescimento da trinca por fadiga. Estes fatores podem ser referentes à microestrutura, ao processamento do material, a geometria do componente, taxas de deformações e a meios corrosivos. No entanto a taxa de propagação de trinca da/dN é fortemente influenciada pela razão de carga ou tensão R , pela frequência e pelo ambiente.

2.7.8. Efeito da razão de carga ou tensão

A razão de carga ou tensão tem efeito significativo na taxa de propagação de trinca.

De maneira geral, para um ΔK constante, quanto maior o valor de R maior é o da/dN como mostra a **Figura 18** **Erro! Fonte de referência não encontrada.**

.....(29)

Figura 18. Gráfico de propagação de trinca por fadiga próximo ao limite com vários valores para R em um aço médio carbono

A Equação 30 proposta por Forman é usada para prever o efeito de R , no entanto, esta equação é válida para situações onde $R > 0$, pois para valores onde $R < 0$ não há mudanças significativas na taxa de propagação da trinca.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad \dots\dots\dots(30)$$

Outro método usado para compensar o efeito de R é com a Equação 31 proposta por Walker, onde m e n são constantes do material.

$$\frac{da}{dN} = C[(1-R)^m K_{MAX}]^n \quad \dots\dots\dots(31)$$

2.7.9. Propagação de trinca por fadiga nos aços SAE 300M e Aermet 100

A seguir serão apresentadas as curvas de propagação de trinca por fadiga do aço 300M, **Figura 19**^[7], obtidas em literatura, da qual obteremos propriedades deste material para fins de comparação.

Figura 19. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) para o aço 300M

De mesma forma, as curvas de propagação de trinca por fadiga do aço AerMet 100, **Figura 20**^[11], são apresentadas para fins de comparação, na qual obteremos propriedades deste material.

Figura 20. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) para o aço Aermet 100

Somente com uma comparação qualitativa das duas curvas já podemos perceber grandes diferenças entre o ΔK_0 dos aços 300M e Aermet 100. Na **Tabela 7** a seguir apresentamos os dados extraídos destas curvas.

Tabela 7. Propriedades de propagação de trinca por fadiga dos aços 300M e Aermet 100

	Aermet 100 ^[11]	300M ^[7]
ΔK_0 [MPa.m ^{1/2}]	2,0*	3,0*
C [(mm/ciclo)/ MPa.m ^{1/2}]	$1,66 \cdot 10^{-07}$	$2,3 \cdot 10^{-07}$ *
m	2,25	2,54*

*Valores aproximados.

Podemos então perceber algumas diferenças entre os valores das propriedades mecânicas obtidas para os dois aços, mas a diferença de valores não apresenta uma grande discrepância para resistência a fadiga neste caso.

3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1. Material

O material de estudo deste trabalho é um aço martensítico de ultra-alta resistência, designado pela sigla VART 100 pela Villares Metals. O material foi cedido em forma de barras forjadas cilíndricas de dimensões 63,5 mm de diâmetro e 1 m de comprimento.

Aço VART 100

O aço VART 100 é um aço de ultra-alta resistência desenvolvido pela *Villares Metals*, baseado no Aermet 100. O diferencial do aço VART 100 está nos elementos de liga utilizados, **Tabela 8**^[24], e no processo de fabricação e tratamento térmico para endurecimento.

Tabela 8. Composição do aço VART 100

Elementos	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Ti
% em peso*	0,2	0,05	0,15	11,1	3,1	1,2	13,4	0,01	0,008

* Dados fornecidos pela Villares Metals.

O aço VART 100 é produzido pela *Villares Metals* por processo VIM + VAR e posteriormente tratados termicamente para endurecimento do material.

- Processamento VIM + VAR

O processamento VIM (Vacuum Induced Melting) + VAR (Vacuum Arc-re-Melting) é um processamento em duas etapas. O VIM consiste da aplicação de uma corrente elétrica para fusão do metal sob vácuo. A aplicação deste processo é indispensável para produção de metais com pureza elevada, limitando a formação de inclusões de óxidos não metálicos, responsáveis pela falha prematura do material. As vantagens deste processo são o ajuste preciso da composição da liga e fusão com maior homogeneidade química do material, uma vez que as variáveis do processo podem ser ajustadas de forma independente, permitindo a remoção de impurezas. O processo VAR é um processo de refusão do material, utilizado para aumentar a limpeza e refinar a estrutura dos aços produzidos em ar ou em processo VIM. Os materiais processados em VAR são aqueles que as aplicações demandam pureza, homogeneidade, ductilidade e tenacidade elevadas no produto final. Os benefícios do processo VAR são a remoção de gases dissolvidos na liga, a remoção de traços de elementos indesejados e o refino da estrutura através do controle de variáveis do processo. Os tarugos são então forjados a quente e tratados termicamente, conforme o ciclo abaixo:

- Normalização a temperatura de 900 °C por 60 minutos seguida de resfriamento ao ar.
- Aquecimento a 675 °C por 16 horas seguido de resfriamento ao ar.

Estes tratamentos são necessários para que o aço possua uma estrutura fisicamente e quimicamente mais homogênea e que possa ser usinado. A seguir o aço foi endurecido conforme o ciclo de tratamento abaixo.

- Tratamento Térmico para endurecimento.

Para obtenção das condições de trabalho do aço VART 100 um tratamento térmico padrão foi realizado nos corpos de prova já usinados com geometria e dimensões muito próximas daquelas finais do corpo de prova. A seguir foi aplicado um ciclo de tratamento térmico nestes corpos de prova composto de três etapas: Austenitização, Estabilização e Envelhecimento. Os parâmetros de cada etapa são apresentados abaixo:

- Austenitização a 885 °C por 60 minutos em temperatura com resfriamento em óleo. A execução desta austenitização é realizada em forno a vácuo para evitar decarbonetação das peças.
- Estabilização a - 80 °C por 1 hora.
- Envelhecimento em vácuo a 482 °C por 5 horas.

