UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Marcionilo Neri da Silva Júnior

Tenacidade ao Impacto e Vida em Fadiga do Aço VART 100

São Carlos

2014

MARCIONILO NERI DA SILVA JÚNIOR

Tenacidade ao Impacto e Vida em Fadiga do Aço VART 100

Versão Original

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 Ciência e Engenharia de Materiais.

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

Orientador: Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho

São Carlos

2014

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

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

N445t NERI SILVA JUNIOR, MARCIONILO
TENACIDADE AO IMPACTO E VIDA EM FADIGA DO AÇO
VART100 / MARCIONILO NERI SILVA JUNIOR; orientador
WALDEK 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. Ultra-alta resistência. 2. Fadiga rotativa. 3.
Tenacidade. 4. AerMet100. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **MARCIONILO NERI DA SILVA JÚNIOR.**

Título da dissertação: "Tenacidade ao impacto e vida em fadiga do aço VART 100".

Data da defesa: 10/07/2014

Comissão Julgadora:

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

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

Prof. Dr. **Vitor Luis Sordi**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Resultado:

Aprovado

Aprovado

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. Associado **Paulo César Lima Segantine**

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus que sempre esteve ao meu lado, me acompanhando, protegendo e iluminando ao longo destes anos de dedicados a este trabalho;

A minha família que sempre esteve ao meu lado, apoiando e incentivando a seguir na busca desta conquista, em especial a minha esposa, que nos momentos que precisei me ausentar para atividades de pesquisa, ela sempre se manteve firme nas atividades diárias de mãe e profissionais, suportando como guerreira as atribuições do dia-a-dia. A Boanerges, Laureni, Renato, Cristiano e Adriano pelo apoio no período que fiquei em São Paulo.

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais pela dedicação e compromisso que demonstraram indo até o Amazonas compartilhar seus conhecimentos.

Ao Professor e amigo Waldek W. Bose Filho pela orientação deste trabalho e profissional;

Aos técnicos e amigos do Departamento de Engenharia de Materiais, João, Tico, Ricardo, Douglas, Silvano e Wagner Correr pela orientação na realização do trabalho experimental, à secretaria administrativa na pessoa do Victor, sempre disposto a ajudar.

Aos amigos Raimundo Mesquita pela oportunidade de troca de experiências de vida, Nonato Magalhães pelo incentivo dado nesse período e sempre disposto a me ajudar, Otavio Gamboni, Luis Bonazzi, Rafael, Roger e Ricardo agradeço o acolhimento nos períodos que estive em São Carlos;

À Villares Metals, em especial ao MSc. Alexandre Sokolowski, pela cessão do material, usinagem e tratamento dos corpos de prova e pelas importantes discussões.

Ao Instituto Federal de Educação do Amazonas (IFAM) pela oportunidade de realização desta Pós-Graduação em uma Universidade conceituada como a USP;

À Universidade Federal do Amazonas (UFAM), pela liberação das minhas atividades acadêmicas para realizar os experimentos finais deste trabalho.

Muito obrigado a todos!

RESUMO

SILVA JÚNIOR, M.N. **Tenacidade ao Impacto e Vida em Fadiga do Aço VART 100**. 2014. 129f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

Aplicações de aço de ultra-alta resistência, como aqueles aplicados em aeronaves, exigem materiais com uma combinação excepcional de propriedades mecânicas, dentre as quais, elevada resistência mecânica, tenacidade e resistência à fadiga. O VART100 é um novo desenvolvimento da Indústria Villares Metals e apresenta-se como uma nova alternativa de aços de ultra-alta resistência atualmente no mercado internacional, sendo sua composição química diferenciada, devido a um maior teor de níquel, cromo, molibdênio, adição de cobalto e baixo teor de carbono. O presente trabalho tem como objetivo estudar a tenacidade ao impacto e a vida em fadiga (S-N) do aço VART 100 e compará-lo com valores obtidos na literatura para os aços de ultra-alta resistência tais como os aços SAE 300M e AerMet100. Para o atendimento deste objetivo, foram executadas análises metalográficas, ensaio de impacto conforme norma ASTM E23, ensaios de fadiga rotativa em controle de tensão para obtenção das curvas tensão versus vida, S-N, conforme especificado pela norma DIN 50113, análise das superfícies fraturas e microestruturas, observados em microscópios óticos, eletrônico de varredura e transmissão. Quanto a composição química do VART100 observa-se que com excessão do Al este atendeu a especificação da norma SAE AMS6532 acarretando a formação de inclusões não metálicas de alumina. Com relação aos ensaios de impacto, a energia absorvida superou os resultados do aço 300M, mas ficou muito inferior ao Aermet100. Observou-se a presença de fratura intergranular em alguns CPS o que nos leva a suspeitar da presença de cementita nos contornos de grão. Quanto ao médio do limite de resistência a fadiga dos três aços, encontramos valores de 800, 850 e 936 MPa para o 300M, VART100 e AerMet100, respectivamente. Analisando as superfícies fraturadas após ensaio de fadiga, identificamos e localizamos partículas de alumina na superfície, sub-superfície e internamente no material, com diâmetro variando entre 12,2 e 15,6 μm , que atuaram como núcleos para a formação de trincas por fadiga e possivelmente reduzindo a tenacidade ao impacto do VART100.

De forma geral o VART100 apresenta boas propriedades mecânicas de resistência, de tenacidade e de limite de resistência a fadiga, os quais são superiores aos valores do 300M mas ainda inferior ao AerMet100.

Palavras-chave: Ultra-alta resistência. Fadiga rotativa. Tenacidade. AerMet100.

ABSTRACT

SILVA JÚNIOR, M.N. **Impact Toughness and Fatigue Life of VART100 steel.** 2014. 129f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

Ultra high strength steel applications, such as those in aircrafts, require materials with an exceptional combination of mechanical properties, including high strength, toughness and fatigue resistance.

The VART100 is a new development of Villares Metals Industry and presents itself as a new alternative of steel with ultra-high strength currently on the international market, with its distinctive chemical composition, due to a higher content of nickel, chromium, molybdenum, adding cobalt and low carbon. The present work aims to study the impact toughness and life in fatigue (S-N) steel VART 100 and compare it with values from the literature for ultra high-strength steels such as steel and SAE 300M AerMet100. To meet this objective, metallographic analysis, impact test according to ASTM E23, rotative fatigue testing in tension control to obtain the stress versus life curves, S-N were performed as specified by DIN 50113, analysis of fracture surfaces and microstructures observed in optical microscopes, scanning electron and transmission. The results indicate that the VART steel exhibits excellent mechanical properties its upper than 300M steel, but some of those lower than AerMet100. The chemical composition of VART100 is observed that with the exception of Al is accord to specification SAE AMS6532 leading to formation of non-metallic inclusions of alumina . Regarding the impact tests, the absorbed energy is upper than results of the 300M steel , but was much lower than Aermet100. We observed the presence of intergranular fracture in some CPS which leads us to suspect the presence of cementite at grain boundaries . As for the average fatigue endurance limit of the three steels , the values found were 800 , 850 and 936 MPa for the 300M , and VART100 AerMet100 respectively . Analyzing the fractured surfaces after fatigue test , we identified and located alumina particles on the surface , sub-surface and inside the material, with diameters ranging between 12.2 and 15.6 μm , which acted as nuclei for the formation of cracks by fatigue and possibly reducing the impact toughness of the VART100 . Generally the VART100 has good mechanical

properties of strength, toughness and fatigue endurance limit, which values are greater than 300M but still lower than AerMet100.

Key-words: Ultra high strength. Rotative fatigue. Toughness. Aermet100.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Comparação da fusão a ar e a vácuo do aço 300M	35
Figura 2- Tamanho de grão do aço 300M austenitizado a 900°C por 30 minutos ..	38
Figura 3 - Aço 300M. a) Imagem campo claro mostrando microestrutura martensítica. b) Campo escuro revela a austenita entre as placas e contorno de grão.....	38
Figura 4- Aço 300M revenido a 300°C. Fractografia após ensaio de Charpy.....	39
Figura 5- Influência da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do aço Aermet100	42
Figura 6- Microscopia do aço AerMet100	43
Figura 7- Grãos austeníticos do aço AerMet100.....	43
Figura 8- Imagem do campo claro do AerMet100 temperado e tratado com criogenia, identificando as placas de martensita com e sem maclas.....	44
Figura 9- Aço Aermet100. Austenita formada durante revenimento a 482°C: (a,b) Imagem campo claro mostrando a austenita, (c) Imagem campo escuro mostra contraste da austenita.....	45
Figura 10- Influência da temperatura de revenimento em: a) comprimento e diâmetro dos carbonetos M_2C , b) Volume de austenita retida	46
Figura 11- Partículas primárias identificadas no AerMet100	47
Figura 12- Comportamento à fratura da ponta da trinca, em corpos de prova de K_{IC} como função da temperatura de revenido a) 427 °C ruptura intergranular e quase- clivagem, b) 454 °C quase-clivagem e coalescência de microvazios, c) 482 °C alta deformação plástica cisalhante.....	48
Figura 13- Corpos de prova para ensaio Charpy.....	50
Figura 14- Retirada dos corpos de prova para ensaio Charpy	50

Figura 15- Efeito do tempo de transformação na energia de impacto Charpy, aço 300M. Tempo de CQT (Convencional tempera e revenimento) Temperatura revenimento 320 °C	52
Figura 16- Efeito da temperatura de revenimento versus energia de impacto CVN AerMet100	52
Figura 17- Ensaio de impacto de Charpy (CVN) na direção L-R versus temperatura de ensaio AerMet100.....	53
Figura 18- Tensão de amplitude versus vida (S-N), curvas do ensaio de fadiga rotativa sem entalhe de uma liga de alumínio. A escala de tensão é linear nos dois casos, (a) o número de ciclos é linear, (b) número de ciclos é logarítmica	56
Figura 19- Curva de fadiga rotativa S-N para amostra sem entalhe com diferentes limites de fadiga	56
Figura 20- Variação da tensão em função do tempo, ciclo repetido mostrando as variáveis tensão máxima (σ_{max}), mínima (σ_{min}) e média (σ_m), amplitude (σ_a), faixa de tensão (σ_r)	57
Figura 21- Corpos de prova submetidos a ensaios de fadiga S-N	61
Figura 22- Efeito de várias superfícies no limite de fadiga dos aços.....	62
Figura 23- Efeito do fator em função da rugosidade da superfície e a tensão máxima de um aço	62
Figura 24- Efeito da deposição de cromo na curva S-N do aço 4140.....	63
Figura 25- Efeito da deposição de níquel na curva S-N um aço	64
Figura 26- Efeito do forjamento no limite de fadiga dos aços	64
Figura 27- Efeito de vários ambientes nas curvas S-N de um aço..	65
Figura 28- Efeito da tensão média na vida em fadiga dos materiais.....	66
Figura 29- Curvas S-N versus tensão média para o aço ASTM	66

Figura 30- Três tipos de localização de inclusão em CPs de fadiga.....	67
Figura 31- Curvas de fadiga S-N para o aço 300M sem entalhe, $\sigma_u = 1930$ MPa	68
Figura 32- Curvas de fadiga rotativa S-N para o aço 300M com vários concentradores de tensão.....	69
Figura 33- Curvas vida em fadiga S-N com tensão de amplitude axial, variando a razão de carregamento para o Aermet 100. $\sigma_u = 1993$ MPa	70
Figura 34- Micro mecanismos da fratura nos metais. a) Dúctil, b) Clivagem, c) Intergranular	71
Figura 35- Nucleação, crescimento e coalescência de vazios em metais dúcteis.....	72
Figura 36- Exemplo de microvazios observados no MEV	73
Figura 37- Crescimento da trinca em materiais dúcteis. Os conhecidos lábios de cisalhamento	73
Figura 38- Fractografia de uma aço dúctil observando a superfície fratura transgranular	74
Figura 39- Fractografia da superfície de uma fratura intergranular.....	75
Figura 40- Garra para auxiliar na montagem das amostras na máquina de impacto.....	79
Figura 41- Máquina para ensaio de impacto.....	80
Figura 42- Geometria e dimensões (mm) dos corpos de prova	81
Figura 43- Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga rotativa	82
Figura 44- Máquina para ensaio S-N de fadiga rotativa	83
Figura 45- Microscopia ótica do aço VART100 ampliações 10 μ m	86
Figura 46- Imagem em MEV, microscopia do VART100 (a) XY e b) YX.....	87

Figura 47- Imagem em MET. Detalhe da microestrutura martensítica do VART 100. Observa-se a formação de martensita do tipo ripa com e sem maclas.....	88
Figura 48- Imagem MET campo escuro (esq.) e campo claro (dir.) a, b) Ripas de martensita com filme de austenita retida ou revertida em seus contornos, c, d) contorno triplo das ripas	89
Figura 49- Imagem em MET campo escuro (esq.), campo claro (dir.) precipitados no VART100 espalhados dentro das ripas martensíticas.....	90
Figura 50- Imagem em MET campo escuro (esq.), campo claro (dir.) precipitados com geometria em forma de agulhas	91
Figura 51- EDS para identificar elementos químicos presentes nos precipitados do VART100	92
Figura 52- Gráfico comparativo da Energia Absorvida no aço VART100, AerMet®100 e 300M.....	94
Figura 53- Macrografia da fratura por impacto. temp. -80°C a) dir. trans. yz CP2 CVN 20J, b) dir. long. xy CP2, CVN 14J, c) dir. long. xz CP2, 18J	95
Figura 54 - Macrografia da fratura por impacto. temp. 0°C a) dir. long. xy CP2 CVN 10J, b) dir. long. xz CP1, CVN 34J	96
Figura 55- Macrografia da fratura por impacto. temp. 23°C a) dir. trans. yx CP1 CVN 33J	96
Figura 56- MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. -80°C, CP2 Y-Z direção trans. CVN 20J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe e c);d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.....	97
Figura 57- MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. -40°C, CP2 Y-X direção trans. CVN 31J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.....	98

Figura 58- MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. -40°C, CP2 X-Y direção long. CVN 27J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.....99

Figura 59- MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 0°C, CP1 Y-X direção trans. CVN 34J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.....100

Figura 60- MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 0°C, CP1 X-Y direção trans. CVN 31J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.....101

Figura 61- MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 23°C, CP1 X-Y direção trans. CVN 15J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, a seta vermelha delimita a região de fratura intergranular, b) detalhe da região logo após o entalhe onde fica claro o modo de fratura intergranular, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura após a região de fratura frágil foi por coalescência de microvazios.....102

Figura 62- Curva tensão ciclos para falha VART100 com todos os CPs ensaiados.....103

Figura 63 - Curva tensão ciclos para falha VART100 após a remoção dos dados com alta dispersão.....105

Figura 64- CP fraturado após ensaio S-N no VART100106

Figura 65- CP01: análise da superfície de fratura em MEV. $\sigma_a = 913$ MPa, $N_f = 1 \times 10^5$ a), c) e f) sítio no 2 e b), d) e e) sítio n° 1.....108

