UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

RONALD MORALES BARRAGAN

**Estudo do comportamento mecânico, em fadiga e tenacidade à fratura do aço
300M temperado com duplo revenimento.**

São Carlos
2016

RONALD MORALES BARRAGAN

**Estudo do comportamento mecânico, em fadiga e tenacidade à fratura do aço 300M
temperado com duplo revenimento.**

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 Ciências.

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

Orientador (a): Prof. Dr. Cassius Olívio
Figueiredo Terra Ruchert

São Carlos

2016

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

M268e

Morales Barragan, Ronald Stephen

Estudo do comportamento mecânico, em fadiga e tenacidade á fratura do aço 300M temperado sob vácuo com duplo revenimento. / Ronald Stephen Morales Barragan; orientador Cassius Olivio □. Figueiredo Terra Ruchert. São Carlos, 2016.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2016.

1. Aço 300M. 2. propriedades mecânicas. 3. resistência. 4. fadiga. 5. tenacidade. 6. microestrutura. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: **RONALD STEPHEN MORALES BARRAGAN**

Título da dissertação: "Estudo do comportamento mecânico, em fadiga e tenacidade à fratura do aço 300M temperado com duplo revenimento"

Data da defesa: 25.07.2016

Comissão Julgadora:

Prof. Associado **Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert**
(Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Prof. Dr. **José Benedito Marcomini**
(Escola de Engenharia de Lorena/EEL – USP)

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

Resultado:

APROVADO

APROVADO

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Luís Fernando Costa Alberto**

À meus pais Maria Aurélia e Felix, minha irmã Iveth, pelo apoio incondicional, por acreditar em mim, em minhas capacidades, ideias e talentos, à minha namorada Angela Sanchez graças por ser essa pessoa especial, pelo amor, a companhia o carinho, apoio incondicional, e ajuda na elaboração deste trabalho, à minha linda família gratidão por sua compreensão, carinho, presença e apoio ao longo do período de estudo.

*Aos meus seres queridos,
por todo amor e carinho*

AGRADECIMENTOS

Não seria possível desenvolver este projeto sem a ajuda, colaboração e material fornecido pela empresa Villares Metals, o suporte oferecido pelo senhor Jose Militão e Alexandre Sokolowski, agradecimento sincero para meu orientador o professor Cassius, pela ajuda e orientação, por sua disposição e confiança, ao professor Waldek pelo compromisso, pela paciência e ajuda. A todos e cada um dos meus colegas de laboratório Elielson, Carla, Marcio, Raimundo, Marcos, José, e Aline, que apoiaram e ajudaram em muitos dos processos que desconhecia, um milhão de graças pela ajuda, pelos momentos compartilhados pelas caronas, os lanches e os cafezinhos. Agradeço enormemente aos diferentes técnicos do departamento, especialmente ao técnico Douglas Bon quem apoio todos os ensaios mecânicos desenvolvidos e amenizou até os momentos tensos ao longo dos ensaios, o técnico Wagner Correr quem realizou a análise microscópica e fractografica, agradeço á Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível superior (CAPES) pela bolsa concedida durante o tempo de permanência, a Universidade de São Paulo, ao Departamento de Ciência e Engenharia dos Materiais, e ao Brasil e todo o povo Brasileiro, pais maravilhoso que acolheu-me a pesar de ser um estudante estrangeiro.

Obrigado por tudo!

Não há coisas impossíveis, mas os homens incapazes.
Jheyner Durango Hurtado

RESUMO

MORALES, R. **Estudo do comportamento mecânico, fadiga e tenacidade á fratura do aço 300M temperado sob vácuo com duplo revenimento (pp 97)**. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Por décadas foram desenvolvidos diferentes estudos e pesquisas dirigidas ao desenvolvimento dos aços de ultra-alta resistência. Cientistas, metalurgistas e diversas indústrias trabalharam durante anos tentando obter os melhores resultados e atingir propriedades ideais para este tipo de material. Embora grandes avanços na fabricação destes tipos de materiais foram atingidos, só a partir do trabalho conjunto entre as diferentes áreas foi obtida a melhor relação de características, alta resistência mecânica, boa ductilidade e elevada tenacidade á fratura.