3.2. Análise Microestrutural

A análise microestrutural do material foi realizada segundo a norma ASTM E3^[25], em amostras que foram retiradas dos corpos de prova de tração, sendo estas embutidas em resina sintética e lixadas em lixas d'água de granulometria 80, 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000, sendo a seguir polidas com oxido de cromo e pasta de diamante de 1µm. A microestrutura foi revelada utilizando o reagente Nital 3% (3ml HNO₃ concentrado em 97ml álcool etílico). As microestruturas foram observadas e fotografadas utilizando um microscópio Zeiss AXIO Lab.A1 e um microscópio eletrônico de varredura, MEV, FEI e modelo Impec 50.

Para revelação do tamanho dos grãos da austenita anterior estas foram atacadas com Picral. O tamanho médio dos grãos foi medido utilizando a metodologia de contagem de interceptos^[26] onde um círculo é desenhado sobre a micrografia e os interceptos são contados onde a linha cruza os contornos de grão, como vemos na **Figura 21**^[27].

Figura 21. Metodologia de contagem de interceptos de contornos de grão

Então diante disto, temos a utilização da Equação 32, considerando o numero de contornos por perímetro do círculo.

$$N_L = n^{\circ} \text{ interceptos} / \text{Perímetro} \dots\dots\dots(32)$$

Então para definirmos o diâmetro médio do grão, utilizamos a Equação 33:

$$d = 1 / N_L \dots\dots\dots(33)$$

Sendo:

d = Tamanho médio do grão em milímetros

N_L = número de interceptos por perímetro

3.3. Ensaio de Dureza

Para os ensaios de dureza, utilizou-se a norma ASTM E18-12^[28] para dureza Rockwell em amostras metálicas. Utilizou-se um equipamento para ensaio de dureza Leco RT – 240 Hardness Tester, com carga de 150 kgf, penetrador de diamante. Segundo estabelecido na norma ASTM E18, a medida da dureza Rockwell C (HRC) foi realizada pela média das medias de 5 impressões em corpo de prova do material VART 100.

3.4. Ensaio de Tração

Para a obtenção das propriedades de tração, 5 corpos de prova foram usinados de acordo com a norma ASTM E8M^[29], retirados na direção longitudinal a barra forjada cilíndrica. Os corpos de prova foram ensaiados em equipamento MTS, a temperatura ambiente, a uma velocidade de deformação de 2 mm/min.

A **Figura 22** apresenta a geometria e dimensões do corpo de prova, utilizados neste ensaio de tração.

Dimensões em mm

Figura 22. Dimensões, geometria e representação tridimensional do corpo de prova para ensaio de tração

3.5. Ensaio de Tenacidade à Fratura (K_{IC})

Para os ensaios de Tenacidade à fratura, utilizou-se a norma ASTM 1820^[18]. Assim foram confeccionados três corpos de prova do tipo compacto em tração, $C(T)$, na direção L-R e três corpos de prova do tipo disco compacto em tração, $DC(T)$, na direção R-C, conforme norma ASTM E399^[18], ilustradas na **Figura 23**:

L = Direção de máximo crescimento de grão; R = Direção radial; C Direção circunferencial ou tangencial.

Figura 23. Direções de extração dos corpos de prova conforme norma ASTM 399

O ensaio foi realizado no em sistema de ensaio dinâmico MTS, seguindo a norma ASTM E1820^[18]. As dimensões e geometria dos corpos de prova confeccionados a partir da barra forjada cilíndrica são apresentadas nas **Figuras 24 (a)** e **24 (b)** para as direções L-R e R-C respectivamente.

Figura 24. Dimensões e geometria dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura nas direções (a) R-C; (b) L-R

Os corpos de prova foram pré-trincados até um comprimento de aproximadamente trinca 18mm, ou seja $a/W = 0,5$, a temperatura ambiente, com frequência de 15 Hz e $R = 0,1$. Todos os valores para validação do ensaio especificados na norma foram verificados.

Os dados gerados durante o ensaio foram armazenados em microcomputador, sendo posteriormente avaliados para verificação da validade dos resultados de acordo com a norma ASTM 1820^[18] utilizando-se fotografias dos corpos de prova ensaiados no programa Image-Pro Plus onde foi realizada a média de cinco medidas para ajuste do tunelamento do tamanho de trinca inicial (a_0). Também foram traçadas as curvas com os dados de carga em função do deslocamento e seguindo as diretrizes da norma foram determinados os valores de P_Q (kN) e K_Q (MPa.m^{1/2}) e todas as condições de validação do ensaio foram analisadas. A análise da

superfície de fratura foi realizada com auxílio de um estéreo microscópio da marca ZEISS modelo Discovery V8 e do MEV.

3.6. Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga

Para os ensaios de propagação de trinca por fadiga, utilizou-se a norma ASTM 647^[23]. Assim foram confeccionados 16 corpos de prova $C(T)$, sendo 8 destes para a direção L-R e 8 para a direção R-C, conforme norma ASTM E399^[19]. As dimensões e geometria para estas direções são apresentadas nas **Figuras 25 (a)** para o corpo de prova R-C e **25 (b)** para o corpo de prova L-R e representação tridimensional destes na **Figura 25 (c)**.

(c)

Dimensões em mm

Figura 25. Dimensões e geometria dos corpos de prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga nas direções (a) R-C; (b) L-R; (c) representação tridimensional

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados em duplicata, sendo estes avaliados para dois valores de razão de tensão R , e em controle de carga para determinação da curva da/dN vs. ΔK em predominância do estado de tensão plana.

Em todos os ensaios o crescimento da trinca foi monitorado visualmente, com auxílio de luneta graduada e pela técnica de variação de flexibilidade elástica.

Os ensaios de fadiga foram realizados em máquina MTS, seguindo a norma ASTM E647^[23], com $R(\sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ de 0,1 e de 0,5, onda senoidal e com frequência de 15 Hz. Os corpos de prova foram pré-trincados até um comprimento de trinca aproximadamente 9,9mm, a temperatura ambiente, com frequência de 15 Hz e $R = 0,1$ ou $R = 0,5$. Todos os valores para validação do ensaio especificados na norma foram verificados.

No caso do ensaio sob carga constante foram obtidos os parâmetros da equação de Paris, C e m , enquanto que no ensaio sob controle de ΔK foram obtidos os valores de $\Delta K_{threshold}$ do material.

Os dados relativos aos ensaios de fadiga foram armazenados em microcomputador e posteriormente processados em programas gráficos específicos.