Figura 66- CP21: análise da superfície de fratura em MEV. $\sigma_a = 912$ MPa, $N_f = 5,2 \times 10^6$. a) aspecto geral da superfície de fratura, b) sítio de iniciação, c) detalhe de b) mostrando a distância entre a partícula e a superfície de $252 \mu\text{m}$. f) BSI da região do sítio. $\sigma_a = 912$ MPa, $N_f = 5 \times 10^6$	110
Figura 67- EDAX composição da partícula no CP21 a) partícula ampliada b) alumínio (8%) c) molibdênio (5%) d) enxofre (6%) e) cálcio (10%) f) titânio (2%).....	111
Figura 68- MEV imagem de partículas primárias identificada no CP18, temp. 23°C , $\sigma_a = 897$ MPa, $N_f = 9 \times 10^6$ (Distância entre partícula e superfície $38 \mu\text{m}$).....	112
Figura 69- EDAX composição da partícula no CP18 a) partícula ampliada b) manganês (2%) c) alumínio (7%) d) molibdênio (4%) e) enxofre (5%) f) cálcio (6%).....	113
Figura 70- MEV imagem de partículas primárias identificada no CP22, $\sigma_a = 883$ MPa, $N_f = 7 \times 10^6$ (Distância entre partícula e superfície $29 \mu\text{m}$).....	114
Figura 71- EDAX composição da partícula no CP22 a) partícula ampliada b) alumínio (9%) c) silício (4%) d) molibdênio (5%) e) enxofre (6%) f) cálcio (5%).....	115
Figura 72- MEV imagem de partículas primárias identificada no CP25, temp. 23°C $\sigma_a = 1106$ MPa, $N_f = 1,6 \times 10^5$	116
Figura 73- MEV imagem de partículas primárias identificada no CP2, $\sigma_a = 1115$ MPa, $N_f = 1 \times 10^4$ (Partícula na superfície).....	117
Figura 74- MEV imagem de partículas primárias identificada no CP24, $\sigma_a = 1337$ MPa, $N_f = 2,6 \times 10^4$ Na figura 71-c identificamos a presença de oxido na superfície da fratura devido a condição de armazenamento do CP24.....	118
Figura 75- Desenhos esquemáticos da formação de trincas por fadiga (a) a partir de bandas de deslizamento, (b) de inclusão e (c) contornos de grãos.....	119
Figura 76- Estrias de fadiga no CP durante os ciclos de tensão no ensaio de fadiga.....	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição química (% em peso) do aço 300M.....	37
Tabela 2- Propriedades mecânicas do aço 300M versus temperatura de Revenimento.....	37
Tabela 3- Composição química nominal do aço da família AerMet.....	40
Tabela 4- Composição química do aço AerMet100.....	41
Tabela 5- Propriedades mecânicas do aço AerMet100.....	41
Tabela 6- Energia de impacto CVN versus temperatura de ensaio para aço 300M.....	51
Tabela 7- Ensaio de impacto de Charpy CVN versus temperatura de ensaio para AerMet100.....	53
Tabela 8- Influência do tamanho no limite de resistência a fadiga.....	60
Tabela 9- Composição química nominal versus composição do aço experimental Vart100 (% em massa).....	78
Tabela 10 – Dados de ensaio de dureza e tração do VART100	80
Tabela 11- Nível de tensão aplicado nos ensaios de fadiga rotativa no VART100...	83
Tabela 12- Comparação da composição química de aços ultra-alta resistência em % peso com o VART100.....	85
Tabela 13- Tamanho médio dos contornos de grão.....	86
Tabela 14- Tamanho dos precipitados nos aços 300M, AerMet100 e VART100.....	92
Tabela 15- Resultados da energia absorvida no ensaio de impacto de Charpy para o aço VART100 em função da temperatura do ensaio.....	93
Tabela 16- Comparação da energia absorvida CVN à 24°C.....	94

Tabela 17- Resultados do ensaio de vida em fadiga rotativa para o VART100.....	104
Tabela 18- Comparação dos limites de resistência fadiga entre os aços SAE 300M, AerMet100 e VART100.....	106
Tabela 19 – Comparação nº ciclos para falhar (N_f) com a distancia da partícula a superfície do CP	109

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI – American Iron and Steel Institute
ASM – American Society for Metals
ASTM – American Society for Testing and Materials
CCC – Cubica de corpo centrado
CP – Corpo de prova
CVN – Charpy V-Notch
CQT – Conventional Quenched and Tempered
DIN – Deutsches Institut Fur Normung
EDX – Energy-Dispersive X-Ray
LCF - Fadiga de baixo ciclo
HCF – Fadiga de alto ciclo
HRC – Rockwell C Hardness
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão
USP – Universidade de São Paulo
VIM – Vacuum Induction Melted
VAR – Vacuum Arc Remelting

LISTA DE SIMBOLOS

σ_{esc} - Tensão de escoamento
 σ_u - Tensão limite de resistência
 σ_{max} -Tensão máxima
 σ_{min} - Tensão mínima
AL- Alongamento
RA- Redução de área
Ka- Tenacidade a fratura
 N_f - Número de ciclos para falhar
M- Momento fletor
W- Peso
S- Tensão de flexão
I- Modulo de resistência a flexão
d- Diâmetro
 Δ_σ - Intervalo de tensão
 σ_a - Amplitude de tensão
 σ_r - Faixa de tensão
 σ_m - Tensão de média
R- Razão de tensões
 R^2 - Coeficiente de determinação
A- Razão de amplitude
C, D- Constantes
b – constante
 σ'_f – Tensão de fratura
 S_e - Tensão limite de fadiga
 τ_e - Tensão de torsão
 m_s – Fator de superfície
CP – Corpo de prova

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	27
2	OBJETIVO	29
3	REVISÃO DA LITERATURA.....	31
3.1	METAIS.....	31
3.2	CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS.....	31
3.2.1	CLASSIFICAÇÃO QUANTO A COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	31
3.2.1.1	AÇO CARBONO.....	31
3.2.1.2	AÇOS ESPECIAIS	32
3.3	INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA.....	32
3.4	FUSÃO DOS AÇOS DE ULTA ALTA RESISTÊNCIA	34
3.5	AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA	35
3.5.1	AÇO 300M	36
3.5.2	AÇO AERMET	39
3.6	ENSAIO DE IMPACTO	49
3.6.1	IMPACTO 300M.....	51
3.6.2	IMPACTO AERMET100.....	52
3.7	FADIGA S-N.....	54
3.7.1	FATORES MODIFICADORES DAS CURVAS S-N	59
3.7.1.1	EFEITO DO TAMANHO	60
3.7.1.2	EFEITO DO TIPO DE CARREGAMENTO	60
3.7.1.3	ACABAMENTO SUPERFICIAL	61
3.7.1.4	TRATAMENTO SUPERFÍCIE	63
3.7.1.5	EFEITO DA TEMPERATURA.....	64
3.7.1.6	EFEITO DO MEIO AMBIENTE	65
3.7.1.7	EFEITO DA TENSÃO MÉDIA.....	65
3.7.1.8	INFLUÊNCIA DO TAMANHO DAS PARTICULAS NÃO METALICAS NA	67
	FADIGA DOS AÇOS	67
3.7.2	COMPORTAMENTO À FADIGA DO AÇO 300M.....	68
3.7.3	COMPORTAMENTO A FADIGA DO AÇO AERMET100.....	69
3.8	MECANISMOS DE FRATURA NOS METAIS.....	70

3.8.1 FRATURA DÚCTIL	71
3.8.2 FRATURA POR CLIVAGEM.....	74
3.8.3 FRATURA INTERGRANULAR	75
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	77
4.1 MATERIAIS.....	77
4.2 METALOGRAFIA	78
4.3 ENSAIO DE IMPACTO	79
4.4 ENSAIOS DE FADIGA S-N.....	81
5 RESULTADOS	85
5.1 MATERIAIS.....	85
5.2 MICROSCOPIA.....	86
5.3 ENSAIOS DE FADIGA ROTATIVA (S-N)	92
6 CONCLUSÃO.....	123
7 REFERÊNCIAS.....	125

1 INTRODUÇÃO

O uso comercial de aço com alto desempenho vem ampliando suas aplicações, como em aeronaves que exigem condições severas de tensão, requerendo materiais com uma combinação excepcional de propriedades mecânicas, dentre as quais, elevada resistência mecânica, tenacidade e resistência à fadiga. Nos últimos anos pesquisadores vêm estudando as microestruturas desses aços, oriundos da adição de elementos de liga, combinado com novas rotas de tratamento térmico e processamento, obtendo-se a combinação de excelentes propriedades mecânicas de resistência e tenacidade.

Estes aços evoluíram a partir dos aços de alta resistência e baixa liga, como o AISI 4340, onde as propriedades mecânicas foram melhoradas com adição de elementos de liga e estabelecimento de novas rotas de tratamento térmico, originando o aço 300M e mais recentemente o AerMet100 (produzidos conforme norma SAE AMS 6532).

O aço VART 100 é um produto nacional, produzido conforme a norma SAE AMS 6532), pela empresa Villares Metals e apresenta-se como uma possibilidade para substituição do aço SAE 300M e AerMet100. Várias rotas de tratamentos térmicos podem ser utilizadas, levando a um endurecimento do material baseado na precipitação de carbonetos em uma matriz martensítica e como resultado final obtêm-se neste aço, resistências mecânicas de aproximadamente 2.000 MPa.

Entretanto, para aplicação aeronáutica devem ser desenvolvidos estudos para avaliar a resistência mecânica, tenacidade e o comportamento em fadiga que são requisitos de grande importância para a sua aplicação na fabricação de trens de pouso de aeronaves e transmissões de helicópteros.

No Núcleo de Ensaio de Materiais e Manufatura e Análise de Falha, NEMAF, do SMM-EESC/USP, estão sendo desenvolvido estudos com o aço VART 100 onde estão sendo realizadas a avaliação microestrutural, determinação dos parâmetros de resistência em tração, tenacidade ao impacto e à fratura e resistência à fadiga. Assim, especificamente neste trabalho serão estudadas as propriedades de tenacidade ao impacto e vida em fadiga de nucleação do VART 100.

No Capítulo 02 são apresentados detalhadamente os objetivos; no Capítulo 03 é feita uma revisão da literatura, focando nos conhecimentos necessários para o desenvolvimento deste trabalho.

No Capítulo 04 são apresentados as metodologias e no Capítulo 05 os resultados são apresentados e discutidos. Finalmente, no Capítulo 06 e 07 são apresentadas, respectivamente, as conclusões e as referências.

2 OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo estudar a tenacidade ao impacto e a vida em fadiga do aço VART 100 em desenvolvimento pela empresa Villares Metals, comparando os resultados com os requisitos da norma SAE AMS6532, bem como com outros aços de ultra-alta resistência disponíveis no mercado, cita-se SAE 300M e AerMet 100). Para o atendimento dos objetivos, foram executados ensaios de fadiga em controle de tensão para obtenção das curvas amplitude de tensão (σ_a) versus vida para falhar (N_f) em flexão rotativa, conforme norma (DIN 50113) e ensaio de tenacidade ao impacto conforme norma (ASTM E23). Para avaliação dos fatores afetando estes parâmetros de resistência a fadiga e tenacidade ao impacto, uma detalhada análise microestrutural foi realizada utilizando microscopias ótica e eletrônicas de varredura e transmissão, bem como a análise das superfícies de fratura em microscopia eletrônica de varredura.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 METAIS

Os metais vêm sendo utilizados pelo homem desde a Pré-História, atualmente podemos encontrar os metais em diversos componentes e artigos, tais como na indústrias automobilista, aeronáutica, naval, construção civil, utensílios domésticos que são apenas alguns dos exemplos das diversas aplicações dessa classe de materiais. A grande maioria dos metais não são aplicados em seu estado puro, mas como ligas metálicas que tiveram suas propriedades modificadas em relação ao seu estado puro. Podemos classificar os metais em dois grandes grupos: ferrosos e não-ferrosos, tendo este último como característica a ausência do Fe, os aços fazem parte da primeira classificação.

3.2 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS

Esta parte da revisão foi baseada em Totten (2006). A Classificação dos aços pode ser feita de diversas formas, depende da composição, métodos de fabricação, aplicações, microestrutura, tratamento térmico e qualidade. Limitaremos essa revisão da classificação dos aços a sua composição química.

3.2.1 CLASSIFICAÇÃO QUANTO A COMPOSIÇÃO QUÍMICA

3.2.1.1 AÇO CARBONO

Neste tipo aço além do principal elemento que é o carbono (C) é possível identificar outros, tais como manganês (Mn), enxofre (S), fósforo (P), silício (Si) e cobre (Cu). Variações do percentual de carbono afetam as propriedades mecânicas, o aumento deste eleva a dureza e resistência do aço. Normalmente estes aços possuem no máximo 2% de elementos de liga e podem ser subdivididos de acordo com quantidade de carbono: baixo, médio e alto carbono.

Aços baixo carbono tem em sua composição entre 0,10 a 0,25% de C, possuem uma estrutura ferrítica, não são temperáveis, apresentam baixa resistência mecânica, alta tenacidade e ductilidade.

Os aços classificados como médio carbono, possuem percentual de C entre 0,25 e 0,55% com 0,6 a 1,65% de Mn, são utilizados quando se deseja altas propriedades mecânicas podendo ser tratado termicamente para austenitização, têmpera e revenimento ou trabalho a frio, apresentam menor ductilidade e suas propriedades mecânicas podem ser melhoradas com adição de elementos de liga, possuem estrutura ferrítica - perlítica.

Os aços com alto teor de C entre 0,55 a 1,00% com 0,30 a 0,90% Mn, são mais duros, mais resistentes e menos dúcteis dentre os aços carbono, sua aplicação é reduzida devido baixa ductilidade e soldabilidade, possuem estrutura perlítica.

3.2.1.2 AÇOS ESPECIAIS

Aços especiais são aços têm suas propriedades melhoradas devido à presença de um ou mais elementos de liga.

Aços contendo até 5% do peso total de elementos de liga, estes são considerados baixa liga, entre 5 e 10% são considerados média liga, estas duas classificações possuem microestrutura ferrita-perlita, martensítica ou bainítica. Percentual maior que 10%, temos aços de alta liga, constituído de uma estrutura predominante ferrítica, martensítica, austenítica, endurecimento por precipitação e austenítica-ferrítica (Totten, 2006).

3.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

A adição de elementos de liga na composição de aços, associados aos tratamentos térmicos influenciam nas propriedades mecânicas e microestruturas destes (TOTTEN, 2006). Abaixo descrevemos de forma resumida os efeitos de alguns elementos no aço.

Carbono (C) - É o principal elemento para aumento do endurecimento por precipitação e intersticial em solução sólida, em geral um aço aumenta sua resistência com aumento de sua quantidade de carbono. A adição elevada de carbono em um aço levará a redução nas propriedades de impacto e tenacidade,

enquanto que uma quantidade reduzida não resultará em uma boa combinação de resistência e tenacidade.

Manganês (Mn): Aumenta a resistência e dureza por solução sólida e temperabilidade, auxilia na redução da fragilidade causada pelo enxofre. Em alguns aços podem substituir parcialmente o níquel com a finalidade de redução de custo de produção. É um fraco formador de carbonetos.

Cromo (Cr) – É um formador de carbonetos aumentando o endurecimento, resistência à corrosão nos aços e melhora a resistência em altas temperaturas.

Molibdênio (Mo) – É um excelente formador de carbonetos e influencia no endurecimento secundário, refino de grão, aumento da resistência à corrosão e resistência a fadiga. Quando adicionado junto com o cromo, o molibdênio promove o endurecimento secundário.

Níquel (Ni) – Ele influencia no endurecimento por precipitação no aço, sendo um elemento substituto que aumenta a dureza através da formação de camadas de martensita, ele baixa a temperatura de início da transformação martensita aumentando a quantidade de austenita retida, quando combinado com o Cr e Mo melhora a tenacidade ao impacto e resistência à fadiga.

Silício (Si) - Auxilia na desoxidação, aumenta a fluidez, resistência à oxidação em temperaturas elevadas, melhora a temperabilidade e a resistência à tração.

Cobalto (Co) - Não é formador de carboneto nos aços. Este elemento diminui a dureza do aço carbono, mas quando adicionado com o Cr, o efeito é contrário, aumentado a dureza do aço. O Co aumenta a temperatura de início de transformação martensítica e diminui a quantidade de austenita retida da liga, ele promove o endurecimento por precipitação, inibe o crescimento de grão em altas temperaturas (TOTTEN, 2006). Esse elemento reduz a tendência da martensita reverter em austenita durante o processo de revenimento (BHADESHIA, 2004).

Os aços de alto desempenho estão disponíveis em grandes variedades, influenciados pela composição química, tratamento térmico e outro fator importante é a tecnologia aplicada no processamento destas ligas.

3.4 FUSÃO DOS AÇOS DE ULTA ALTA RESISTÊNCIA

A fabricação dos aços consiste de várias etapas, dentre estas destacamos o refino do metal, para os aços de ultra-alto desempenho esta fase é fundamental na obtenção de um produto com as características desejadas. A grande maioria dos aços surgiu utilizando o processo de fusão a ar. Com a necessidade de obtenção de produtos com maior qualidade, esses processos evoluíram para técnicas mais avançadas de fusão do metal, para nosso estudo duas técnicas a seguir são mais relevantes: Fusão por indução a vácuo (“Vaccum induction melting” – VIM) e Refusão por arco a vácuo (“Vaccum arc remelting” - VAR).