Os maiores progressos no desenvolvimento dos aços de ultra-alta resistência surgiram dos primeiros estudos que correlacionaram a análise microestrutural com as propriedades mecânicas. Estes estudos possibilitaram o desenvolvimento de técnicas para o controle do tamanho de grão austenítico por meio da dispersão de partículas de segunda fase, incorporando pequenas quantidades de elementos de liga tais como nióbio, vanádio e titânio foi possível refinar o tamanho do grão para este tipo de aços.

O aço de alta resistência e baixa liga 300M, produzido e fabricado pela empresa brasileira Villares Metals. S.A. é amplamente utilizado em estruturas de aeronaves de alto compromisso mecânico como o trem de pouso. Esta estrutura da aeronave encarregada de absorver a energia cinética produzida pelo impacto está projetada para amortecer a energia gerada pela queda livre do peso total da aeronave desde uma altura aproximada de 80 cm. Por exemplo considerando o peso máximo de decolagem de uma aeronave tipo Airbus A380 (575 Toneladas) uma das maiores no mercado, pode-se observar que o carregamento aplicado sobre a estrutura do trem de pouso é bastante elevada, além do impacto o trem de pouso diminui a velocidade da aeronave o que incrementa ainda mais os esforços aplicados.

Todos esses fatores condicionam a necessidade de utilizar materiais de alta tecnologia, com características mecânicas específicas para este tipo de projeto, por isso a fim de avaliar e determinar as propriedades mecânicas do aço 300M foi desenvolvido um estudo no Núcleo de Ensaio Mecânicos e Análise de Falha (NEMAF). Os ensaios de tração, e dureza realizados inicialmente no material, confirmaram a excelente relação das propriedades mecânicas para este tipo de aço, alta resistência mecânica (2010 MPa) dureza (53HRC) e boa ductilidade (10% AL). Em termos microestruturais observou-se uma estrutura martensítica em pacotes de ripas de forma acicular, com uma pequena quantidade de austenita retida.

Com a segunda parte do projeto determinaram-se parâmetros como o limite de vida em fadiga por meio do método estatístico da escada (955 MPa), a tenacidade á fratura do material ou K_{IC} (~65-67 MPa $\sqrt{m}$), as constantes da equação de Paris (C e m) utilizadas para determinar a propagação da trinca por fadiga e finalmente o valor de ΔK_{th} (~3,25-3,75 MPa $\sqrt{m}$), parâmetros conseguidos empiricamente. Para avaliar os resultados obtidos, foi realizada uma comparação quantitativa e qualitativa com aços da mesma categoria e com referências bibliográficas do material de estudo.

Em termos gerais o aço 300M fabricado pela indústria brasileira, atinge os padrões de qualidade esperados para um aço da categoria, a relação resistência-ductilidade apresentada pelo material é excelente, comprovaram-se características como a temperabilidade, homogeneidade da microestrutura e do tamanho do grão, porém algumas das propriedades como o K_{IC} do material, foram inferiores aos encontrados em materiais com características mecânicas semelhantes como o aço Aermet 100.

Palavras Chave: Aço 300M, propriedades mecânicas, resistência, fadiga, tenacidade, microestrutura.

ABSTRAC

MORALES,R. **Study of the mechanical behavior, fatigue an fracture toughness of 300M steel vacuum quenched and double tempered.** Thesis (MA) - School of Engineering of São Carlos, University of São Paulo, São Carlos, 2016.

For decades scientists have developed different studies and research aimed at the development of ultra-high strength steels. Scientists, metallurgists and various industries have worked for years trying to get the best results and achieve optimum properties for this type of material. Although major advances in the manufacture of these types of materials have been reached only from the joint work between different areas it was obtained the best value characteristics, high mechanical strength, good ductility and high fracture toughness.

The greatest progress in the development of ultra-high strength steels have emerged from the earliest studies that correlated microstructural analysis with mechanical properties. These studies allowed the development of techniques for controlling the austenitic grain size through the dispersion of second phase particles, incorporating small amounts of alloying elements such as niobium, vanadium and titanium was possible to refine the grain size for this type of steels.

High strength and low alloy 300M steel, produced and manufactured by Brazilian company Villares Metals. S.A. is widely used in aircraft structures with high mechanical commitment such as the landing gear. This structure of the aircraft is in charge of absorbing the kinetic energy produced by the impact; it is designed to absorb the energy generated by the free fall of the total weight of the aircraft from a height of approximately 80 cm. For example considering the maximum takeoff weight of an aircraft type Airbus A380 (575 Tons) one of the largest airplane in the world, it can be seen that the applied load on the landing gear structure is very high, and the impact structure is going to decrease the aircraft velocity, which further increases the efforts applied.