3.7. Fractografia

Após a execução dos ensaios de tração, tenacidade à fratura, propagação de trinca por fadiga, os corpos de prova foram seccionados longitudinalmente e preparados para a análise fractográfica. O objetivo desta análise foi de verificar o comportamento do material sob o ponto de vista de modos de fratura quando sujeito a solicitações mecânicas diferentes..

Estas análises foram realizadas em um estéreomicroscópio da marca ZEISS modelo estereo discovery V8 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materias no Campus I USP de São Carlos e um microscópio eletrônico de varredura da marca FEI e modelo Impec

50 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais no Campus II da USP de São Carlos.

Para a fractografia dos corpos de prova oriundos dos ensaios de tração foi selecionados CP1 ensaiado em temperatura ambiente. Para os ensaios de tenacidade à fratura foram selecionados os corpos de prova CP01R-C e CP01L-R. Foram selecionados dois corpos de prova do ensaio de propagação de trinca por fadiga CP01 e CP02 para análise fractográfica e verificação do efeito da razão de cargas $R = 0,1$ e $R = 0,5$ na microestrutura.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Material

Os resultados estão apresentados na **Tabela 9**, são referentes a análise química do aço VART100, comparados à composição nominal dos aços 300M e Aermet 100.

Tabela 9. Composição química dos aços da categoria em % peso			
Elementos	300M ^[5]	AerMet 100 ^[10]	VART 100 *
C	0,40 a 0,46	0,21 a 0,25	0,2
Si	1,45 a 1,80	< 0,1	0,05
Mn	0,65 a 0,90	< 0,1	0,15
Ni	1,65 a 2,00	11,0 a 12,0	11,1
Cr	0,70 a 0,90	2,90 a 3,30	3,1
Mo	0,30 a 0,45	1,10 a 1,30	1,2
Co	-	13,0 a 14,0	13,4
Cu	0,15	-	-
Al	0,03	< 0,015	0,01
Ti	0,004	< 0,015	0,008
V	0,05 min	-	-
P	-	-	-

* Dados fornecidos pela Villares Metals.

Observamos pequenas diferenças entre a composição nominal do aço Aermet 100 e a composição do aço VART 100, como os teores de C e Mn, estando os teores dos outros elementos dentro da faixa de composição nominal. Isto pode ter influencia sobre o resultado final das propriedades mecânicas do material, principalmente devido aos efeitos que estes elementos de liga causam na microestrutura oriunda de tratamentos térmicos.

Atentamos para o fato de que a composição química do VART 100, conforme exposto anteriormente, é muito parecida a composição química do AerMet 100. No entanto, devemos lembrar que os elementos de liga do material não são os únicos responsáveis pelas características da liga, mas há ainda uma grande variedade de fatores que influenciam neste fato, como o tipo de processamento utilizado e tratamento térmico, por exemplo.

Assim, existe um desvio para que se possa comparar as propriedades mecânicas do aço VART100 e do AerMet 100, pois não se sabe detalhadamente os tratamentos térmicos dado ao AerMet 100.

4.2. Análise Microestrutural

A análise microestrutural realizada conforme descrito na seção 3, revelou uma estrutura com aspecto geral em forma de ripas de martensita envelhecida, fortalecida por precipitação de carbonetos, como observamos na **Figura 26**. Como aspecto geral, observamos

uma estrutura de pacotes de martensita, zonas claras, nas **Figuras 26**, de baixo carbono de Fe-Ni-Co, que foi envelhecida por tratamento térmico, sendo o fortalecimento ocorrido pela precipitação de carbonetos do tipo $(\text{Mo}, \text{Cr})_2\text{C}$, como a observada para o caso do AerMet 100^[30].

Figura 26. (a) Aspecto geral da microestrutura do aço VART 100. (b) Detalhe de (a) mostrando uma microestrutura martensítica. Ataque: Nital 3%

Temos ainda apresentadas micrografia eletrônica de varredura, **Figura 26**, onde notamos que não há distinção clara entre a direção longitudinal e transversal da barra cilíndrica forjado. Ainda nas imagens de MEV (**Figura 27**) podemos observar os mesmos pacotes de ripas de martensita encontrados na microscopia ótica e o contorno de grão da austenita anterior.

Figura 27. Visualização da matriz martensítica, VART 100, Seção transversal ao tarugo cilíndrico forjado

Figura 28. Detalhe da microscopia eletrônica de varredura do aço VART 100

Um fator microestrutural relevante é o tamanho e distribuição dos precipitados oriundos do processo de fabricação do aço, bem como do tratamento térmico de envelhecimento (**Figura 26**), que pode ser tanto afetado pela temperatura e tempo de tratamento, quanto pelos elementos de liga presentes no aço. Como mencionado anteriormente, o aço em estudo apresenta uma menor quantidade de Si, que este elemento propicia a formação de carbonetos e os efeitos de endurecimento secundário, assim como este se encontra em menor quantidade, temos um melhor controle de inclusões na microestrutura. Do trabalho de Neri (2014), foi observado por uma análise em MET que os precipitados oriundos eram da ordem de 3 a 20 nm. Entretanto, após um ataque bastante intenso das amostras para observação microestrutural, observam-se alguns precipitados e maior tamanho e com uma distribuição bem dispersa (Figura 26, enquanto outros precipitados localizados no contorno da austenita anterior. Dada a dificuldade da análise química, pelo tamanho destes, existe ainda a possibilidade de estes serem ferrita em início de formação (Figura 25a).

Adicionalmente uma análise por microscopia óptica foi realizada revelando os grãos de austenita anterior na microestrutura, **Figura 29**, de onde medimos o tamanho médio dos grãos do aço VART 100.

Figura 29. (a) Aspecto geral da microestrutura do aço VART 100. (b) Detalhe mostrando contornos de grão da austenita anterior

Então, pela metodologia descrita na seção 3, temos o tamanho médio dos grão do VART 100 na **Tabela 10**.

Tabela 10. Medidas do tamanho médio dos contornos de grão do aço VART 100

Medida	VART 100
1	15,38
2	9,08
3	10,22
4	12,15
5	10,63
Média	11,49
DP	2,43

Temos ainda uma comparação do tamanho médio dos grãos do VART 100 com os tamanhos médios dos grãos, **Tabela 11**.