O processo VIM consiste em fundir o metal utilizando um forno a vácuo com bobinas de indução eletromagnético para produzir aquecimento, o metal fundido é refinado e ajustado a composição química, impurezas são removidas por reações químicas, dissociação, flutuação e volatilização. No processo VAR o forno, também a vácuo, possui eletrodo por onde uma corrente elétrica atravessa gerando um arco elétrico que produz calor suficiente para refundir este mesmo eletrodo. As gotículas de metal desprendem do eletrodo e caem numa lingoteira resfriada a água para subsequente resolidificação, essa solidificação controlada elimina macro segregações e reduz as micro segregações obtendo uma melhor homogeneidade do material.

Campbell (2006) cita a influência do processamento nos aços de alto desempenho, a fase de fusão da liga tem influência significativa em suas propriedades mecânicas, quando submetidos aos processos a vácuo apresentam valores de ductilidade, tenacidade ao impacto superior em aproximadamente 60% aos processados ao ar, mantendo os valores de resistência mecânica bem próxima.

Figura 1: Comparação da fusão em ar e em vácuo do aço 300M
Fonte: Campbel (2006)

Ficam nítidas as diferenças nas propriedades mecânicas quando alterado as condições de processamento em um aço de ultra-alta resistência (Figura 1).

3.5 AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA

Os aços de ultra-alta resistência são extremamente importantes para aplicações na indústria aeronáutica, são utilizados na fabricação de partes como trem de pouso de aeronaves e engrenagens de helicópteros, são frequentemente definidos como aquelas que possuem uma tensão de escoamento de no mínimo 1.380 MPa e dependendo do tratamento térmico aplicado podem exceder 2.000 MPa.

Estes aços quando produzidos com controle rígido de sua composição química, processamento e submetidos tratamentos térmicos geram microestruturas martensítica com grãos e carbonetos finos, possibilitando a obtenção de uma ampla faixa de níveis de resistência à fadiga e tenacidade. As microestruturas destes aços, dependendo do tratamento térmico, podem ser constituídas pela mistura de bainita, ferrita, martensita e austenita retida (BHADESHIA; HONEYCOMBE 2006).

As modificações nas propriedades mecânicas podem ser atribuídas a tempera e revenimento, precipitação de carbonetos ou a endurecimento secundário. Dentre os vários aços de alta resistência mecânica aplicados na indústria aeronáutica, o mais tradicional é 4340 que há muitos anos foi referência no desenvolvimento de novas ligas de aço de alta resistência, uma das primeiras evoluções a partir deste aço foi o 300M. A família de aço 4340 apresentam composição de médio percentual de carbono e baixa quantidade de elementos de liga, são bons aços mas atualmente não atendem a algumas aplicações de projetos. Seguindo a linha de desenvolvimento dos aços de ultra-alta resistência temos a família de aços Maraging, aços com baixíssimo percentual de carbono que apresenta alta resistência mecânica alcançada devido aos precipitados composto por partículas intermetálicas. Nos aços de baixo carbono e alto percentual de liga podemos citar os aços AF1410, que foi desenvolvido no início dos anos 70 para ter alta resistência, excelente tenacidade a fratura e excelente soldabilidade e finalmente a família AerMet. Esta última família AerMet apresenta valores de tenacidade à fadiga duas vezes maior que o 300M e é utilizado atualmente como referência para o mercado de ligas ultra alta resistentes, ele consegue combinar de forma excelente resistência mecânica e tenacidade a fratura. Recentemente foi desenvolvido o Ferrium S53, este aço também apresenta baixo carbono, propriedades mecânicas e aplicações similares ao 300M tendo como diferencial em relação aos demais aços desta categoria, sua excelente capacidade de resistência à corrosão.

Neste trabalho utilizaremos os aços 300M e o AerMet 100 como comparativo para o VART100 devido à similaridade de suas composições químicas e propriedades mecânicas.

3.5.1 AÇO 300M

O aço 300M é um aço de baixo teor de elementos de liga caracterizado pela sua alta resistência. Este produto foi desenvolvido em 1966 para ser empregado em componentes do trem de pouso em aeronaves, partes da fuselagem e vasos de pressão, surgiu a partir de pesquisas realizadas no aço 4340 com a adição de silício (1,6% Si), molibdênio e vanádio aos elementos de liga, obtendo propriedades mecânicas superiores a este último, podendo ser revenidos em temperaturas

superiores ao dos 4340, o que possibilita maior alívio das tensões da tempera. A composição química nominal deste aço é descrito na tabela 1.

Tabela 1: Composição química (% em peso) do aço 300M

Aço	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	V	Cu
300M	0,39	0,0005	0,009	1,78	0,76	0,76	1,69	0,4	0,003	0,08	0,14

Fonte: Abdalla et al. (2007)

Como todos os aços dessa categoria, as propriedades mecânicas são influenciadas pelo tratamento térmico aos quais são submetidos. Conforme a ASM (1990) o tratamento térmico padrão para este aço consiste em elevar a temperatura de austenitização entre 860 a 885°C, tempera em óleo até 70 °C e revenimento de 2 a 4h na temperatura entre 260 a 315°C. Duplo revenimento é recomendado.

Na tabela 2 podemos observar as alterações significativas nas propriedades mecânicas do aço 300M com a variação da temperatura de revenimento.

Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço 300M versus temperatura de revenimento

Temperatura Revenimento (°C)	σ_{esc} (MPa)	$\sigma_{max.}$ (MPa)	AL (%)	RA (%)
93	1930	2340	6	10
205	1655	2140	8	27
315	1690	1990	9,5	34
427	1482	1800	8,5	23

Fonte: Campbell (2006)

Para conhecermos a microestrutura do 300M, inicialmente é importante sabermos o tamanho de grão deste aço. No estudo de Zhang et al. (2011), o aço 300M quando submetido à temperatura de austenitização de 900°C e 1050°C por uma hora, revelou o tamanho de grão aproximadamente de 17 e 88 μm respectivamente, esse tamanho de grão da austenita anterior, cresce com o aumento da temperatura de austenitização ou com o tempo que as amostras permanecem nestas temperaturas (Figura 2).

Figura 2 : Tamanho de grão da austenita anterior do aço 300M, austenitizado a 900°C por 30 minutos

Fonte: Zhang et al. (2011)

Youngblood e Raghavan (1977) investigaram a correlação da microestrutura com as propriedades mecânicas do 300M, para um temperatura de austenitização de 870°C e revenimento a 200°C encontraram uma estrutura martensítica em forma de ripas e placas, presença de austenita retida, partículas não dissolvidas dentro e nos contornos das placas com diâmetros variando entre 100 e 200 nm (Figura 3).

Figura 3: Aço 300M. a) Imagem campo claro mostrando microestrutura martensítica. b) Campo escuro revela a austenita entre as placas e contorno de grão

Fonte: Youngblood e Raghavan (1977)

Segundo Youngblood e Raghavan as partículas não dissolvidas são eliminadas com aumento da temperatura de austenitização, neste caso elevando para 981 °C ocorre a eliminação dessas partículas, obtendo melhora nas propriedades mecânicas.

Ainda na pesquisa de Tomita e Okawa (2003), o 300M foi revenido na temperatura de 300°C com microestrutura totalmente martensítica com volume máximo de 2% de austenita retida. Na micrografia do 300M observou-se microvazios característico de fratura do tipo transgranular.

Figura 4: Aço 300M revenido a 300°C. Fractografia após ensaio de Charpy.
Fonte: Tomita e Okawa (2003)

3.5.2 AÇO AERMET

A família de aços AerMet é um produto de ultra alta resistência desenvolvido pela Carpenter Technology Corporation no início dos anos 90 para indústria aeronáutica objetivando uma melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade. Este aço alcança níveis de resistência mecânica semelhante ao 300M, mantendo tenacidade e soldabilidade levemente inferior ao AF1410. Nesta família o primeiro aço desenvolvido foi o AerMet100 com limite de resistência mecânica de 1.960 MPa seguido pelo AerMet 310 com 2.137 MPa e o AerMet 340 com 2.379 MPa, ambos superiores ao AerMet 100, porém quanto a tenacidade ao impacto o

AerMet 100 apresenta a melhor energia absorvida, 40 J contra 27 J e 15 J, respectivamente para o AerMet 310 e AerMet 340.

A família AerMet apresenta composição química diferenciada entre eles, abaixo relacionamos os principais elementos químicos presentes nestas ligas (tabela 3).

Tabela 3: Composição química nominal do aço da família AerMet

Liga (%)	AerMet100	AerMet310	AerMet340
Carbono	0,23	0,25	0,33
Níquel	11,1	11	12
Cobalto	13,4	15	15,6
Cromo	3	2,4	2,25
Molibdênio	1,2	1,4	1,85
Ferro	Balanço	Balanço	Balanço

Fonte: Carpenter Technology Corporation (2007)

Dentre os aços da família AerMet, a melhor combinação de resistência mecânica com tenacidade e similaridade de composição química com o VART100 é AerMet100, desta forma iremos utiliza-lo como comparativo neste estudo.

Apesar do fabricante do AerMet100 não divulgar em sua composição, Graves (1994) identificou traços de elementos terra raras na composição deste aço, o principal objetivo seria obtenção de componentes associados a S e P , estes últimos em concentração acima de 100PPM tem efeito de deteriorar a coesão nos contorno de grão. Segundo Graves, o Cério e o Lantânio foram escolhidos para retirar esses elementos impuros da liga por necessitarem de baixa energia livre. Sato (2002) confirmou a presença de terras raras em suas amostras.

Na tabela 4 temos a composição detalhada de três amostra do AerMet100 (SATO, 2002).

Tabela 4: Composição química do aço AerMet100

Amostra		1	2	3	Nominal (*)
Principais elementos (% Peso)	C	0,22	0,22	0,23	0,21- 0,25
	Mo	1,22	1,18	1,19	1,10 - 1,30
	Cr	3	2,93	3,07	2,90 - 3,30
	Ni	11,31	11,08	11,14	11,0- 12,0
	Co	13,58	13,48	13,16	13,0 - 14,0
	Fe	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.
Traço de elementos (ppm)	Al	20	30	40	<150
	Ti	120	100	140	<150
	P	30	30	30	80
	S	5	4	8	50
	O	3	12	6	20
	Ce	8	72	20	-
	La	4	22	4	-
	Nd	8	20	3	-
	Pr	<10	<10	<10	-

Fonte: Sato (2002); (*) AMS6532E (2011)

Na tabela 5 temos as principais propriedades mecânicas do Aermet100, onde o material foi aquecido a 885 °C por 1h, resfriado ao ar, seguido por tratamento sub-zero a -73 °C por 1h e revenimento a 482 °C por 5 h.

Tabela 5: Propriedades mecânicas do aço AerMet100.

Orientação	σ_{esc} (MPa)	$\sigma_{max.}$ (MPa)	AL (%)	RA (%)	Charpy V- Notch (J)
Longitudinal	1724	1965	14	65	41
Transversal	1724	1965	13	55	34

Fonte: Novotny, Wert, Stravinskas (2007)

A SAE-AMS-6532(2011) especifica que na etapa de fusão, durante o processo de fabricação do AerMet100, deve ser utilizado as técnicas VIM seguido por VAR, comenta também o tratamento térmico ideal para este aço. Inicialmente ele deve ser normalização a 899°C ± 14 por 60 min. ± 15 e resfriado ao ar, aplicado superenvelhecimento a 677°C ± 14 por 16 h no mínimo e resfriamento ao ar, austenitização a 885°C ± 14 por 60 min $+15/-0$ min, tempera reduzindo temperatura

para 204°C por 1h depois 66°C por 2h, seguido de resfriamento em ar até temperatura ambiente. Logo após no intervalo máximo de 8h, deve ser realizado o tratamento sub-resfriamento onde o material é resfriado a $-73^{\circ}\text{C} \pm 8$ por no mínimo 1h e aquecido ao ar até temperatura ambiente. Após sub-resfriamento, é aplicado o revenimento que consistem em aquecer o material a $482^{\circ}\text{C} \pm 6$ ou $468^{\circ}\text{C} \pm 5$ no intervalo entre 5 à 8h, seguido de resfriamento a temperatura ambiente.

Conforme citado anteriormente, as condições de tratamento térmico tem influência significativa nas propriedades mecânicas do aço. Segundo o estudo de Ayer e Machmeier (1993), ver figura 5, o tratamento térmico ideal para o AerMet100 consiste no processamento utilizando métodos de fusão VIM/VAR, posteriormente austenitizados a 843°C por 1h, têmpera com resfriamento em óleo até temperatura ambiente, imediatamente transferidas para banho criogênico a $-73,3^{\circ}\text{C}$ por 1h e aquecimento ao ar, finalizando com revenimento por 5 h a 468°C , obtendo nesta temperatura pico de valores das tensões máxima e de escoamento ou a 482°C com pico de tenacidade.

Figura 5: Influência da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do aço Aermet100
Fonte: Ayer e Machmeier (1993)

Conforme comentamos anteriormente, uma das principais aplicações dos aços ultra alta resistentes é a construção de trens de pouso para aeronaves, estes são submetidos a cargas cíclicas no momento da aterrissagem e decolagem, exigindo aços com excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade ao impacto. Para melhor compreensão das características destes aços que abordaremos neste

estudo faremos uma breve revisão sobre vida em fadiga, ensaio de impacto e os conceitos sobre mecanismos de fratura.

Sato (2002) identificou no AerMet 100 uma microestrutura martensítica, caracterizada por seu embaralhamento no formato de ripas, presença de austenita retida ou revertida nos contornos destas, ausência de cementita e endurecimento secundário (Figura 6).

Figura 6: Microscopia do aço AerMet100.
Fonte: Sato (2002)

Sato (2002) utilizou o MET para identificar os grãos austeníticos e seus contornos, as dimensões dos grãos variam de 5 a 15 μm (Figura 7).

Figura 7: Grãos austeníticos do aço AerMet100
Fonte: Sato (2002)

Maki et al (2006) investigou a morfologia da martensita em aços Fe-Ni-Co e identificou que para temperaturas M_s maiores que 127°C , ela se apresenta em forma de ripas.

Ayer e Machmeier (1993) identificou as características da estrutura do AerMet100 como sendo placas de martensita com maclas (30%) e sem maclas (Figura 8). Na temperatura de revenimento 427°C a tenacidade é reduzida a um mínimo e a microestrutura consistiu de plaquetas de cementita (Widmanstätten) nos contornos da martensita e a rápida queda tenacidade pode ser atribuída a uma fratura bifurcada do modo II onde os carbonetos grosseiros fornecem um caminho fácil na martensita e nos contornos de grão da austenita anterior. Este modo de fratura tem sido interpretado como uma combinação de fratura transgranular (clivagem verdadeira ao longo dos planos de escorregamento da martensita $\{1\ 1\ 0\}$ e decoesão intergranular ao longo dos contornos da martensita. Eles também detectaram a presença de filmes de austenita revertida nesses contornos após revenimento a 482°C . Estes filmes finos de austenita possuem espessura aproximada de 3 nm (Figura 9).

Machmeier (1979) afirma que a martensita maclada se forma durante o resfriamento, degradando a tenacidade do aço, uma forma de minimizá-la é elevando a temperatura M_s durante o resfriamento.

Figura 8: Imagem do campo claro do AerMet 100 temperado e tratado com criogenia, identificando as placas de martensita com e sem maclas

Fonte: Ayer e Machmeier (1993)

Figura 9: Aço Aermet100. Austenita formada durante revenimento a 482°C: (a,b) Imagem campo claro mostrando a austenita, (c) Imagem campo escuro mostra contraste da austenita
Fonte: Ayer e Machmeier (1993)

Um dos fatores fundamentais no aumento da resistência mecânica são os precipitados ou carbonetos presentes na matriz, Sato (2002) observou-se dois tamanhos destes precipitados, os maiores com 50 a 300 nm de diâmetro com presença de alto teor de Cr e os menores de 5 a 30 nm, estes últimos não foi possível detectar sua composição química devido seu tamanho reduzido, estes resultados estão coerentes com Ayer e Machmeier (1993) que já haviam pesquisado esses precipitados, identificaram com sendo partículas finas, cujos maiores com diâmetro 20 à 100 nm são carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ formado por $(Cr, Mo, Fe)_{23}C_6$ e os menores com 5 a 12 nm, carbonetos tipo MC formado por $(Cr, Ti, Mo, Fe)C$. Eles

observaram que aumentando a temperatura de revenimento esses precipitados tendem a formar agulhas na matriz, aumentam de tamanho e aumento da fração de austenita retida (figura 10).

(a)

(b)

Figura 10: Influência da temperatura de revenimento em: a) comprimento e diâmetro dos carbonetos M_2C , b) Volume de austenita retida

Fonte: Ayer e Machmeier (1993)

Para Ayer e Machmeier a resistência do AerMet100 é derivada da alta densidade de discordância e dos precipitados finos, para elevada tenacidade eles atribuem a ausência de inclusões grosseiras, a pureza do aço e a forma esférica dos carbonetos.

Handerhan e Garrison (1988) investigaram o efeito dos elementos terras raras, em especial o lantânio no aço ultra-alta resistência AF1410, aço com características similares ao AerMet100, eles observaram que a adição desse elemento (0,008%) altera o tipo de inclusão, o espaçamento destes e melhora a ligação entre inclusão e matriz melhorando a tenacidade à fratura em até 58%.

Graves (1994) realizou ensaios de fratura e analisou suas superfícies e composição, identificou nas partículas a presença de Cério e Lantânio, apesar do fabricante não publicar todos os detalhes do processamento, ele acredita que esse elemento seja inserido durante o VIM.

Além dos precipitados, Sato (2002) confirmou a presença destas partículas primárias na microestrutura do AerMet100, possuem diâmetros variando de 0,5 a 2 μm (figura 11).

Figura 11 Partículas primárias identificadas no AerMet100
Fonte: Sato (2002)

Na análise destas partículas Sato identificou a presença de sulfatos e fosfatos de metais terras raras (Ce, La e Nd).

Na figura 5, para temperaturas de revenimento de 427°C, o AerMet100 apresenta um valor baixo de tenacidade, Ayer e Machmeier (1993) identificaram a fratura como sendo uma combinação de transgranular com intergranular, para temperatura 454°C ocorreu um discreto aumento na tenacidade e sua fratura se apresenta com coalescência de microvazios. O revenimento nas temperaturas de 468 a 482°C resultou em um elevado aumento da tenacidade, resultante da ausência de partículas de cementita, formação de um filme fino de austenita reversa nos contornos das ripas de martensita e precipitação uniforme de carbonetos M_2C .

Figura 12: Comportamento à fratura da ponta da trinca, em corpos de prova de K_{IC} como função da temperatura de revenido a) 427 °C ruptura intergranular e quase-clivagem, b) 454 °C quase-clivagem e coalescência de microvazios, c) 482 °C alta deformação plástica cisalhante

Fonte: Ayer e Machmeier (1993)

Conforme mencionado por Ayer e Machmeier (1993), hoje em dia é bem aceita a afirmação feita por Olson (1990), de que estes aços tem sua tenacidade potencializada somente se um filme fino de austenita é formado na martensita e que este seja resistente a transformações durante tensões e deformações impostas externamente. A SAE AMS 6532 (2011), especifica o valor de tenacidade (K_{IC}) mínimo igual a $110\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ e $88\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para temperaturas de revenimento iguais a 482°C e 468°C respectivamente.

O AerMet 100 pode ter suas propriedades mecânicas melhoradas com tratamentos térmicos adequados. Wang et al. (2005) investigaram formas para

aprimorar as propriedades mecânicas deste aço, pesquisaram a influência do duplo revenimento na microestrutura e propriedades mecânicas deste, os resultados obtidos foram comparados com revenimento padrão, observou que após o duplo revenimento um aumento de 35% na propriedade fadiga S-N e aumento de 23% na tenacidade a fratura deste aço, acompanhado do aumento de 81% da austenita revertida.

3.6 ENSAIO DE IMPACTO

Os testes de impacto são utilizados com forma de determinar a resistência dos materiais a fraturas catastróficas, ou seja, determinar a capacidade do material de absorver energia até a sua fratura. Estes testes podem ser realizados de forma rápida, sem a necessidade de grandes investimentos. Dentre os testes mais comuns temos o Charpy com entalhe em V (CVN) e Izod, este último é mais utilizado para os polímeros. Neste trabalho utilizamos o teste de Charpy com entalhe em V, que é o mais utilizado na caracterização de materiais metálicos.

O ensaio de Charpy com entalhe (CVN) tem sido utilizado extensivamente em ensaios mecânicos metálicos, onde correlações com mecânica da fratura têm sido feito, sendo possível determinar valores de tenacidade que assegura a transição elástica e plástica ou plástica para uma fratura relacionadas as temperaturas de operação. O efeito do entalhe é uma combinação de tensões multi axiais associadas com restrições à deformação em direções perpendiculares a tensão principal e a tensão concentrada na base do entalhe.

Os materiais que apresentam baixa absorção de energia, geralmente tendem a um comportamento frágil, baixa ductilidade e baixa tenacidade, apresenta uma superfície de fratura sem grandes deformações, conhecido como fratura frágil, quando os mesmos materiais são submetidos a diferentes temperaturas eles demonstram variações na absorção da energia de impacto, influenciado pela composição química da liga. As curvas de impacto geralmente apresentam regiões onde os materiais aumentam rapidamente a absorção de energia, progredindo de baixa para alta absorção, essa região é conhecido como temperatura de transição. Os materiais com alta capacidade de absorver energia de impacto são os dúcteis, apresenta uma superfície de fratura com grandes deformações que são conhecidas

como fratura dúctil. O ensaio de impacto é normatizado pela ASTM E23, na figura 13, podemos observar as dimensões e características dos corpos de prova (CP). Para CP utilizados em ensaio Charpy, eles devem ter tolerância dimensional de ± 1 mm para $L/2$, $+0$ a $-2,5$ mm para L , $\pm 0,025$ mm para R , $\pm 0,075$ mm para largura-altura, acabamento superficial de $2\mu\text{m}$ na superfície do entalhe e na face oposta, $4\mu\text{m}$ nas demais (ASTM, 2007). Neste trabalho utilizaremos CP do tipo “A”.

Figura 13: Corpos de prova para ensaio Charpy
Fonte: ASTM (2007)

Segundo a ASTM E23 (2007) a retirada dos CPs em seções cilíndricas deve adotar o código de orientação do plano de trinca, a primeira letra representa a direção de retirada da amostra e a segunda indica a direção de propagação da trinca conforme figura 14.

Figura 14: Retirada dos corpos de prova para ensaio Charpy
Fonte: ASTM (2007)

Além de entendermos a energia absorvida durante ensaio de impacto, é fundamental o conhecimento do comportamento e características da fratura dos corpos de prova rompidos após os ensaios.

3.6.1 IMPACTO 300M

Quanto à tenacidade ao impacto deste aço, a ASM (1990), Tomita e Okawa (1993) e Kannan (2011) obtiveram o valor de energia absorvido CVN para várias temperaturas de ensaio (tabela 6).

Tabela 6: Energia de impacto CVN versus temperatura de ensaio para aço 300M

Energia (J)	Temperatura de Ensaio (°C)				
	-73	-55	-46	0	21
ASM (1990)	24		26		30
Tomita (1993)					30
Manigandan (2011)		23		31	32

Podemos observar que a energia absorvida na temperatura ambiente é similar para nos três trabalhos.

Tomita e Okawa (1993) utilizaram alguns tratamentos térmicos para este aço, dentre eles a condição convencional de tempera e revenimento (CQT) que consiste em austenitização a 900 °C e revenimento a 300°C, para ensaio realizado na temperatura de 24°C, obtiveram valor máximo de energia absorvida igual 21J nesta condição (Figura 15). Aumentando o tempo de revenimento obtiveram resultado máximo igual 30J, mas as outras propriedades foram afetadas negativamente.

Figura 15: Efeito do tempo de transformação na energia de impacto Charpy, aço 300M. Tempo de CQT (Convencional tempera e revenimento). Temperatura revenimento 320 °C

Fonte: Tomita e Okawa (1993)

Tomita (1995) identificou a temperatura de transição dúctil-frágil para várias condições de tratamento térmico do 300M, dentre estes destacamos a condição convencional de tempera e revenimento (CQT), ele observou que a temperatura de transição dúctil-frágil acontece a -17 °C.

3.6.2 IMPACTO AERMET100

Na condição de tratamento térmico definido pelo fabricante no item 2.5.2, ensaios, identificamos estudos sobre o comportamento da energia de impacto absorvida em função de diferentes temperaturas de revenimento.

Figura 16: Efeito da temperatura de revenimento versus energia de impacto CVN AerMet100

Fonte: Cartech (2011)

Abaixo temos o comportamento do AerMet100 quanto a energia absorvia versus temperatura de teste, podemos observar que a energia absorvida é representada por uma linha reta variando de 20 à 75J, (Figura 16).

Figura 17: Ensaio de impacto de Charpy (CVN) na direção X-Z versus temperatura de ensaio AerMet100.

Fonte: Cartech (2011)

O gráfico traçado é uma reta onde a transição dúctil-frágil não está bem definida, característicos desses aços ultra-alta resistencia.

Novotny (1992), Sato (2002) e Kannan (2011) realizaram ensaios de Charpy CVN no AerMet100 com CPs submetido as mesmas condições tratamento térmico do fabricante, para melhor visualização montamos uma tabela com resultados obtidos por eles (Tabela 7).

Tabela 7: Ensaio de impacto de Charpy CVN versus temperatura de ensaio para AerMet100

Energia (J)	Temperatura de Ensaio (°C)					
	-197	-180	-55	-54	0	25
Novotny (1992)				40,7		54,9
Sato (2002)	26,8			49,4		54,2
Manigandan (2011)		19	30		53	56

Para temperatura de ensaio de -54 e 25°C os dados obtidos são similares nos três estudos.

3.7 FADIGA S-N

Segundo o estudo de Bannantine, Comer e Handrock (1990), a fadiga dos metais é um processo que pode causar falha prematura ou danos em componentes sujeitos a esforços repetidos. Para Dowling (2007), componentes de máquinas, veículos e estruturas são submetidos a esforços repetitivos em seu uso, resultando em um ciclo de tensão que pode levar a falha do material e a defeitos microscópicos. Estes defeitos podem ainda ser acumulados com a continuidade dos ciclos de tensão até ocasionar uma trinca ou falha. Este processo é chamado de fadiga, que pode ser classificado em três abordagens principais para análise destas falhas por fadiga. São elas: tensão-vida, deformação-vida e fratura mecânica. No presente trabalho limitaremos a estudar o primeiro método, tensão-vida (S-N).

Este método é amplamente utilizado em projetos onde a tensão aplicada considerada é a tensão no regime elástico dos materiais, o que leva a vidas longas (DOWLING, 2007). Uma das principais desvantagens de se utilizar este método é o fato de não considerar a deformação plástica dos materiais, o que pode ser crítico caso tenhamos uma trinca de fadiga iniciada. Segundo o estudo de Bannantine, Comer e Handrock (1990), esta aproximação para as curvas S-N é válida somente se a deformação plástica for pequena.

O gráfico S-N ou curva de Wöhler são apresentados por meio de um gráfico de tensão de amplitude (S_a) em função do número de ciclos até a fratura (N_f), normalmente em escala logarítmica.

As curvas S-N são amplamente utilizadas para determinar o limite de resistência à fadiga dos materiais. Para obtenção das curvas o ensaio mais comum é o de fadiga à flexão rotativa, onde as amostras devem ser polidas na direção axial para evitar estrias circunferências e posteriormente submetidas à flexão por intermédio da colocação de pesos. O teste mais comum é o R.R. Moore, adotado neste trabalho, que consiste de um momento fletor que varia linearmente com a distância dos pesos. Com a flexão rotativa, qualquer ponto sobre da amostra é submetida a uma tensão senoidal à medida que gira, tendo no lado superior uma tensão e no lado inferior uma compressão, completando um ciclo cada vez que a amostra gira 360 °.

Neste tipos de testes, temos o valor de $\sigma_m = 0$ devido a variação da distância do eixo axial neutro a um ponto na superfície ser praticamente zero (DOWLING, 2007).

O momento de flexão é calculado pela equação abaixo.

$$M = \frac{W \cdot L}{2} \quad (\text{eq. 1})$$

Onde, W é a carga aplicada e L é a distancia do momento (Distancia da extremidade do suporte até o ponto de carregamento).

A tensão de flexão é dada pela seguinte expressão:

$$S = \frac{M \cdot y}{I} \quad (\text{eq. 2})$$

Onde, I é o momento de inércia. Para seções circulares temos:

$$I = \frac{\pi d^4}{64} \quad (\text{eq. 3})$$

Considerando $y = d/2$ (fibra externa) na superfície do corpo de prova, fazendo as substituições obteremos a tensão de flexão:

$$S = \frac{\frac{WL}{2} \cdot \frac{d}{2}}{\frac{\pi d^4}{64}} \quad (\text{eq. 4})$$

$$S = \frac{16 WL}{\pi d^3}$$

As curvas de S-N são utilizadas para várias classes de materiais, onde as amostras utilizadas nos testes de fadiga podem ser com ou sem entalhe, permitindo avaliar o material com a utilização de geometrias mais próximas da realidade. Neste processo, as amostras podem ainda ser afetadas por vários fatores que reduzem o limite de fadiga, tais como tipo da carga aplicada, o tamanho da amostra, o acabamento final da superfície, temperatura e corrosão.

O gráfico S-N ou curva de Wöhler são apresentados através de um gráfico de tensão aplicada (S) em função do número de ciclos até a fratura (N_f), normalmente em escala logarítmica (Figura 18).

Figura 18 - Tensão de amplitude versus vida (S-N), curvas do ensaio de fadiga rotativa sem entalhe de uma liga de alumínio. A escala de tensão é linear nos dois casos, (a) o número de ciclos é linear, (b) número de ciclos é logarítmica

Fonte: Dowling (2007)

Muitos dos aços e alguns materiais apresentam uma tensão limite de fadiga (S_e) que significa em tensões abaixo dela o material tem uma probabilidade muito pequena de romper, independentemente do número de ciclos. Este fenômeno é chamado de limite de fadiga onde os CPs não fraturam (“run out”). Para materiais de engenharia, esta vida corresponde a uma faixa de 10^6 a 10^7 ciclos (Figura 19).

Figura 19 - Curva de fadiga rotativa S-N para amostra sem entalhe com diferentes limites de fadiga

Fonte: Dowling (2007)

Na figura abaixo, podemos observar o comportamento da variação da tensão em relação ao tempo e algumas definições como tensão média, amplitude de tensão, tensão máxima e mínima. Observe ainda que as cargas positivas indicam tensão trativa e as negativas, carga compressiva (Figura 20).

Figura 20 - Variação da tensão em função do tempo, ciclo repetido mostrando as variáveis tensão máxima (σ_{max}), mínima (σ_{min}) e média (σ_m), amplitude (σ_a), faixa de tensão (σ_r)

Fonte: Callister (2007)

Podemos expressar matematicamente às definições anteriores:

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad \text{Intervalo de tensão} \quad (\text{eq.5})$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad \text{Amplitude de tensão} \quad (\text{eq. 6})$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad \text{Tensão média} \quad (\text{eq. 7})$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad \text{Razão de tensões} \quad (\text{eq. 8})$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad \text{Razão de amplitude} \quad (\text{eq. 9})$$

Os valores de R e A corresponde a algumas situações de cargas:

Tensão totalmente reversa: $R = -1$ $A = \infty$

Tensão máxima: $R = 0$ $A = 1$

Tensão mínima: $R = \infty$ $A = -1$

Neste trabalho a tensão aplicada para obtenção curva S-N é totalmente reversa.

Nas curvas S-N em que o material está submetido a tensões elevadas, o número de ciclos para alcançar a falha é curto, diferentes níveis de tensão são utilizados para obter essa curva, a tensão média pode ser zero, no caso de totalmente reversível ou diferente de zero. No nosso caso o ensaio de fadiga rotativa totalmente reversível, a tensão média será zero.

Quando os dados obtidos da curva S-N se aproximar de uma linha reta, podemos utilizar algumas equações para ajustar e obter a representação matemática da curva

$$\sigma_a = C + D \cdot \text{Log } N_f \quad (\text{eq. 10})$$

Onde σ_a é a amplitude de tensão, N_f é o número de ciclos até a falha, C e D são constantes do material. Os dados que se aproximam de uma linha reta no gráfico log-log corresponde a equação:

$$\sigma_a = A \cdot N_f^B \quad (\text{eq. 11})$$

Ou podemos utilizar a equação a seguir:

$$\sigma_a = \sigma_f' \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (\text{eq. 12})$$

Onde σ_f' é aproximadamente igual a tensão de fratura no teste.