Tabela 11. Tamanho médio dos contornos de grão

Aço	300M ^[9]	Aermet 100 ^[12]	VART 100
Diâmetro médio dos grãos (μm)	20 – 35	15	11,49 ± 2,43

Então observamos que o tamanho médio dos grãos nos aços Aermet 100 e VART 100 são muito próximos, enquanto que o tamanho de grão médio do aço 300M tende a ter o valor 2 vezes maior que o dos outros dois aços sendo assim este fator um dos possíveis motivos pelos quais as propriedades mecânicas do 300M serem inferiores quando comparadas as do VART 100 e do Aermet 100.

4.3. Ensaio de Dureza

Os resultados para o ensaio de Dureza Rockwell C (HRC) são mostrados na **Tabela 12**.

Tabela 12. Resultados do ensaio HRC na liga VART 100

Impressão	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	Média	DP
HRC	52,3	51,8	52,1	51,7	51,9	52,0	0,24

Uma comparação entre os valores de HRC para aços da categoria é feita na **Tabela 13** seguir:

Tabela 13. Valores de HRC para os aços da categoria

Aço	300M ^[6]	Aermet 100 ^[11]	VART 100
HRC	53	48 – 52	52,0

Para efeito de comparação, observa-se que o processamento e tratamentos térmicos aplicados ao aço VART 100 forneceram valores de dureza em um nível regularmente encontrado para este tipo de aço, ainda que o teor de carbono do VART 100 e Aermet 100 serem bem inferiores ao do SAE 300M (**Tabela 9**).

4.4. Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme descrito na seção 3, com resultados apresentados a seguir na **Figura 30** e **Tabela 14**. Como observado anteriormente, os corpos de prova para obtenção das propriedades de tração, foram removidos na direção longitudinal da barra forjada à quente.

Figura 30. Curvas dos ensaios de tração em temperatura ambiente

Tabela 14. Resultados dos ensaios de tração em temperatura ambiente

	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	E (GPa)	% RA	% AL
CP01	1654	1916	189,3	64,7	21,4
CP02	1691	1869,2	186,4	62,8	17,9
CP03	1668,8	1928,4	188,2	66,2	17,9
CP04	1675,5	1938,5	189,8	63,2	19,3
CP05	1689,1	1903,4	191,2	63,1	18,8
Média	1676	1911	189	64	19
DP	15,3	26,8	1,8	1,4	1,4

Observa-se que as curvas tensão – deformação obtidas para os 05 corpos de prova são similares, apresentando deformação total entre 18 e 21 % e tensão de fratura entre 1200 a 1300 MPa. As aplicações dos aços de ultra-alta resistência normalmente apresentam valores

de tensão limite de escoamento acima de 1000 MPa e tensão limite de resistência de mais de 1700 MPa. Para efeito de comparação a Tabela 15 apresenta a comparação de alguns parâmetros de resistência e de ductilidade obtidos em tração para os aços os aços SAE 300M e AerMet 100 obtidos na literatura.

Tabela 15. Resultados dos ensaios de tração em temperatura ambiente

	Aermet 100^[11]	300M^[6]	VART 100
σ_y (MPa)	1724	1610	1676
σ_{max} (MPa)	1965	2010	1911
E (GPa)	194,4	199,9	189
% RA	55	31	64
% AL	13	10	19

Os parâmetros de resistência obtidos para o VART 100 são similares a ambos os aços utilizados para comparação. Entretanto, quando os parâmetros de ductilidade são comparados, observa-se que o VART 100 apresenta valores superiores ao do Aermet 100 e bastante superiores ao do aço 300M. Quanto ao módulo de elasticidade, o valor médio obtido se encontra próximo ao limite esperado para esta classe de aços e similar aos valores dos aços utilizados na comparação.

4.5. Ensaio de Tenacidade à Fratura (K_{IC})

As curvas carga em função do deslocamento da boca da trinca, CMOD, são apresentadas nas **Figuras 31 e 32**, respectivamente para as direções R-C e L-R. Estes dados foram utilizados para determinação da carga P_{max} e P_Q e assim calcular os valores de K_Q , como especificado no item 3. Respeitada a direção de remoção de corpos de prova, observa-se que as curvas são bastante similares, refletindo a similaridade do tamanho de trinca inicial.

As **Tabelas 16 e 18** apresentam os valores de P_Q , P_{max} , da razão P_Q/P_{max} , do valor de K_Q e se os valores obtidos foram validados para K_{IC} , para as direções R-C e L-R respectivamente. Os resultados foram analisados de acordo com a norma ASTM E1820 (2009a), nas **Tabelas 17 e 19**, para que os valores provisórios de tenacidade à fratura (K_Q) sejam considerados válidos como tenacidade à fratura (K_{IC}).

Figura 31. Curvas carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente na direção R-C

Tabela 16. Dados para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura para os corpos de prova extraídos na direção R-C

	a_0 (mm)	a_0/W	P_Q (kN)	P_{max} (kN)	P_Q/P_{max}	Validado
CP01	20,1	0,530	24,5	25,0	1,02	Ok
CP02	19,6	0,518	23,9	24,1	1,01	Ok
CP03	19,6	0,520	25,3	25,3	1,00	Ok

Tabela 17. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção R-C

	K_Q (MPa.m ^{1/2})	Validação*
CP01	70,2	ok
CP02	65,9	ok
CP03	70,6	ok
Média	68,9	-
DP	2,6	-

* conforme critérios da norma ASTM 1820^[18] onde $a, W, (W - a) \geq 2,5 (K_Q/\sigma_y)^2$

Figura 32. Curvas carga em função do deslocamento do ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente na direção L-R

Tabela 18. Dados para a validação dos ensaios de tenacidade à fratura para os corpos de prova extraídos na direção L-R

	a_0 (mm)	a_0/W	P_Q (kN)	P_{max} (kN)	P_Q/P_{max}	Validado
CP01	20,3	0,531	26,9	27,2	1,01	ok
CP02	20,9	0,545	28,5	28,5	1,00	ok
CP03	19,4	0,509	29,0	29,1	1,01	ok

Tabela 19. Propriedades obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente para os corpos de prova extraídos na direção L-R

	K_Q (MPa.m ^{1/2})	Validado*
CP01	77,0	ok
CP02	85,7	ok
CP03	77,7	ok
Média	80,1	-
DP	4,8	-

* conforme critérios da norma ASTM E1820^[18] onde $a, W, (W - a) \geq 2,5 (K_Q/\sigma_y)^2$

Como evidenciado nas tabelas apresentadas, os valores de K_Q obtidos atendem os critérios de validação exigidos na norma ASTM 1820, e podemos então afirmar que estes correspondem aos valores do fator de intensidade de tensão crítico do material obtido em condições de dominância de um estado de deformação plana.

A comparação das médias dos resultados obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura (K_{IC}) com os valores do mesmo parâmetro obtidos na literatura para os aços 300M e AerMet 100 são apresentados na **Tabela 20**.

Tabela 20. Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura em temperatura ambiente				
	Aermet 100^[11]	300M^[6]	VART 100 R-C	VART 100 L-R
K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	110	49,3	68,9 ± 2,6	80,1 ± 4,8

Notamos que o valor médio de K_{IC} para a direção R-C é inferior ao valor encontrado para a direção L-R. Esse fato está associado a uma leve textura que deve ter sido desenvolvida durante o processo de forjamento a quente, pois esta diferença é muito pequena. Observa-se que em relação ao aço SAE 300M o aço VART 100 apresenta uma maior resistência mecânica e uma superior tenacidade à fratura. Entretanto, quando comparado com o Aermet 100, os parâmetros de resistência são similares, mas o Aermet 100 apresenta uma destacada superioridade na tenacidade à fratura. Este fato está associado a fatores com o tamanho de grão da austenita anterior, homogeneização química do aço, tamanho e distribuição dos precipitados, sendo este último de grande influência na tenacidade à fratura desta classe de aços. Neri (2014)^[31] analisou a microestrutura do VART 100 utilizando microscopia eletrônica de transmissão e observou que o VART 100, de maneira geral, apresenta precipitados oriundos do tratamento de endurecimento por precipitação com tamanho de 3 a 20 nm, distribuídos na matriz martensítica. Estes valores são bastante similares aos encontrados para o caso do AerMet 100. Entretanto, como pode ser observado das análises em microscopia eletrônica de varredura, os contornos de grãos da austenita anterior apresentam a formação intensa de uma fase (ferrita) ou precipitados, que sendo este último poderiam ser os responsáveis pela redução da tenacidade. Há ainda de se levar em consideração que a tenacidade à fratura da classe dos aços de ultra-alta resistência pode sofrer influência do tamanho e distribuição de impurezas^[32] presentes na microestrutura, ocasionando um pior desempenho do material.

4.6. Determinação da propagação de trinca por fadiga

Nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, foram determinados os parâmetros como a variação do fator de intensidade de tensão limite, ΔK_0 e as constantes C e m da equação de Paris e Edorgan. Assim, experimentalmente foram obtidas as curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN) para dois diferentes valores da razão de tensão, R e para as direções L-R e R-C, ver **Figura 33**.

Figura 33. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) para todos os ensaios realizados

Pode ser observado que o VAR 100 apresenta curvas de propagação de trinca que são pouco sensível a variação de R , fato este comum em algumas classes de aços. Assim, com o aumento de R a taxa de propagação de trinca por fadiga torna-se levemente superior àquela para $R = 0,1$. Normalmente, a Região I da curva da/dN é fortemente influenciada pela microestrutura e por R . Porém podemos também observar pelo comportamento das curvas, que os valores de ΔK_0 (obtidos na região I) e os valores dos parâmetros C e m (obtidos na região II) parecem ser razoavelmente semelhantes, sendo notada uma leve diferença para a direção.

Desta forma, a seguir, as propriedades mecânicas obtidas por este ensaio, podemos analisar separadamente a região I, curvas obtidas para os corpos de prova ensaiados a razão de carga $R = 0,1$ (**Figura 34**) e $R = 0,5$ (**Figura 35**), obtendo assim o limiar da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK_0).

Figura 34. Curva de propagação de trinca por fadiga (da/dN) sob a razão de carga $R = 0,1$

Figura 35. Curva de propagação de trinca por fadiga (da/dN) sob a razão de carga $R = 0,5$

Na **Tabela 21** são apresentados os valores dos ΔK_0 obtidas nestes ensaios.

Tabela 21. Valores de ΔK_0 dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN)

		ΔK_0 (MPa.m ^{1/2})	ΔK_0 (MPa.m ^{1/2})
		$R = 0,1$	$R = 0,5$
L-R	CP 01	2,90	2,53
	CP 02	3,46	2,48
R-C	CP 01	2,56	2,86
	CP 02	- *	2,63

* Dado descartado devido a falha durante o ensaio.

Desta curva de propagação ainda, podemos analisar a região II, porção linear da curva, razão de carga $R = 0,1$ (**Figura 36**) e $R = 0,5$ (**Figura 37**) para os parâmetros C e m , intrínsecos do material, pela equação de Paris.

Figura 36. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) na região II, sob a razão de carga $R = 0,1$

Figura 37. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{ap}) na região II, sob a razão de carga $R = 0,5$

A seguir na **Tabela 22** são ainda apresentados os valores dos parâmetros C e m obtidas nestes ensaios.

Tabela 22. Valores de C e m dos ensaios de propagação de trinca por fadiga (da/dN)					
		$R = 0,1$		$R = 0,5$	
		C	m	C	m
		$[(mm/ciclo)/MPa.m^{1/2}]$		$[(mm/ciclo)/MPa.m^{1/2}]$	
L-R	CP 01	$8,13 \cdot 10^{-08}$	2,45	$1,23 \cdot 10^{-07}$	2,45
	CP 02	$9,12 \cdot 10^{-08}$	2,40	$1,10 \cdot 10^{-07}$	2,49
R-C	CP 01	$6,92 \cdot 10^{-08}$	2,46	$4,07 \cdot 10^{-08}$	2,64
	CP 02	$1,12 \cdot 10^{-07}$	2,36	$3,89 \cdot 10^{-08}$	2,82

Podemos então compilar todos os valores médios das propriedades obtidas na **Tabela 23** a seguir:

Tabela 23. Valores médios de ΔK_0, C e m dos ensaios de trinca por fadiga (da/dN)						
L-R				R-C		
	ΔK_0 ($MPa.m^{1/2}$)	C $[(mm/ciclo)/MPa.m^{1/2}]$	m	ΔK_0 ($MPa.m^{1/2}$)	C $[(mm/ciclo)/MPa.m^{1/2}]$	m
$R = 0,1$	3,18	$8,71 \cdot 10^{-08}$	2,43	2,56	$8,91 \cdot 10^{-08}$	2,48
$R = 0,5$	2,50	$1,15 \cdot 10^{-07}$	2,47	2,74	$3,98 \cdot 10^{-08}$	2,68

A **Tabela 24** apresenta a comparação das médias destes resultados com os resultados para os aços SAE 300M e AerMet 100 obtidos na literatura.