As duas equações podem ser relacionadas pelas constantes da seguinte forma:

$$A = 2^b \cdot \sigma_f' \quad \text{e} \quad B = b \quad (\text{eq. 13})$$

3.7.1 FATORES MODIFICADORES DAS CURVAS S-N

Há anos, o foco da maioria dos testes de fadiga, foi obter uma compreensão empírica dos efeitos destes vários fatores sobre as curvas S-N. Dentre essas variáveis destacamos:

1. Efeito do tamanho
2. Efeito do tipo de carregamento
3. Acabamento superficial
4. Tratamento de superfície
5. Efeito da temperatura
6. Efeito do meio ambiente
7. Efeito da tensão média
8. Influência do tamanho das partículas não metálicas

O resultado destes testes quantificou as modificações dos fatores aplicados na obtenção das curvas S-N

$$S_e = S'_e \cdot C_{tam.} \cdot C_{carga} \cdot C_{acab.} \dots \quad (\text{eq.14})$$

Onde:

S'_e é a tensão de limite de fadiga de um corpo de prova padronizado.

S_e é a tensão de limite de fadiga de um corpo de prova real corrigida pelos fatores modificadores C.

Estes fatores tendem a ser menores para vidas curtas do material. É importante ressaltar que estes fatores são modelos empíricos e podem dar uma visão limitada deste processo, portanto, devemos ter muita cautela quando extrapolamos os valores em qualquer aplicação (BANNANTINE; COMER; HANDROCK,1990).

3.7.1.1 EFEITO DO TAMANHO

O efeito do tamanho está relacionado com a probabilidade de enfraquecer o material devido ao aumento do volume. Observa-se que fica evidente as alterações do limite de resistência a fadiga, variando o diâmetro do material (Tabela 8).

Tabela 8 : Influência do tamanho no limite de resistência a fadiga

Diâmetro (in)	Limite de Resistência a Fadiga (ksi)
0,3	33
1,5	27,6
6,75	17,3

Fonte: Faupel e Fisher (1981)

Segundo o estudo de Bannantine, Comer e Handrock (1990) os resultados de testes mostram o efeito de tamanho menos acentuado para a carga axial do que para a flexão ou torção, pelo fato de não existir gradiente de tensão.

Para o fator de correção do efeito do tamanho, podemos utilizar:

$$C_{tamanho} = \begin{cases} 1,0 & \text{se } d \leq 8 \text{ mm} \\ 1,189d^{-0,097} & \text{se } 8\text{mm} \leq d \leq 250 \text{ mm} \end{cases} \quad (\text{eq. 15})$$

Onde d é o diâmetro do componente.

3.7.1.2 EFEITO DO TIPO DE CARREGAMENTO

O tipo de carregamento no qual estão submetido os materiais, tensões de tração, compressão, torção ou flexão, modifica o limite de resistência a fadiga. Comparando o limite de resistência a fadiga de materiais submetidos a cargas axiais e de torção em função do limite de resistência por flexão rotativa, temos: (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990)

$$S_e (\text{axial}) \approx 0,70 S_e (\text{flexão rotativa}) \quad (\text{eq.16})$$

$$\tau_e (\text{torção}) \approx 0,577 S_e (\text{flexão rotativa}) \quad (\text{eq.17})$$

Abaixo temos curvas S-N obtidas com corpos de prova ensaiadas sob carregamento de flexão-rotação comparado com cargas axiais (Figura 21) (ZAHAVI, 1996).

Figura 21 : Corpos de prova submetidos a ensaios de fadiga S-N

Fonte: Zahavi (1996)

Comparando os dois métodos de ensaio para determinar as curvas tensão versus ciclo até a falha, a figura 21 revela que podemos estimar para um mesmo número de ciclos, o nível de tensão de fratura para o método flexo-rotativo é aproximadamente 30% superior ao método axial.

3.7.1.3 ACABAMENTO SUPERFICIAL

Efeitos como riscos, pites e marcas de usinagem adicionados aos fatores concentradores de tensão reduzem a vida em fadiga. O fator de correção para uma superfície pode ser observado abaixo (Figura 22).

Figura 22 : Efeito de várias superfícies no limite de fadiga dos aços
Fonte: Juvinall (1967)

As rugosidades da superfície é outro fator que deve ser considerado como redutor do limite de resistência, a figura 23 demonstra essa relação.

Figura 23 : Efeito do fator em função da rugosidade da superfície e a tensão máxima de um aço
Fonte: Johnson (1973)

3.7.1.4 TRATAMENTO SUPERFÍCIE

Os tratamentos de superfície galvanoplastia, térmicos e mecânicos afetam na vida em fadiga devido à indução tensões residuais na superfície. Essas tensões residuais quando compressivas são benéficas, sendo as tratativas prejudiciais. Estas tensões residuais não são permanentes, elas podem desaparecer devido ao relaxamento das tensões devido as altas temperaturas e sobrecargas.

Processo de Galvanoplastia como deposição de cromo ou níquel em um aço pode causar redução do limite de fadiga superior a 60%. Figura 24 demonstra o efeito da deposição de cromo na vida para acontece a falha.

Figura 24: Efeito da deposição de cromo na curva S-N do aço 4140

Fonte: Osgood (1982)

Na figura 25, temos o efeito da galvanoplastia demonstrada pela deposição de níquel em um aço comum.

Figura 25: Efeito da deposição de níquel na curva S-N um aço

Fonte: Almen e Black (1963)

3.7.1.5 EFEITO DA TEMPERATURA

Operações de laminação e forjamento a quente causam descarbonetação reduzindo a resistência do material e adicionando tensões residuais trativas na superfície.

Figura 26: Efeito do forjamento no limite de fadiga dos aços

Fonte: Forest (1962)

3.7.1.6 EFEITO DO MEIO AMBIENTE

Ambientes corrosivos favorecem a redução da vida útil dos materiais. A interação entre fadiga e corrosão é conhecida por meio da expressão corrosão-fadiga. Em um ambiente corrosivo, o ataque a superfície do metal produz um filme óxido. Este filme poderia ser utilizado como uma camada protetora para prevenir mais corrosão no metal, no entanto, cargas cíclicas causam trincas localizadas nesta camada, expondo a superfície do metal a ambientes corrosivos e a formação de pites, o que pode causar concentradores de tensão.

O efeito do meio ambiente nas curvas S-N, é apresentado abaixo (Figura27).

Figura 27: Efeito de vários ambientes nas curvas S-N de um aço

Fonte: Stephens e Fuchs (1980)

3.7.1.7 EFEITO DA TENSÃO MÉDIA

A tensão média (σ_m) modifica o limite de resistência a fadiga de um material em relação à nula (σ_m). Uma tensão média diferente de zero positiva (trativa) modifica a resistência a fadiga do material. Isto reduz de forma significativa a resistência à fadiga de um material, caso contrário quando um componente é submetido a uma tensão diferente de zero negativa (compressiva), a resistência à fadiga é aumentada.

Com o objetivo de avaliar o efeito causado pela tensão média, constroem-se diagramas onde os componentes de tensão média, tensão alternada e resistência a fadiga estejam correlacionados. A figura abaixo mostra o comportamento da vida em fadiga para uma quantidade de ciclos (10^5), variando os valores da tensão média (Figura 28).

Figura 28: Efeito da tensão média na vida em fadiga dos materiais

Fonte: Souza (2011)

O estudo de Souza (2011) investigou o efeito da tensão média na vida em fadiga em um determinado aço (Figura 29). Este estudo variou a razão de carregamento (R) e a tensão de amplitude. O resultado mais significativo de vida em fadiga foi do obtido para razões de carregamento totalmente reversível.

Figura 29: Curvas S-N versus tensão média para o aço

Fonte: Souza (2011)

3.7.1.8 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DAS PARTICULAS NÃO METÁLICAS NA FADIGA DOS AÇOS

Segundo Yang et. al. (2006) o tamanho, quantidade e a distribuição das inclusões são controladas pela pureza do aço, com avançadas tecnologias metalúrgicas é possível reduzir a quantidade destes elementos prejudiciais ao aço. Percentuais menores que 10 ppm de O e S podem reduzir acentuadamente o tamanho destas partículas, abaixo de 1µm de diâmetro, embora para se obter essas condições os custos de produção são elevados. O diâmetro crítico da inclusão pode ser calculado, Yang et al (2006) classificaram de três formas a localização da inclusão nos CPs de aço, submetidos a ensaio de fadiga (figura 30).

Figura 30: Três tipos de localização de inclusão em CPs de fadiga

Fonte: Yang et. al. (2006)

Para aços, onde é aplicada uma razão de tensão igual -1, a resistência de fadiga σ_w (MPa) pode ser determinada quando temos inclusões não metálicas pela equação 18.

$$\sigma_w = \frac{C (H_V + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (\text{eq. 18})$$

Onde: H_V (Kgf/mm²) é dureza Vickers da matriz do aço, $\sqrt{area}$ (µm) raiz quadrada de área projetada da partícula e C é uma constante que depende a localização da inclusão: superfície, sub-superfície e interior é igual a 1,43, 1,14 e 1,56 respectivamente.

3.7.2 COMPORTAMENTO À FADIGA DO AÇO 300M

Para compreendermos o comportamento deste aço quando submetido a cargas cíclicas de tensão, é fundamental analisarmos suas curvas de fadiga S-N. No MIL-HDBK-5J (2003), a partir dos resultados obtidos com as amostras ensaiadas foi traçado as curvas S-N para vários níveis de razão de carregamento, nestes ensaios foram aplicadas cargas axiais em amostras sem entalhe ($K_t = 1$). No gráfico abaixo destacamos a curva com valor de razão de carregamento igual a -1 (totalmente reversa) por se assemelhar mais com que utilizaremos nesta pesquisa (Figura 31).

Figura 31: Curvas de fadiga S-N para o aço 300M sem entalhe, $\sigma_u = 1930$ MPa

Fonte: MIL-HDBK-5J (2003)

Observando a curva da figura 31 é possível determinar uma tensão limite de fadiga de aproximadamente de 690 MPa.

Conforme a ASM (1990), ensaios de fadiga rotativa foram realizados em CPs polidos, sem concentrador de tensão e ensaiados ao ar. A partir dos dados obtidos, foi traçado a curva S-N (Figura 32).

Figura 32: Curvas de fadiga rotativa S-N para o aço 300M sem concentradores de tensão, $\sigma_u = 2000$ MPa, $R = -1$
Fonte: ASM (1990)

Segundo a ASM (1990) os resultados de limite de fadiga rotativa S-N obtidos nos ensaios foram 800 MPa e 585 MPa para amostras retiradas da direção longitudinal e transversal respectivamente.

3.7.3 COMPORTAMENTO A FADIGA DO AÇO AERMET100

O comportamento a fadiga do AerMet100 foi estudado por Kannan (2013), ele realizou testes de fadiga com aplicação axial da carga, em temperatura ambiente, variando a tensão de amplitude e a tensão de carregamento entre totalmente reversa $R = -1$ (tensão-compressão) e $R = 0,1$ (tensão-tensão).

Figura 33: Curvas vida em fadiga S-N com tensão de amplitude axial, variando a razão de carregamento para o AerMet 100. $\sigma_u = 1993$ MPa

Fonte: Kannan (2013)

Na figura 33 podemos observar que o limite de fadiga para o AerMet100, testado com carga axial é aproximadamente 720MPa. Com base nas informações sobre tipos de carregamentos (3.7.1.2), podemos estimar que o limite de fadiga para um tensão de flexão, característico dos ensaio de fadiga rotativa, seria aproximadamente 936MPa. Esse valor está coerente com Novotny, Wert e Stravinskas (2007) que realizou ensaios de vida em fadiga rotativa para o AerMet100, encontrou valor de tensão para limite de fadiga (“run out”) de 950 MPa e limite de resistência 1978 MPa.

3.8 MECANISMOS DE FRATURA NOS METAIS

Grande parte desta revisão foi baseada em Anderson (1995).

Para compreendermos o comportamento das fraturas nos metais, é importante conhecer os mecanismos que contribuem para este tipo de evento ocorrer, os mais comuns são a fratura dúctil, clivagem e fratura intergranular (Figura 34).

Figura 34: Micro mecanismos da fratura nos metais. a) Dúctil, b) Clivagem, c) Intergranular

Fonte: Anderson (1995)

3.8.1 FRATURA DÚCTIL

A falha neste tipo de fratura inicia com a fase de nucleação, à presença de deformações plásticas deformam os vazios que se formam em torno das inclusões. Estes vazios que inicialmente tinha aspecto cilíndricos, tende a mudar sua forma para elíptica, aumentando seu tamanho, neste momento temos a fase de crescimento. As ligações entre partículas e matriz são quebradas pelas tensões aplicadas e esses vazios coalescem com seus vizinhos adjacentes ocasionando a falha (ANDERSON, 1995).

As características da fratura são controladas por esse crescimento e coalescência dos vazios e a orientação do caminho da fratura dependem do estado de tensão do material.

Figura 35: Nucleação, crescimento e coalescência de vazios em metais dúcteis

Fonte: Anderson (1995)

Na figura 36 temos um exemplo dos microvazios observados por um microscópio eletrônico de varredura de aço de alta resistência.

Figura 36: Exemplo de microvazios observados no MEV
Fonte: Tomita (1995)

Devido ao estado de tensão triaxial, esses microvazios crescem rapidamente a partir do centro produzindo uma superfície em ângulo de 45° , esta superfície é conhecida por lábios de cisalhamento, característico dos materiais dúcteis (Figura 37).

Figura 37: Crescimento da trinca em materiais dúcteis. Formação dos conhecidos lábios de cisalhamento
Fonte: Anderson (1995)

3.8.2 FRATURA POR CLIVAGEM

A clivagem é definida com a propagação rápida de uma trinca através de um plano cristalográfico podendo esta ser frágil, às vezes precedida por uma deformação plástica. Metais com estrutura CFC não são suscetíveis a este tipo de fratura devido à grande quantidade de planos de escorregamento, já os metais com estrutura cristalina CCC falham por clivagem em baixas temperaturas por causa da quantidade reduzida destes planos de escorregamento, portanto a clivagem é inibida pelo refino dos grãos que introduzem barreiras a propagação das trincas. Neste tipo de fratura o caminho percorrido pela trinca é conhecido como transgranular (Figura 38).

Figura 38: Fractografia de uma aço dúctil observando a superfície fratura transgranular. Escala ampliação 50x

Fonte: Callister (2007)

3.8.3 FRATURA INTERGRANULAR

Neste tipo de fratura, as trincas se propagam ao longo dos contornos de grãos. Algumas situações podem levar a essa falha, por exemplo, precipitados de fases frágeis localizadas no contorno de grão, fragilização por hidrogênio, ambiente propenso a nucleação de trincas, corrosão, presença de trincas e cavidades nos contornos de grão.

Uma das formas de determinar comportamento dúctil frágil de um material é através do ensaio de impacto, este é realizado de forma rápida com custo baixo.

Figura 39: Fractografia da superfície de uma fratura intergranular. Escala ampliação 50x

Fonte: Callister (2007)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Fluxo do Material

4.1 MATERIAIS

Neste trabalho utilizamos barras com 60 mm de diâmetro do aço VART100, forjadas a quente, fornecidas pela Indústria Villares Metals, foi utilizado no processo de fusão da liga os métodos VIM e VAR, posteriormente normalização a 900 °C durante 60 minutos, resfriamento ao ar e recozida a 675 °C por 16 horas. Destas barras foram retiradas amostras para análise química e microestrutural, bem como os corpos de prova para os ensaios de impacto (sentido longitudinal X e transversal Y) e ensaios de fadiga rotativa S-N (apenas sentido longitudinal X). Após a confecção dos corpos de prova, os mesmos foram tratados termicamente pela Villares Metals com as seguintes etapas: austenitização em forno à vácuo a 885 °C por 60 minutos e tempera em óleo para obtenção de dureza de 54 a 55 HRC, estabilização a - 80 °C por 1 hora ao ar e revenimento a 482 °C, visando à obtenção das propriedades necessárias para atendimento da indústria aeronáutica.

Uma amostra do material recebido da Villares Metals foi analisada quimicamente pelo Laboratório LabMat, utilizando um espectrômetro de emissão óptica por

centelha modelo ARL3460. Na tabela 9, comparamos os valores nominais especificados pelo fabricante e valores obtidos no laboratório.

Tabela 9: Composição química nominal versus composição do aço experimental Vart100 (% em massa)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	V	W	Co	Ti
* VART100 (Nominal)	0,2	0,05	0,15	-	-	3,1	11,1	1,2	0,01	-	-	13,4	0,008
** VART100 (Experimental)	0,2	0,01	0,01	0,002	0,003	3,1	11,58	1,09	0,026	0,01	0,037	12,29	-
AMS6532	0,21 0,25	-	-	0,008	0,005	2,90 3,30	11,0 12,0	1,10 1,30	<0,015	-	-	13,0 14,0	<0,015

Fonte: * Indústria Villares Metals S.A – Valor nominal (2013)

** Grupo LabMat – amostra do experimento

4.2 METALOGRAFIA

A análise microestrutural possibilita compreender a relação da microestrutura com os defeitos e propriedades do material. Para essa análise foram retiradas amostras em duas direções transversal (Y) e Longitudinal (X) das extremidades dos corpos de prova de ensaio de impacto.

As amostras foram cortadas e montadas em resina e lixadas com lixa de papel impregnada com carboneto de silício, seguindo a sequência granulométrica 220, 400, 600 e 1200, lubrificadas e resfriadas com água, polidas com óxido de cromo (10µm) e acabamento com solução de alumina 0,3 µm e 0,05 µm, obtendo uma superfície espelhada.

Para revelar a microestrutura, as superfícies foram atacadas utilizando Nital 3% (3 ml de HNO₃ concentrado em 97 ml de álcool etílico). Observamos e fotografamos as microestruturas com auxílio do microscópio óptico Olympus BX60M, acoplado uma câmera digital com resolução de 5 Mpixels.

As amostras com superfície atacada foram submetidas à análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise por energia dispersiva de raios-X (EDX) e microscopia eletrônica de transmissão. Foi utilizado MEV do fabricante FEI Company, modelo Serie Quanta F50, com objetivo de identificar os precipitados dispersos na matriz, partículas primárias e características das fraturas. Esses

precipitados não foram possíveis de serem observados utilizando o MEV devido as suas pequenas dimensões.

Assim, amostras para análise em microscópio eletrônico transmissão (MET), modelo TECNAI G² F20, foram cortadas em lâminas, estas foram afinadas através de lixa número 320 até 100 μm e estampadas por um punção para obtenção de discos de 3 mm de diâmetro. Continuando com o procedimento de afinamento, os discos passaram por lixas de gramatura 320, 400, 500, 600 e 1200 até obter discos com espessura de 30 μm . Na etapa polimento iônico, foram utilizados as seguintes condições: Energia do feixe em 5KeV, ângulo dos canhões em 6 graus por 5 horas nas duas faces do disco e 2 graus nas duas faces até a amostra apresentar furo. O equipamento utilizado nesta preparação foi 691 Precision Ion Polishing System (PIPSTM) Marca Gatan.

4.3 ENSAIO DE IMPACTO

A partir das barras forjadas foram retirados corpos de prova para ensaio de impacto (direções x-z, x-y, y-x e y-z), conforme figura 14. Os ensaios de impacto foram realizados em corpos de prova do tipo Charpy V com entalhe, conforme norma ASTM E23 (2007), em temperaturas de -80, -40, 0 e 23 °C (temperatura ambiente). Amostras para temperaturas de -80°C e -40°C foram imersas em um banho de nitrogênio líquido e álcool, temperatura de 0°C as amostras foram imersas em água com gelo. As amostras foram mantidas no banho por 30 minutos antes de iniciar os testes. Depois de removido do banho, foram montados rapidamente na máquina com o auxílio de um dispositivo que permiti a montagem rápida do CP na máquina de ensaio. (figura 40).

Figura 40: Garra para auxiliar na montagem das amostras na máquina de impacto

De Paula (2014) realizou ensaios de dureza e tração em amostras do aço VART100 retiradas da mesma barra de aço cedida pela Villares Metals e utilizado neste trabalho (Tabela 10).

Tabela 10: Dados de ensaio de dureza e tração do VART100

Aço	Dureza (HRC)	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	%RA	%AL
VART100	52	1679	1903	64	19

Fonte: De Paula (2014)

Utilizamos para o ensaio uma máquina de teste de impacto do fabricante Instron Wolpert modelo PW30 com capacidade do martelo de 300J (Figura 41). Após o impacto do martelo, a energia total absorvida é lida diretamente na escala graduada da máquina.

Figura 41: Máquina para ensaio de impacto

Os corpos de prova foram confeccionados conforme a norma ASTM E23 (2007) e estão representadas na figura 42. Foram testadas oito amostras para 4 direções (X-Z, X-Y, Y-X, Y-Z), em temperaturas diferentes. Após o teste, cada amostra foi

cortada, limpa com detergente e secada para serem analisadas posteriormente no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Figura 42: Geometria e dimensões (mm) dos corpos de prova
Fonte: ASTM (2007)

A orientação do entalhe é identificada conforme direção de propagação da fratura quando a fratura se propaga através de dois planos (Figura 14).

4.4 ENSAIOS DE FADIGA S-N

A partir das barras forjadas foram retirados corpos de prova para ensaio de fadiga (direção longitudinal). Um dos métodos mais utilizados experimentalmente para comparar a fadiga entre materiais metálicos é através das curvas S-N, onde se pode estimar o número de ciclos (N_f) que o material suporta antes de fraturar, sob uma amplitude de tensão (S_a).

Inicialmente os corpos de prova com acabamento superficial espelhado foram submetidos a diferentes níveis de tensões, observando o número de ciclos até a ruptura. Os corpos de prova que não romperam próximo do número de ciclos de 10^7 foram considerados de vida infinita. Foram utilizados 3 a 4 corpos de prova para cada nível de tensão, com frequência aproximada de 20 Hz, conforme norma DIN 50113 (Instituto Alemão para Normatização). O diâmetro dos CPs foi medido com paquímetro digital com resolução de 0,01 mm.

A figura 43 representa a geometria e dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga S-N, conforme manual do equipamento.

Figura 43: Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga rotativa

Os ensaios de fadiga S-N foram executados em controle de tensão em corpos de prova do tipo ampulheta e conforme a norma DIN 50113. Utilizamos máquina de ensaio de fadiga rotativa, fabricado pela Instron, método RR Moore (figura 44), com capacidade de tensão de flexão máxima de 517 MPa para diâmetro do corpo de prova de 7,62mm. Neste estudo o diâmetro variou entre 5,3 a 6 mm, permitindo maiores tensões.

No manual do fabricante Instron, o valor permanente da medida de distancia do momento L é 101,6 mm, substituindo na equação 4 podemos calcular a tensão aplicada no ensaio, tornando-se função do peso total e do diâmetro do CP (eq. 19).

$$\sigma = \frac{\text{Peso total [kg]} * 5070}{d^3} \quad (\text{eq.19})$$

Onde: σ - Tensão máxima calculada

Peso total – Pesos aplicados na máquina

d - Diâmetro mínimo do corpo de prova

O equipamento possui dois acoplamentos cônicos onde é fixado o CP, estes são conectados a pesos que fornecem o momento fletor. A frequência constante utilizada foi 20 Hz, conforme norma. O ensaio é executado até que ocorra o

rompimento do corpo de prova ou interrompido quando o ensaio alcança vida infinita (10^7 ciclos).

Figura 44: Máquina para ensaio S-N de fadiga rotativa

Foram ensaiados 26 corpos de prova em temperatura ambiente (23°C), em 5 níveis de tensão, após os ensaios foi realizada análise fractográfica via microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os níveis de tensão estão listados na tabela 11.

Tabela 11: Nível de tensão aplicado nos ensaios de fadiga rotativa no VART100

Nível de Tensão (MPa)
900
1100
1300
1400
1500

Comparando o nível de tensão máximo na tabela 11 (1500 MPa) com a tensão de escoamento ($\sigma_y = 1679 \text{ MPa}$) obtido por De Paula (2014), observamos que essa tensão máxima representa 0,89% σ_y .

5 RESULTADOS

5.1 MATERIAIS

A seguir apresentamos a comparação da composição do VART100 com os aços 300M e AerMet100 (Tabela 12).

Tabela12: Comparação da composição química de aços ultra-alta resistência em % peso com o VART100

Elementos	300M	AerMet100	VART100(*)	VART100(**)	AMS-6532
C	0,39	0,24	0,20	0,20	0,21-0,25
Si	1,78	0,03	0,05	0,01	-
Mn	0,76	<0,01	0,15	0,01	-
P	0,009	0,002	-	0,002	0,008
Cr	0,76	2,99	3,10	3,10	2,90-3,30
Ni	1,69	11,20	11,1	11,58	11,0-12,0
Mo	0,40	1,18	1,2	1,09	1,10-1,30
Al	0,003	0,003	0,01	0,026	<0,015
V	0,08	-	-	0,01	-
S	0,0005	0,0007	-	0,003	0,005
Cu	0,14	<0,01	-	-	-
W	-	-	-	0,037	-
Co	-	13,41	13,4	12,29	13-14
Ti	-	0,011	0,008	-	<0,015
Fe	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.

(*) Villares (**) LabMat

O aço 300M apresenta maior percentual de C (0,39%) em relação aos outros dois aços (0,24%), isto favorece a formação de austenita retida, aumenta a dureza e reduz a tenacidade ao impacto. O VART100 possui grande similaridade com o AerMet 100, mas algumas diferenças entre as suas composição química podem ser um diferencial negativo para algumas propriedades mecânicas, destacamos o maior percentual dos elementos Al e S no VART100 em relação aos outros dois aços pesquisados. Resaltamos que o percentual de S do VART100 esta de acordo com o valor nominal da norma SAE AMS 6532 (S=0,005%), enquanto o de %Al está em nível muito superior, as consequências serão apresentadas posteriormente, pois esse elemento pode formar inclusões não metálicas que atuam como concentradores de tensão e reduzem à fadiga e tenacidade.

5.2 MICROSCOPIA

Na figura 45 apresenta o aspecto geral da microestrutura do VART100 observada com o auxílio de microscópio ótico, sendo possível identificar que a microestrutura constituída por pacotes de martensita do tipo ripas (aço de baixo teor de carbono, solubilizado, temperado, tratamento sub-zero e revenido), bem similar à microestrutura identificada por Sato (2002) nas amostras do AerMet100. De Paula (2014) mensurou os grãos da austenita anterior à transformação martensítica deste mesmo aço e encontrou um tamanho médio de grãos de aproximadamente $11,5 \mu\text{m} \pm 2,43$.

Figura 45: Microscopia ótica. Aspecto geral da martensita do tipo ripas formada no aço VART100.

Na tabela 13 temos um comparativo do tamanho de grãos dos dois aços ultra-alta resistência com o VART100. As condições de tratamento térmico do AerMet100 e VART100 foram similares, austenitizados a 885°C e revenidos a 482°C .

Tabela 13: Tamanho médio dos grãos da austenita anterior

Aço	300M (*)	AerMet100 (**)	VART100 (***)
Diâmetro médio dos grãos (μm)	17	15	11,5

Fonte: * Zhang (2011); ** Sato (2002); *** De Paula (2014)

A média do tamanho de grão do 300M é ligeiramente superior aos outros dois aços, o VART100 possui o menor grão dos três, o que é uma característica interessante para aços que combinam ultra-alta resistência com tenacidade.

Na microestrutura do VART100, observada com auxílio do MEV, nota-se que além de uma estrutura típica de pacotes de martensita de baixo teor de C (ripas) tem-se a presença de muitos precipitados primários com geometria esféricas, diâmetros variados, distribuídas na área analisada (Figura 46).

Figura 46: Imagem em MEV, microscopia do VART100 a) e b) YX; c) e d) X-Y

Analisando a microestrutura do AerMet100 utilizando microscopia eletrônica de transmissão, Ayer e Machmeier (1993) denominaram de martensita tipo placa “plate martensite”, a martensita de baixo carbono pelo fato destas apresentarem contornos

de alto ângulo. Nesse trabalho adotamos a nomenclatura apresentada por Krauss (1997), ou seja, martensita de baixo teor de C será denominada de ripas. Na figura 47, pode ser observado que a microestrutura é composta principalmente de martensita do tipo ripas, sendo que em parte encontram-se macladas.

Figura 47: Imagem em MET. Detalhe da microestrutura martensítica do VART 100. a),b), c) e d) Observa-se a formação de martensita do tipo ripas com e sem maclas.

Na figura 48, é possível observar a presença de austenita retida ou revertida entre as ripas de martensita conforme observado Ayer e Machmeier (1993).

Figura 48: Imagem MET campo claro (esq.) e campo escuro (dir.) a), b) Ripas de martensita com filme de austenita retida ou revertida em seus contornos; c), d) contorno triplo das ripas

Utilizamos o software Image-Pro Plus para mensurar a espessura do fino filme de austenita retida ou revertida nos contornos das ripas, identificamos espessura aproximada entre 1,6 e 2,5 nm nos pontos indicados por setas (Figura 48 a) e b)). Os valores obtidos são similares aos encontrados por Ayer e Machmeier (1993).

Com o auxílio das grandes ampliações do MET e do software Image-Pro Plus, foi possível revelar e mensurar alguns precipitados presentes na microestrutura oriundos do tratamento térmico de revenimento à 482 °C. Os menores precipitados identificados possuem diâmetro aproximado de 5 a 15 nm, e os maiores 20 a 60 nm

distribuídos em uma matriz martensítica (Figura 49). Estes estão com o diâmetro próximo aos encontrados na literatura do AerMet100.

Figura 49: Imagem em MET campo escuro (esq.), campo claro (dir.) precipitados no VART100 espalhados dentro das ripas martensíticas

Pequenos precipitados associados a um maior espaçamento entre eles favorecem a tenacidade e a fadiga. Handerhan e Garrison (1988) encontraram como distância média entre os precipitados, para um aço similar a esta categoria, aproximadamente 2,3 μm . Com auxílio do software Image-Pro, medimos estas distâncias nas imagens da figura 49, encontramos valores que variam de 10 a 60 nm, bem inferior aos valores obtidos por eles. Ainda podemos observar na figura 49

que os precipitados tendem a formar uma nuvem de pontos ao longo das ripas, este pequeno espaçamento pode ser outro fator que contribui para o detrimento da tenacidade e fadiga no VART100. Na figura 49-c a distância entre os precipitados é 27nm. De Paula (2011) pesquisou o VART100 e encontrou valor de tenacidade (K_{IC}) 40% inferior ao AerMet100, para dureza similar aos valores máximo obtidos para o AerMeT100, 52 HRC (AYER e MACHMEIER, 1993).

Para obtermos um aço com excelente tenacidade e resistência à fadiga, os precipitados devem possuir uma geometria esférica. Nas imagens do VART é possível observar que a maioria destes precipitados apresenta esta característica, apesar de termos identificado precipitados alongados em forma de agulha (figura 50). Segundo Ayer e Machmeier (1993), na temperatura de revenimento de 454°C é possível observar o aumento do comprimento dos precipitados e o pico máximo de dureza do AerMet100 está associada a presença de cementita.

Figura 50: Imagem em MET campo escuro (esq.), campo claro (dir.). Precipitados com geometria em forma de agulhas

Não foi possível aplicar a análise de EDS nos precipitados de menores diâmetros, porém nos de maiores dimensões foi possível analisar sua composição química, apesar da influência dos elementos presentes na matriz, revelando a presença dos elementos Mo, Cr e Ni nestes precipitados (Figura 51).

Figura 51: EDS para identificar elementos químicos presentes nos precipitados do VART100

Na tabela 14 comparamos os tamanhos dos precipitados identificados nos aços ultra-alta resistência e VART100.

Tabela 14: Tamanho dos precipitados nos aços 300M, AerMet100 e VART100

Aço	300M (*)	AerMet100(**)	VART100
Tamanho de precipitado (nm)	-	5 à 12 20 à 100	5 à 15 20 à 60

Fonte: *Não identificado ** Machmeier (1993)

5.3 ENSAIO DE IMPACTO

Na tabela 15 são apresentados os resultados da energia absorvida para fratura dos CPs de impacto CVN.