Tabela 24. Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em temperatura ambiente				
	Aermet 100 ^[11]	300M ^[7]	VART 100 L-R	VART 100 R-C
ΔK_0 (MPa.m ^{1/2})	2,0	3,0	2,84	3,37
C [(mm/ciclo)/MPa.m ^{1/2}]	$1,66 \cdot 10^{-07}$	$2,29 \cdot 10^{-07}$	$1,0 \cdot 10^{-07}$	$6,03 \cdot 10^{-08}$
m	2,25	2,54	2,45	2,58

Uma curva comparativa foi então confeccionada a partir da aplicação dos parametros obtidos em ensaio, ΔK_0 , C e m na equação de Forman modificada, onde o efeito da razão de carga R é considerado **Figura 38(a)**, afim de determinar se esta aquação se aplica.

(b)

Figura 38. (a) Comparativo entre os dados experimentais e os resultados da equação de Forman modificada; (b) Curva comparativa utilizando os parâmetros C e m dos aços com $R = 0,5$;

Dos parâmetros obtidos nos ensaios, observamos que os valores de ΔK_0 da Região I são bem semelhantes se compararmos os resultados dos ensaios para as duas direções ensaiadas R-C e L-R, mas há uma pequeno desvio em termos de desempenho quando comparamos os parâmetros a respeito das duas razões de carga, sendo que em $R = 0,5$, não temos um desempenho melhor, observado pelo menor valor de ΔK_0 . Já os parâmetros C e m retirados da região II, são muito semelhantes tanto quando comparados pelas diferentes direções de propagação quanto pelas razões de carga. Da comparação entre a curva experimental e a curva gerada pela equação de Forman modificada (**Figura 38 a**), observamos um comportamento semelhante entre estas, com o porém de que a curva de Forman tem um declínio acentuado, por levar em consideração os parâmetros obtidos experimentalmente ΔK_0 , C e m . Da curva comparativa (**Figura 38 b**) podemos perceber que há uma certa uniformidade quanto às características entre o aço VART 100 em ambas as direções e o Aermet 100, mas podemos notar uma leve diferença entre estes, pelos valores de ΔK e inclinação das curvas do VART 100 de valores pouco mais elevados, denotando um desempenho inferior ao do Aermet 100 quanto a resistência a fadiga.

Os valores dos parâmetros do aço SAE 300M, de desempenho inferior, não foram

considerados nesta comparação, pois os dados encontrados em literatura não especificavam os tratamentos térmicos utilizados, além de não terem sido realizados nas mesmas razões de carga R utilizadas neste trabalho.

4.7. Fractografia

4.7.1. Ensaio de Tração

Nas **Figuras 39 (a) e (b)** são observadas imagens do corpo de prova utilizado no ensaio de tração a temperatura ambiente. Estas imagens apresentam aspecto de fratura dúctil devido à presença de deformação plástica, caracterizada pela formação de microvazios (*dimples*), superfície de fratura irregular e fosca, e intensa deformação plástica do material, caracterizada pela redução de área e alongamento do material.

Figura 39. Fractografia do corpo de prova utilizado no ensaio de tração (a) e (b) no estereoscópio. (c) e (d) Detalhe do CP realizada em MEV

A morfologia fractográfica nas **Figuras 39** contribui, juntamente com os resultados dos ensaios de tração, para a afirmação de que aço VART 100 tem um bom desempenho em termos de tenacidade e resistência.

4.7.2. Ensaio de Tenacidade à Fratura

A superfície de fratura do corpo de prova CP 01, extraído na direção L-R, ensaiado em temperatura ambiente é apresentada **Figura 40 (a)** onde observamos deformações nas extremidades ao longo da espessura do corpo de prova características de uma tendência de propagação da trinca no sentido paralelo a carga aplicada durante o ensaio, resultado da grande resistência do material a fratura. A **Figura 40 (b)** detalha a pré-trinca por fadiga executada no corpo de prova e a presença de microtrincas no final do entalhe oriundas do processo de usinagem do entalhe por eletroerosão.

Figura 40. Corpos de Prova, extraídos na direção L-R, utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura. (a) Superfície de fratura do corpo de prova CP 01. (b) Detalhe da pré trinca do corpo de prova CP 01

As fractografias mostradas nas **Figuras 41 (a) e (b)** do corpo de prova em questão e apresentam forte texturização que resultou numa morfologia de fratura com característica dúctil, caracterizada pela forte presença de coalescência de microvazios (*dimples*).

(a)

Figura 41. Fractografia do corpo de prova CP01 extraído na direção L-R e utilizado no ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente

Temos ainda superfície de fratura do corpo de prova CP 01, extraído na direção R-C, ensaiado em temperatura ambiente apresentada **Figura 42 (a)** onde observamos a propagação da trinca no sentido longitudinal à laminação, observamos também neste corpo de prova as deformações nas extremidades ao longo da espessura e desta forma há uma indicação de que a resistência à fratura do material não dependa da direção de propagação de trinca. A **Figura 42 (b)** detalha a pré-trinca por fadiga executada no corpo de prova e a presença de trincas no final do entalhe oriundas do processo de usinagem do entalhe por eletroerosão e do tratamento térmico para o endurecimento do material.