Tabela 15: Resultados da energia absorvida no ensaio de impacto de Charpy para o aço VART100 em função da temperatura do ensaio

Temperatura de ensaio (°C)	Amostra	Longitudinal (J)		Transversal (J)	
		X-Z	X-Y	Y-X	Y-Z
-80	CP1	19	12	18	20
	CP2	18	14	11	20
-40	CP1	29	27	31	28
	CP2	26	27	31	30
0	CP1	34	31	34	33
	CP2	33	10	32	32
23	CP1	38	15	33	32
	CP2	12	16	11	36

De maneira geral, observa-se que, no intervalo de temperatura estudado, existe uma variação na energia absorvida para fraturar o CP, sendo que esta aumenta com o aumento da temperatura. Para a temperatura de -80 °C, observa-se que a direção X-Y tendeu a apresentar um valor de energia menor, voltando a ser menor na temperatura ambiente. Nesta temperatura observa-se ainda uma anomalia na energia absorvida no CP2 direção Y-X, 11 J.

Ainda, alguns CPs apresentaram grande discrepância na energia absorvida para a mesma condição de temperatura e direção. Na temperatura de 0 °C, ocorreu uma anomalia no CP2 direção X-Y (10 J), já na temperatura ambiente o CP2 nas direções X-Z (12 J) e Y-X (11 J). Esses baixos valores de tenacidade podem estar associado ao modo de fratura intergranular que será discutido durante a análise da superfície de fratura, figura 61, ou consequência da aplicação do tratamento térmico nos CP já usinados e com entalhe, esta condição pode ter contribuído para o surgimento pré- trinca na região próxima ao entalhe.

Utilizaremos os dados obtidos na condição de temperatura ambiente e direção longitudinal (X-Z) pelo motivo de termos dados na literatura nestas condições que nos permite fazer um comparativo entre os aços e os dados obtidos foram consistentes, desconsideramos o valor obtido CP2 X-Z (12J) devido à possibilidade da existência de uma pré-trinca antes do ensaio.

Tabela 16: Comparação da energia absorvida CVN à 24°C

Aço	300M (*)	AerMet100(**)	VART100
CVN (J)	30	56	38

Fonte: *Tomita (2003); ** Kannan (2011)

Analisando a tabela 16, é possível observar que resultados de energia absorvida do VART100, comparado com os dados obtidos por Kannan (2011), indica que o AerMet100 apresenta valor superior a 48% em relação ao VART100, e este superior em 27% ao 300M. Em baixas temperaturas de ensaio as diferenças na capacidade de absorver energia entre os aços diminuem, tendendo a aumentar em relação ao AerMet100 com o incremento da temperatura de teste (Figura 52).

Figura 52: Gráfico comparativo da Energia Absorvida no aço VART100 (direção X-Z), AerMet100 (*) e 300M(**)

Fonte: (*) Sato (2002), (**) Tomita (2003)

As regiões dos corpos de prova que originaram as fraturas nos ensaios de Charpy foram analisadas com a intenção de verificar características da fratura, indícios da transição dúctil frágil do material e identificar as causas para justificar as discrepâncias encontradas nos valores de energia absorvida.

Abaixo pode observar macroscopicamente as regiões de propagação da trinca após o ensaio CVN nas temperaturas de ensaio (Figuras 53 a 55).

Figura 53: Macrografia da fratura por impacto. temp. -80°C a) dir. trans. Y-Z CP2 CVN 20J, b) dir. long. X-Y CP2, CVN 14J, c) dir. long. X-Z CP2, 18J

Figura 54: Macrografia da fratura por impacto. temp. 0°C a) dir. long. X-Y CP2 CVN 10J, b) dir. long. X-Z CP1, CVN 34J

(a)

Figura 55: Macrografia da fratura por impacto. temp. 23°C a) dir. trans. Y-X CP1 CVN 33J.

Na figura 53 a temperatura de ensaio de -80°C é possível observar que pouca deformação plástica na superfície de fratura, visível nas laterais com uma formação suave do perfil conhecido como lábios de cisalhamento, o que nos dá indícios de que próximo desta temperatura tem a transição dúctil frágil do material.

Temperatura de ensaio a 0 e 23°C (figuras 54 e 55) podemos observar uma superfície de fratura com aparência irregular, fibrosa e nas laterais observamos a formação acentuada dos lábios de cisalhamento indicação de uma maior quantidade de deformação plástica do material.

Nas figuras 56 a 61 analisamos os corpos de prova após o ensaio de impacto com auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Figura 56: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. -80°C , CP2 Y-Z direção trans. CVN 20J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe e c);d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.

Figura 57: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. -40°C , CP2 Y-X direção trans. CVN 31J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.

Figura 58: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp.

-40°C, CP2 X-Y direção long. CVN 27J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.

Figura 59: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 0°C, CP1 Y-X direção trans. CVN 34J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.

Figura 60: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 0°C, CP1 X-Y direção trans. CVN 31J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, b) detalhe da região logo após o entalhe, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura foi por coalescência de microvazios.

A análise das superfícies de fratura dos CPs das figuras 56 até a 60 mostrou que a fratura se deu por coalescência de microvazios, sem a presença de clivagem ou fratura intergranular. Entretanto nos CP02 X-Y e CP01 X-Y, observa-se a existência de uma região com fratura intergranular logo após o entalhe, figura 61. Esses ensaios foram realizados 0 °C e a temperatura ambiente respectivamente, não sendo uma condição normal encontramos este tipo de fratura nesta região e nessa

temperatura de ensaio. Uma explicação para esses baixos valores de energia absorvida no VART100 seria a presença de grandes partículas primárias ligadas a matriz através de fracas forças ligação e a presença de cementita nos contornos das ripas de martensita. Conforme citado anteriormente, no estudo de Ayer e Machmeier (1993) nos revela a sensibilidade de obtermos microestruturas diferentes com pequenas modificações na temperatura de revenimento, eles observaram na temperatura de 454°C a presença de precipitados em forma de agulhas e dureza máxima e valor baixo de tenacidade obtida para o AerMet100 devido a presença de cementita nos contornos da austenita anterior.

Figura 61: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 0°C, CP2 X-Y direção long. CVN 10J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, presença de fratura intergranular b) detalhe da região logo após o entalhe, c) Morfologia da fratura intergranular causadas pelas diferentes orientações cristalográficas dos pacotes de martensita.

Figura 62: MEV imagem da região da fratura do VART100 após ensaio de impacto temp. 23°C, CP1 X-Y direção trans. CVN 15J. a) Aspecto geral da superfície de fratura, a seta vermelha delimita a região de fratura intergranular, b) detalhe da região logo após o entalhe onde fica claro o modo de fratura intergranular, c) e d) detalhe mostrando que o modo de fratura após a região de fratura frágil foi por coalescência de microvazios.

5.3 ENSAIOS DE FADIGA ROTATIVA (S-N)

Os ensaios de fadiga foram realizados para obtenção da vida em nucleação, pelo uso da metodologia S-N. O diâmetro dos corpos de prova foi definido tomando como referência a tensão máxima a ser aplicada no ensaio, sendo este o maior possível para assegurar a representatividade do ensaio, reduzindo a sensibilidade aos erros de usinagem.

A superfície dos CPs foi mantida com polimento espelhado a fim de minimizar as variações devido à concentração de tensão na superfície em virtude da usinagem. Na tabela 17 é apresentado os resultados da vida em fadiga obtidos com CPs durante o ensaio de fadiga rotativa. Com os dados da tabela 17, traçamos a curva tensão em função do número de ciclos para a falha dos corpos de prova (Figura 63).

Tabela 17: Resultados do ensaio de vida em fadiga flexão rotativa para o VART100

(*) CPs que não romperam

CDP Nº	Diametro [mm]	Carga [kg]	Tensão Max. [MPa]	Nf	Obs
3	6,93	46	701	3,63E+06	(*)
5	6,23	33,8	709	1,01E+07	(*)
17	5,45	28	877	2,70E+05	-
4	6,11	39,5	878	3,39E+06	(*)
22	5,47	28,5	883	6,75E+06	
18	5,41	28	897	9,00E+06	
16	5,4	28	902	9,69E+04	-
7	6,04	39,6	911	1,64E+06	-
21	5,43	28,8	912	5,19E+06	
1	6,03	39,5	913	1,01E+05	-
15	5,37	28	917	2,35E+06	(*)
6	6,05	46	1053	2,92E+05	-
20	5,43	34,8	1102	2,65E+05	
13	5,44	35	1102	1,13E+04	-
25	5,45	35,3	1106	1,63E+05	
14	5,43	35	1108	3,39E+04	-
19	5,5	36,5	1112	1,12E+05	
2	5,57	38	1115	1,07E+04	-
8	5,5	38	1158	5,25E+04	-
11	5,45	42	1315	2,32E+04	-
12	5,42	42	1337	1,47E+04	-
24	5,42	42	1337	2,63E+04	
0	5,5	45	1371	1,27E+04	-
10	5,38	45	1465	6,25E+03	-
23	5,47	47,7	1478	1,18E+04	
9	5,4	46	1481	6,95E+03	-

Podemos observa-se o espalhamento dos dados de vida em fadiga, gerando um coeficiente de determinação R^2 igual a 0,74, esse é valor é considerado baixo para este tipo de ensaio, devido a grande dispersão dos dados (Figura 63)

Figura 63: Curva tensão ciclos para falha VART100 após a remoção dos dados com alta dispersão

Na figura 63 obtemos a equação da reta: $Y = -0,0734X + 3,4085$, a partir desta temos:

$$\sigma_a = -0,0734 \log(N_f) + 3,4085 \quad (\text{eq. 20})$$

Comparando a equação acima com a expressão $\sigma_a = A \cdot N_f^B$ temos:

$$B = -0,07324; \quad \log A = 3,4085 \quad \log A = 2.562 \text{ MPa}$$

A partir da curva S-N do VART100 obtemos:

$$\sigma_a = 2561 \cdot N_f^{-0,0734} \quad (\text{eq. 21})$$

Observando a curva S-N identificamos vários pontos entre 10^6 e 10^7 ciclos, calculando a média e o desvio padrão destes pontos, podemos estimar que o limite de resistência a fadiga para o VART100 aproximadamente de 850 ± 98 MPa. A tabela 18 compara esse valor com dados do 300M e AerMet100.

Tabela 18: Comparação dos limites de resistência fadiga (10^6 ciclos) entre os aços SAE 300M, AerMet100 e VART100

Aço	300M (*)	AerMet100(**)	VART100
Limite da Fadiga (MPa)	800	936	850 ± 98

O valor médio do limite de resistência a fadiga do VART100 é 9% inferior ao AerMet100 e 6% superior ao SAE 300M. Em todos os CPs ensaiados foi observado que a nucleação da trinca por fadiga aconteceu na região central do CP (local de menor diâmetro).

Figura 64: CP fraturado após ensaio S-N no VART100

Após os ensaios de fadiga, na tentativa de obter informações adicionais que possam auxiliar na descrição do processo de falha por fadiga dessa classe de aços e explicar o grande espalhamento encontrado, alguns corpos de prova foram preparados para serem analisado em MEV, buscando a identificação dos sítios de início da fratura.

A figura 65 apresenta a análise da superfície de fratura do CP 01. Observa-se que particularmente nesse caso dois sítios estão presentes e que ambos formaram a partir de inclusões localizadas muito próximas da superfície, que no caso do sítio no 1 o tamanho da inclusão é de aproximadamente $5,3 \mu\text{m}$ e que esta foi exposta

parcialmente pela usinagem e removida após a fratura impedindo a sua qualificação. O sítio n° 1 foi o primeiro a ser formado e posteriormente o n° 2. Este fato é confirmado pelo maior tamanho da zona de propagação do sítio n° 1 do que a do sítio n° 2.

(a)

(b)

(c)

Figura 65: CP01: análise da superfície de fratura em MEV. $\sigma_a = 913$ MPa, $N_f = 1 \times 10^5$. b), d) e f) sítio n° 2 e c), e) e g) sítio n° 1

A figura 66 apresenta a superfície de fratura do CP 21, ensaiado em uma amplitude de tensão de 912 MPa, onde somente um sítio de início de fratura é observado. Neste caso o início se deu a partir de uma inclusão de aproximadamente 15,8 µm, localizada a uma distância de 252 µm da superfície do CP, acarretando uma vida de iniciação de $5,2 \times 10^6$ ciclos, que é cerca de 52 vezes superior à do CP 01 (Tabela 19).

Tabela 19: Comparação nº ciclos para falhar (N_f) com a distância da partícula a superfície do CP

CP	σ_a (MPa)	N_f	Diâmetro (μm)	Distancia a superfície (μm)
01	913	1×10^5	5,3	Superfície
21	912	5×10^6	15,8	252

Uma detalhada análise qualitativa da composição química dessas inclusões foram realizadas com a ajuda de um analisador EDS. Observa-se a partir da figura 66 que essa inclusão é constituída por camadas, sendo a camada mais interna rica em Al seguida de uma rica em Mo e/ou S e Ca. Deve ser evidenciado que o analisador é incapaz de separar o Mo do S pois os dois picos são coincidentes.

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Figura 66 CP21: análise da superfície de fratura em MEV. $\sigma_a = 912$ MPa, $N_f = 5,2 \times 10^6$. a) aspecto geral da superfície de fratura, b) sítio de iniciação, c) detalhe de b) mostrando a distância entre a partícula e a superfície de 252 μ m. f) BSI da região do sítio. $\sigma_a = 912$ MPa, $N_f = 5 \times 10^6$.

(a)

Figura 67: EDAX composição da partícula no CP21 a) partícula ampliada b) alumínio (8%) c) molibdênio (5%) d) enxofre (6%) e) cálcio (10%) f) titânio (2%)

Considerando níveis de amplitude de tensão mais baixos, significando vida em fadiga maiores, observam-se nas figura 68 a 71 os sítios de início de fratura de dois corpos de prova ensaiados em fadiga em amplitudes de tensão de 897 MPa e 883 MPa. Em ambos os casos observam-se inclusões nos sítios de fratura, que apresentam composição química qualitativa similar ao do cp21, mantendo um balanço entre tamanho de partícula (12,2 e 15,6 µm), distância da superfície (38 µm e 29 µm) e vida (9×10^6 e 7×10^6).

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 68: MEV imagem de partículas primárias identificada no CP18, temp. 23°C, $S_a = 897$ MPa, $N_f = 9 \times 10^6$ (Distância entre partícula e superfície 38 μ m)

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Figura 69: EDAX composição da partícula no CP18 a) partícula ampliada b) manganês (2%)
c) alumínio (7%) d) molibdênio (4%) e) enxofre (5%) f) cálcio (6%)

Figura 70: MEV imagem de partículas primária identificada no CP22, $S_a = 883 \text{ MPa}$, $N_f = 7 \times 10^6$ (Distância entre partícula e superfície 29 µm)

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Figura 71: EDAX composição da partícula no CP22 a) partícula ampliada b) alumínio (9%)
c) silício (4%) d) molibdênio (5%) e) enxofre (6%) f) cálcio (5%)

As figuras 72 a 74 apresentam as superfícies de fratura do CP 25, CP 02 e CP24, ensaiados respectivamente a uma amplitude de tensão, σ_a , igual a 1.106, 1.115 e 1.337 MPa e uma reduzida vida, N_f , igual a $1,2 \times 10^5$, 1×10^4 e $2,6 \times 10^4$ ciclos. Em todos esses casos nenhuma inclusão foi observada no sítio de início de fratura.

(a)

(b)

(c)

Figura 72: MEV imagem de partículas primárias identificada no CP25, temp.23°C

$$Sa = 1106 \text{ MPa}, N_f = 1,6 \times 10^5$$

Figura 73: MEV imagem de partículas primárias identificada no CP2, $S_a = 1115$ MPa, $N_f = 1 \times 10^4$ (Partícula na superfície)

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 74: MEV imagem de partículas primárias identificada no CP24, $S_a = 1337$ MPa, $N_f = 2,6 \times 10^4$

Na figura 71-c identificamos a presença de oxido na superfície da fratura devido a condição de armazenamento do CP24 após a fratura.

As trincas por fadiga têm sido observadas iniciarem ao longo das bandas de deslizamento, em contornos de grãos, partículas de segunda fase, inclusões e interfaces da segunda fase com a matriz, como exemplificado na figura 75. O modo de ocorrência do início a trinca por fadiga vai depender do qual ocorrerá mais facilmente. Segundo ASM (1997), o processo de formação de uma trinca por fadiga

ocorre durante a deformação plástica cíclica e as discordâncias aparecem tanto na superfície do metal, quanto empilham nos obstáculos microestruturais. Se as discordâncias preferencialmente emergem na superfície ao invés de empilhar nos obstáculos, as bandas de deslizamentos são formadas e tornam-se trincas (Figura 75a). Se os precipitados são fracos e frágeis terão efeito significativo no processo.