Figura 42. Corpos de Prova, extraídos na direção R-C, utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura. (a) Superfície de fratura do corpo de prova CP 01. (b) Detalhe da pré trinca do corpo de prova CP 01

As fractografias mostradas nas **Figuras 43 (a)** e **(b)** do corpo de prova em questão e

apresentam forte texturização que resultou numa morfologia de fratura com característica dúctil, caracterizada pela presença de coalescência de microvazios (*dimples*).

Figura 43. Fractografia do corpo de prova CP01 extraído na direção R-C e utilizado no ensaio de tenacidade à fratura em temperatura ambiente

Portanto, existe uma discreta diferença no aspecto fractográfico, onde se observa que na direção RC a fratura tende mais ao tipo quase-clivagem (misto de coalescência de

microcavidades e clivagem), o que de certa forma esta em acordo com os resultados de tenacidade à fratura reduzido para a direção R-C.

4.7.3. Propagação de trinca por fadiga em com razão de carga $R = 0,1$

Nas imagens da **Figura 44** são detalhadas as superfícies de fratura dos corpos de prova, extraídos na direção L-R, utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,1$ e analisando estas superfícies observa-se o típico mecanismo de fratura deste ensaio com marcas que distinguem claramente as três regiões, limiar, propagação e fratura final, além de uma trinca oriunda do processo do tratamento térmico final executado após o corpo de prova ter sido usinado.

Figura 44. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,1$

A **Figura 45 (a)** apresenta o aspecto geral da região de propagação de trinca por fadiga para o aço VART 100. A fractografia de ligas metálicas sujeitas à propagação de trinca por fadiga, a nível microscópico, deve exibir como característica principal a formação de estrias de fadiga que são características que correspondem aos ciclos de carregamentos e descarregamentos aplicados. Pode ser observado pelo micromecanismos de Laird que as estrias de fadiga são formadas durante o processo de deformação plástica cíclica na frente da trinca. Assim, esta característica não é claramente observada para o caso dos aços de ultra-alta resistência devido a sua grande resistência à deformação plástica. Apesar deste fato, conseguimos observar algumas estrias em grandes aumentos no MEV como pode ser observado na **Figura 45 (b)**.

(a)

(b)

Figura 45. Fractografia do corpo de prova CP01 (a) na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R=0,1$ (b) Detalhe de (a) mostrando estrias de propagação

Como dito anteriormente, em um aumento grande utilizando microscopia eletrônica de varredura, podemos perceber algumas estrias de propagação com aproximadamente 125 nm entre as cristas como vemos na **Figura 45 b**.

4.7.4. Propagação de trinca por fadiga em com razão de carga $R = 0,5$

Nas imagens da **Figura 47** são detalhadas as superfícies de fratura dos corpos de prova, extraídos na direção L-R, utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,5$ e analisando estas superfícies observamos as marcas que distinguem claramente as três regiões, limiar, propagação e fratura fina, mecanismo de fratura deste ensaio, além de uma trinca oriunda do processo de usinagem do entalhe por eletroerosão e do tratamento térmico para o endurecimento do material.

Figura 46. Superfícies de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,5$

Na fractografia dos corpos de prova sujeitos a razão de carga $R = 0,5$ deveríamos também encontrar a formação de estrias a cada ciclo de carregamento como característica principal, mas no caso não foi observado claramente para o aço VART 100 **Figura 48 (a)**, nem em um grande aumento no MEV apresentado na **Figura 48 (b)** sendo possível apenas a identificação de algumas regiões que lembram vagamente as estrias de propagação.

Figura 47. Fractografia do corpo de prova CP01 (a) na região limiar do ensaio de propagação de trinca por fadiga com razão de carga $R = 0,5$ (b) Detalhe de (a) mostrando estrias de propagação

5. CONCLUSÕES

O aspecto geral da microestrutura do VART 100 é a de uma matriz martensítica do tipo ripas, de baixo teor de C. Estas se apresentam em pacotes, sendo que o tamanho médio de grãos da austenita anterior a transformação martensítica foi de 11,5 μm que é bastante similar ao do AerMet100. Foi observada ainda a presença massiva de precipitados nanométricos, finamente dispersos pela matriz. Com relação à microestrutura do 300M, a microestrutura do VART 100 é superior no quesito refinamento, composição microestrutural e tamanho e distribuição de precipitados. Estas diferenças microestruturais são certamente as causas das diferenças entre as propriedades de resistência mecânicas e de tenacidade entre o 300M e VART 100.

Quanto à dureza Rockwell, observamos um resultado levemente maior para o aço 300M, causada pelo maior teor de Carbono neste quando comparado ao VART 100 e ao Aermet 100.

Os parâmetros de resistência mecânica obtidos no ensaio de tração do aço VART 100 se apresentaram muito similares aos de ambos os aços utilizados na comparação, entretanto os parâmetros de ductilidade apresentaram valores superiores em relação tanto ao 300M quanto em relação ao Aermet 100. Quanto ao módulo de elasticidade, o valor médio obtido se encontra próximo ao limite esperado para esta classe de aços e similar aos valores dos aços utilizados na comparação.

Do ensaio de tenacidade à fratura, notamos que o desempenho do aço VART 100 é levemente inferior para o ensaio realizado na direção R-C comparado à direção L-R, provavelmente devido a uma leve texturização desenvolvida durante o processo de forjamento. Observa-se que em relação ao aço SAE 300M, o aço VART 100 apresenta uma maior resistência mecânica e uma superior tenacidade à fratura. Enquanto que, comparado com o AerMet 100, os parâmetros de resistência são similares, mas o AerMet 100 apresenta uma destacada superioridade na tenacidade à fratura (cerca de 57% superior). Este fato deve estar associado ao tamanho e distribuição dos precipitados do AerMet 100 que não foi levado em consideração por não estar disponível na literatura, sendo este de grande influência na tenacidade à fratura desta classe de aços.

Dos parâmetros obtidos nos ensaios, observamos que os valores de ΔK_0 da Região I são bem semelhantes se compararmos os resultados dos ensaios para as duas direções ensaiadas R-C e L-R, mas há um pequeno desvio em termos de desempenho quando comparamos os parâmetros a respeito das duas razões de carga, sendo que em $R = 0,5$, no

temos um desempenho melhor, observado pelo menor valor de ΔK_0 . Para os parâmetros C e m obtidos na Região II, observamos valores bastante similares, que comparados através da utilização da equação de Forman modificada, nos permite notar um desempenho levemente superior do Aermet 100 comparado ao VART 100. Foi observado a aplicabilidade da equação de Forman modificada para esta classe de aços

Os estudos fractograficos apresentados corroboram os resultados dos outros ensaios, ao caracterizarem a liga VART 100 como uma liga que apresenta fratura dúctil evidenciada pela coalescência de microcavidades (*dimples*) e textura rugosa e sem brilho nos corpos de prova dos ensaios de tração. Para os corpos de prova dos ensaios de tenacidade à fratura observamos uma discreta diferença no aspecto fractográfico entre as direções ensaiadas, onde se observa que na direção RC a fratura tende mais ao tipo quase-clivagem (misto de coalescência de microcavidades e clivagem), o que de certa forma esta em acordo com os resultados de tenacidade à fratura reduzido para a direção R-C. Nos corpos de prova ensaiados para propagação de trinca em fadiga, observamos a nível microscópico, estrias de fadiga com espaçamento médio de 125nm entre si, apesar de este tipo de formação não ser evidente em aços de ultra-alta resistência, devido a resistência a deformação plástica.

6. REFERÊNCIAS

- [1]. CALLISTER JUNIOR, W.D. (2006). **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2.ed. Tradução de Sergio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro: LTC.
- [2]. CHIAVERINI, V. (1977). **Aços e Ferros Fundidos, Características gerais, tratamentos térmicos e principais tipos**, 4 ed. Associação Brasileira de Metais. São Paulo, 1977
- [3]. SILVA, A. L. da C.; Mei, P. R.; **Aços e Ligas especiais**, 2 ed. VILLARES METALS
- [4]. Spectro Instrumental científico LTDA. Disponível em: <http://www.spectru.com.br/Metalurgia/Nova%20pasta2/ELELIGA1.pdf> Acesso em: Outubro de 2012
- [5]. SAE ASM (2011). **AMS6417G: Steel, Bars, Forgings, and Tubing, 1.6Si - 0.82Cr - 1.8Ni - 0.40Mo - 0.08V (0.38 - 0.43C), Consumable Electrode Vacuum Remelted**. Aerospace material specification.
- [6]. Department of defense, MIL-HDBK-5J **Metallic materials and elements for aerospace vehicle structures**, 31-Jan-2003 revision
- [7]. ASM Handbook. (1996). Ohio: ASM International. v.19.
- [8]. MANIGANDAN, K.; (2011). **The Microstructure, Hardness, Impact Toughness, Tensile Deformation and Final Fracture Behavior of Four Specialty High Strength Steels**, The Graduate Faculty of The University of Akron.
- [9]. ZHANG, S.S.; Li, M.Q.; Liu, Y.G.; Luo, J.; Liu, T.Q.; (2011) **The growth behavior of austenite grain in the heating process of 300M steel**. Materials Science and Engineering A, vol. 528, n° 15, Junho 2011, p. 4967 – 4972.
- [10]. SAE ASM (2011). **AMS6532F: SAE ASM (2011). AMS6417G: Steel, Bars, Forgings, and Tubing, 1.6Si - 0.82Cr - 1.8Ni - 0.40Mo - 0.08V (0.38 - 0.43C), Consumable Electrode Vacuum Remelted. Aerospace material specification**. Aerospace material specification.
- [11]. NEWMAN, J. A.; FORTH, S. C.; EVERETT JR., R. A.; NEWMAN JR., J. C.; KIMMEL, W. M.; (2002). **Evaluation of Fatigue Crack Growth and Fracture Properties of Cryogenic Model Materials**. NASA Langley Research Center, Hampton, Maio 2002.
- [12]. SATO, K. (2002). **Improving the Toughness of Ultrahigh Strength Steel**. Lawrence Berkley National Laboratory. Agosto 2002.
- [13]. ANDERSON, T.L. (2005). **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. 3 ed. Boca Raton: CRC Press.
- [14]. STROHAECKER, T. R. (2012). **Mecânica da fratura**. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Apostila. Disponível em: <ftp://ftp.feq.ufu.br/Claudio/1.pdf>. Acesso em: 10 dez. 2013.

- [15]. ASM Handbook. (1996). Ohio: ASM International. v.12.
- [16]. SANFORD, R.J.; (2003). **Principles of fracture mechanics**. New Jersey: Prentice-Hall.
- [17]. MANDAI, J.T.; (2010). **Determinação de parâmetros para crescimento de trincas em ligas metálicas: modelagem e experimentação**.165p. Dissertação (Mestrado) – Universidade de Brasília, Brasília, 2010.
- [18]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2013). **E1820-13**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. West Conshohockem.
- [19]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2009a). **E399-09**: Standard test method for linear elastic plane strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials. West Conshohockem.
- [20]. ASM Handbook. (1985). Ohio: ASM International. v.1.
- [21]. DOWLING, N. E.; **Mechanical Behaviour of materials, Engineering Methods for Deformation, fracture and fatigue**. 3 ed.
- [22]. ROSA, E. (2002). **Análise de resistência mecânica: mecânica da fratura e fadiga**. S.L: UFSC. Apostila.
- [23]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2013). **E647-13**: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. West Conshohockem.
- [24]. Cartech, *Online material technical catalogue*, <http://www.carttech.com>.
- [25]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2011). **E3-11**: Standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohockem.
- [26]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2012). **E112-12**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohockem.
- [27]. LANDGRAF, F. J. G. (2010). **Microestrutura**. São Paulo: [s.n.]. Notas de aula.
- [28]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2012). **E18-12**: Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. West Conshohockem.
- [29]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2009b). **E8/E8M-09**: Standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohockem.
- [30]. NOVOTNY P. M.; MAURER G. E.; (2007). **Ultra-High-Strength Steels Vs. Titanium Alloys**. Advanced Materials & Processes, p. 37 – 40, Vol. 165, nº 11, Novembro 2007.
- [31]. NERI, M., Publicação de dissertação de mestrado pendente. 2014.
- [32]. PELISSIER, G. E.; (1968). **Effects of microstructure on the fracture toughness of**

ultrahigh-strength steels. Engineering Fracture Mechanics. Vol 1. n°1. p. 55 - 75. Junho 1968.