Figura 75: Desenhos esquemáticos da formação de trincas por fadiga (a) a partir de bandas de deslizamento, (b) de inclusão e (c) contornos de grãos.

Caso a concentração de discordâncias nos obstáculos microestruturais aumente durante os carregamentos cíclicos, resultando em aumento da energia de deformação elástica até o ponto que esta exceda duas vezes o valor da energia necessária para a criação de superfícies livres, acontece a formação de trincas (figuras 75 b e c). No caso de materiais frágeis ou duros, como as ligas de alta resistência de alumínio e os aços tratados para uma alta dureza, a nucleação das trincas inicia na interface entre a matriz e as inclusões existentes, já que a matriz não chega a ser deformada plasticamente. Desta forma não surgem as bandas de deslizamento na superfície livre, com a nucleação iniciando mais no interior do material.

Normalmente, as falhas por fadiga acontecem preferencialmente a partir da superfície dos corpos de prova. As fraturas por fadiga iniciam como pequenas trincas microscópicas, sendo assim, os ensaios somente serão capaz de fornecer dados do material se a superfície dos CPs estiverem livres de defeitos. Escorregamento e maclação são processos de deformação plástica que acontecem sem a ativação térmica e estão fortemente ligados ao processo de falha por fadiga.

No caso de carregamentos cíclicos, na fadiga de baixo ciclo (LCF) a nucleação acontece rapidamente e quase que exclusivamente na superfície a partir de micromecanismos de deformação plástica na superfície, sendo a fase de

propagação a mais importante. Enquanto que na fadiga de alto ciclo, onde as amplitudes de tensões são baixas, as trincas por fadiga podem, além de formar na superfície, iniciar sub-superficialmente para vidas bastante altas (10^6 a 10^8 ciclos). Este processo está relacionado a microestrutura e seus defeitos internos como inclusões e porosidades e como mencionado por Yang et. al. (2002) o mecanismo de nucleação ainda não é completamente entendido.

É de conhecimento geral de que inclusões estão presentes nos aços comerciais como resultado do processo de desoxidação, impurezas ou arraste de material exógeno (KAYNAK, ANKARA, BAKER, 1996). As inclusões reduzem a resistência à fadiga dos aços principalmente as compostas de óxido alumina ou aluminatos de cálcio, concentrando tensões na interface entre a inclusão e a matriz originando as fraturas por fadiga. Esse efeito das inclusões na nucleação das trincas de fadiga depende da composição química, do tamanho e da localização desta, é possível observar nas figuras 65 a 71 inclusões tanto no interior do material como também na superfície, sendo estas últimas mais prejudiciais a propriedade de fadiga, particularmente no caso de aços de alta resistência. Neste trabalho foi observado inclusões que foram destacadas e fraturadas. Eid e Thomason (1979) observaram que aços temperados e revenidos (aço médio C com Mo) contendo inclusões de Al_2O_3 com tamanhos superiores a 25 μm de diâmetro, ocorreu tanto a decoesão quanto o trincamento das inclusões no processo de nucleação de trinca por fadiga.

Picas et al. (2010), estudando o efeito dos constituintes microestruturais (carbonetos primários e matriz de martensita revenida) e suas interações concluíram que a origem da falha estão nos carbonetos e trincas partindo deles. Eles atuam como concentradores de tensão e deformação localizada acontece na matriz ao redor deles. Assim, a falha por fadiga é atribuída a desestabilização da martensita revenida induzida pela deformação localizada ao redor desses carbonetos, que produz sua quebra e dão origem a trincas de fadiga.

Xue et. al. (2012), estudaram o comportamento em fadiga no regime de ultra alto ciclos do aço SAE300M e observaram que os sítios de nucleação tendem a acontecer sub-superficialmente a partir de inclusões de SiO_2 ou de carbonetos ou clusters de carbonetos. Carbonetos primários fraturados foram encontrados nos sítios de início de fratura e na superfície de fratura. A descoesão de partículas de

inclusões não metálicas de SiO_2 podem também ser parte da formação da trinca por fadiga para o caso dos aços SAE 300M.

Nos corpos de prova cuja a superfície de fratura foram analisadas no MEV, foi possível de observar claramente a presença de estrias de fadiga, figura 76, fato este incomum dada a elevada resistência mecânica apresentada pelo VART 100.

Figura 76: Estrias de fadiga no CP21 , $S_a = 912 \text{ MPa}$, $N_f = 5,2 \times 10^6$ durante os ciclos de tensão no ensaio de fadiga.

6 CONCLUSÃO

Este trabalho analisou o aço VART100 e o comparou com aços similares encontrados no mercado, o aço 300M e o Aermet100, tendo como foco os mecanismos de tenacidade ao impacto e vida em fadiga. Os resultados expostos neste trabalho nos conduzem às seguintes conclusões:

a) Quanto a composição química do VART100, fica evidente a similaridade deste com o aço Aermet100, destacando-se a presença de maior porcentagem de Al, cerca de 70% a mais do que o AerMet100 (Nominal), como consequência disto, observa-se a formação de inclusões não metálicas de alumina na matriz que tiveram consequências nas propriedades mecânicas.

b) Os ensaios de impacto em corpos de prova do tipo Charpy com entalhe em V foram realizados em temperaturas variando-se de -80 até 23°C. Observou-se que, como esperado, com o aumento da temperatura do ensaio ocorreu aumento da energia absorvida para fratura dos CPs, conforme Figura 52. A análise nos corpos de prova fraturados após ensaios indica que, independentemente da temperatura o micromecanismo de fratura foi por coalescência de microvazios e com indícios de ductilidade, característica observada nos lábios de cisalhamento do CPs analisados. A energia absorvida superou os resultados do aço 300M, mas ficou muito inferior ao Aermet100. Nestes testes tivemos uma dispersão grande de resultados associadas às mesmas condições (temperatura e direção). Nesses casos, atribui-se o fato do modo de fratura ter mudado de coalescência de microvazios para intergranular, o que nos leva a suspeitar da presença de cementita nos contornos de grão, devido a possível variação na temperatura de revenimento dos corpos de prova do VART100, conforme observado na literatura (Ayer e Machmeier 1993). Outro fator que pode ter contribuído para baixa energia absorvida em alguns CPs, é a possibilidade do surgimento de pré-trincas durante o tratamento térmico nos CPs na região do entalhe, antes da realização do ensaio. Quando comparamos a capacidade de tenacidade de impacto dos três aços (temperatura ambiente), encontramos valores de 30, 38 e 56J para o 300M, VART100 e AerMet100, respectivamente.

c) Quanto ao limite de resistência a fadiga dos três aços, encontramos valores médio de 800, 850 e 936 MPa para o 300M, VART100 e AerMet100, respectivamente, conforme tabela 18. Analisando as superfícies fraturadas após ensaio de fadiga,

identificamos e localizamos partículas de alumina na superfície, sub-superfície e internamente no material, com diâmetro variando entre 12,2 e 15,6 μm , bem superior a 2 μm de diâmetro encontrado por Sato (2002) para o AerMet100. Partículas com grandes dimensões são concentradores de tensão e nucleadoras de trincas, reduzindo a tenacidade e a vida em fadiga do material.

De forma geral o VART100 apresenta boas propriedades mecânicas de tenacidade e limite de resistência à fadiga, os quais são superiores aos valores do 300M e inferior ao AerMet100. Desta forma, o VART100 possui características que podem ser potencializadas com aprimorando dos processos de fabricação e tratamentos térmicos em trabalhos futuros.

7 REFERÊNCIAS¹

ABDALLA, A.J. et al. Otimização das propriedades mecânicas de um aço ARBL através de tratamentos térmicos. In: CONGRESSO IBERO-AMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES, 2006, Habana. **Anais...** Habana: Iberomet, 2006, p. 276-281.

_____. **Características mecânicas e microestrutural do aço 300M submetidos a diversos tratamentos térmicos.** In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE INGENIERIA MECANICA, 2007, Cusco. **Anais...** Cusco: Pontificia Universidad Católica, 2007. p.130-139.

ALMEN J. O.; BLACK P. H. **Residual stresses and fatigue in metals.** New York: McGraw-Hill, 1963.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 466-07:** Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. Philadelphia, 2007. v.03.01.

_____. **ASTM E23-07:** Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. West Conshohocken, 2007.

_____. **ASTM E8/E8M-09:** Standard test methods of tension testing of metallic materials. West Conshohocken, 2009.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics:** fundamentals and applications. 2nded. Boca Raton: CRC Press, 1995.

ASM METALS HANDBOOK. **Properties and selections irons, steels and high performance alloys.** Metals Park, 1990. v.1

AYER, R.; MACHMEIER, P.M. Transmission electron microscopy examination of hardening and toughening phenomena in AerMet®100. **Metallurgical Transactions A**, v. 24A, p.1943-1955, 1993.

BANNANTINE, J.; COMER, J.J.; HANDROCK, J. **Fundamentals of metal fatigue analysis.** New Jersey: Prentice Hall, 1990.

BEER, F.P.; JOHNSTON JR., E.R. **Resistência dos materiais.** 3.ed. Rio de Janeiro: Makron Books, 1995.

BHADESHIA, H.K.D.H; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels microstructure and properties.** 3thed. Amsterdam: Elsevier, 2006.

¹ Referências elaboradas de acordo com a norma NBR6023/2002

BHADESHIA, H.K.D.H. **Tempered martensite**. Phase Transformation Group, University of Cambridge, 2004. Disponível em: <<http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2004/Tempered.Martensite>>. Acesso em: 26/02/2014

CALLISTER W.D. Materials Science and engineering: an introduction. New York: John Wiley & Sons, 2007.

CAMPBELL, F.C. **Manufacturing technology for aerospace structural materials**. Missouri: Elsevier, 2006.

CARTECH Online. **Material technical catalogue**. Disponível em: <<http://www.carttech.com>>. Acesso em: 26/02/2014.

DEUTSCHES INSTITUT FUR NORMUNG – **DIN 50113**: Testing of metals; Rotating bar bending fatigue test. Germany, 1982.

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

DOWLING, N.E. **Mechanical behavior of materials**: engineering methods for deformation, fracture and fatigue. 3thed. Lebanon: Pearson Prentice Hall, 2007.

DEPARTMENT OF DEFENSE. **MIL-HDBK-5J metallic materials and elements for aerospace vehicle structures**. [S.l.], 2003. Revision.

FAUPEL, J. H.; FISHER F. E. **Engineering design**. New York: Wiley Interscience, 1981.

GENERAL DYNAMICS CORPORATION (FortWorth, TX). P. M. MECHMEIER; C. D. LITTLE. **High strength fracture resistant weldable steels**. United States Patent US 4076525.

GRAVES, J.H. **Effect of heat treatment on the microstructure and properties of AerMet100 steel**. 1994, 76p. Dissertação (Mestrado) – Worcester Polytechnic Institute, Worcester, 1994

FOREST, P. G. **Fatigue in metals**. Reading: Addison-Wesley, 1962.

HEMPHILL, R.M. et al. **High strength, high fracture toughness structural alloy**, United States Patent N° 5.268.044.

HERTZBERG, R. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 2nded. New York: John Wiley, 1983.

HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels - microstructure and properties**. London: Edward Arnold, 1982.

HANDERHAN K.J, GARRISON W.M. Effects of rare earth additions on the mechanical properties of the secondary hardening steel AF1410. **Pergamon Journals**, Ltd. Vol 22 pp 409-412, 1988

JOHNSON, R. C. **Specifying a surface finish that won't fail in fatigue**, **Machine Design**, v. 45, 1973.

JUVINALL, R. C. **Engineering considerations of stress, strain and strength**. New York: McGraw-Hill, 1967.

KANNAN, M. **The Microstructure, hardness, impact toughness, tensile deformation and final fracture behavior of four specialty high strength steel**. 2011. Thesis (MSc.) – Faculty of the university of Akron, Akron, 2011.

KANNAN, M. et al. Influence of microstructure and load ratio on cyclic fatigue and final fracture behavior of two high strength steels. **Materials and Design**, v. 55, p. 727-739, 2013.

KRAUSS, GEORGE **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. ASM International Ohio, 1997.

KEY MATERIALS. Disponível em: <<http://www.keytometals.com/>>. Acesso: [2013].

KAYNAK C., Ankara A., Baker T. J. Initiation and early growth of short fatigue cracks at inclusions. **Mater Sci Technol**. 112:421, 1996

LOPES, J. C. O. Os Aços maraging. **Ciência e Tecnologia dos Materiais**, v. 19, n. 1/2, p. 41-44, 2007.

MACHMEIER, P.M. et al. Development of a strong martensite steel having good fracture toughness. **Metals Technology**, pp 291-295, 1979

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

MORRIS JR., J. W. et al. **Microstructure and Cleavage in lath martensitic steels**. [S.l.]: National Institute for Materials Science, 2013.

NOVOTNY, P. M.; WERT, D.; STRAVINSKAS, J.; Carpenter Technology. Alternative Alloys for Titanium in Defense Applications. In: Presented at advanced materials and manufacturing technology for naval application. Baltimore, Nov., 2007.

NOVOTNY P.M.; SPEICH, G.R. Fundamentals of aging and tempering in bainitic and martensitic steel products. In: 34th MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE, IRON AND STEEL SOCIETY, 1992. Montreal. **Proceedings...** Montreal, 1992. p. 215-236.

MAKI, T., et al. Relation between martensite morphology and volume change accompanying fcc to bcc martensitic transformation in Fe–Ni–Co alloys. **Materials Science and Engineering A** (2006). Article in press.

OSGOOD, C. C. **Structure design, machine design materials, fatigue**. 2nded. Oxford: Oxfordshire, 1982.

PICAS I., et al. Microstructural effects on the fatigue crack nucleation in cold work tool steels. **Science direct**, p.1777-1785, 2010

RITCHIE, R. O.; HORN, R. M. Further considerations on the inconsistency in toughness evaluation of AISI 4340 steel austenitized at increasing temperatures. **American Society for Metals and Metallurgical Society of AIME**, v. 9A, p. 331-341, 1978.

SOCIETY AEROSPACE ENGINEERS, AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATION. **SAE AMS 6532-E**, 2011.

SATO, K. **Improving the Toughness of Ultrahigh Strength Steel**. 2002, p.132. Dissertação (Doutorado) – University of California, California, 2002.

SOUZA, E.D. **Análise do efeito da tensão média sobre a resistência à fadiga do aço ASTM A743 CA6NM**. 2011. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília, 2011.

SPEICH, G.R. Innovations in ultrahigh-strength steel technology. In: SAGAMORE ARMY MATERIALS RESEARCH CONFERENCE, 34., 1987, **Proceedings...**, 1987. p. 89-111.

STEPHENS, R. I.; FUCHS, H. O. **Metal fatigue in engineering**. 2nded. New York: John Wiley, 1980.

TOMITA, Y. Low temperature mechanical properties of modified heat treated 300M steel. **Materials Science and Technology**, v. 11, p. 335 – 339, Apr. 1995.

TOMITA, Y.; OKAWA, T. Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. **Materials Science and Engineering A**, v. A172, p. 145-151, 1993.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment metallurgy and technologies**. Portland: Taylor & Francis, 2006.

WANG, L. et al. Improvement of toughness of ultrahigh strength steel AerMet100. **Journal Materials Science Technology**, v. 21, n. 5, p. 710-714, 2005.

YANG Z.G. et. al. On the critical inclusion size of high strength steels under ultra-high cycles fatigue. **Materials Science and Engineering, A** 427, p 167-174, 2006

YOUNGBLOOD, J. L.; RAGHAVAN, M. Correlation of microstructure with mechanical properties of 300M steel. **Metallurgical Transactions**, v. 8A, p.1439-1977, Sept.

ZAHAVI, E. **Fatigue design**: life expectancy of machine parts. New York: CRC Press, 1996.

ZHANG, S.S. et al. The Growth behavior of austenite grain in the heating processo of 300M steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 15, p. 4967-4972, Feb. 2011.

XUE H., et al. Fatigue life assessment of a high strength steel 300 M in the gigacycle regime. **The Chinese Society of Theoretical and Applied Mechanics**. School of Mechatronics Northwestern Polytechnical University, China, 2012.