All these factors aim to use high-tech materials with specific mechanical characteristics for this type of project, so in order to assess and determine the mechanical properties of the steel 300M was developed a study in Mechanical Testing Center and Analysis of Failure (NEMAF). Tensile and hardness tests initially held in the material, confirmed the excellent relationship of mechanical properties for this type of steel, high strength (2010 MPa) Hardness (53HRC) and good ductility (10% AL). In accordance, microstructure was observed a lath martensitic structure, with a small amount of retained austenite. In the second part of the project were determined parameters as the fatigue limit, using the stair case method (955 MPa), the fracture toughness or K_{IC} (~ 65-67 MPa $\sqrt{m}$), the constants (C and m) from Paris equation used for determining the fatigue crack growth, finally the value of ΔK_{th} (~ 3.25-3.75 MPa $\sqrt{m}$) parameters obtained empirically.

To evaluate the results, a quantitative and qualitative comparison with steels of the same category and bibliography was performed. 300M steel manufactured by Brazilian industry, meets the quality standards expected for steel category, the relationship strength-ductility established for the material is excellent, proven to features such as hardenability, microstructure homogeneity and grain size, however some of the properties as K_{IC} material were lower than those found in materials with mechanical properties similar as Aermet 100 steel.

Keywords: 300M steel, mechanical properties, resistance, fatigue, toughness, microstructure.

SUMARIO

1. INTRODUÇÃO	13
1.1 Objetivo	14
1.2 Objetivos específicos	14
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 Aços	15
2.1.1 Aços com baixo teor de carbono	15
2.1.2 Aços com médio teor de Carbono	15
2.1.3 Aços com alto teor de Carbono	15
2.2 Sistemas de classificação dos aços	16
2.2.1 Efeitos dos principais elementos de liga	17
2.2 Aços-liga	18
2.3 Aços de Alta Resistência Baixa Liga	18
2.4 Aços Meio carbono e baixa liga	18
2.4.1 Aço 4340	19
2.4.2 Aço 300M	20
2.4.3 Tratamentos térmicos no aço 300M	20
2.4.4 Propriedades gerais aço 300M	21
2.4.5 Características gerais do aço 300M	22
2.5 Processos de fabricação	22
2.5.1 Forno Elétrico a Arco	23
2.5.2 Refusão a arco sob vácuo (VAR)	23
2.6 Tratamentos Térmicos	23
2.6.1 Têmpera e revenimento	24
2.6.2 Têmpera	24
2.6.3 Temperabilidade	25
2.6.4 Diâmetro crítico	26
2.6.5 Meios de têmpera e severidade de têmpera	26
2.6.6 Revenimento	27
2.6.7 Transformações no revenimento	27
2.6.8 Austenita retida e duplo revenimento	27
2.7 Microestrutura	28
2.8. Composição química	28
2.9 Ensaaios Mecânicos	30
2.9.1 Ensaio Tração	30
2.9.2 Propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração convencional	30
2.9.3. Ensaio dureza	31
2.10 Tenacidade à fratura K_{IC}	31
2.10.1 Comportamento na ponta da trinca materiais metálicos	31
2.10.2 Efeitos das trincas na resistência	32
2.10.3 Efeito de trincas em comportamento frágil e dútil	33
2.10.4 Tipos de carregamento	33
2.10.5 Equações matemáticas usadas para expressar K_{IC}	34
2.10.6 Valores da tenacidade à fratura e tendências	34
2.10.7 Tendências K_{IC} dos materiais	36
2.10.8 Influência da microestrutura no K_{IC}	37
2.11 Vida em fadiga	38
2.11.1 Descrição do carregamento cíclico	38

2.11.2 Tensão versus vida, curvas (S-N).....	39
2.11.3 Método estadístico para o limite em fadiga método da “escada”	40
2.12 Propagação de trinca por fadiga.....	41
2.12.1 Tendências no comportamento em propagação de trinca por fadiga.....	42
3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	43
3.1 Ensaio de dureza.....	44
3.2 Ensaio de tração.....	44
3.3 Ensaio tenacidade á fratura K_{IC}	45
3.4 Ensaio propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK).....	47
3.5 Método estadístico para determinar o limite em fadiga (método da escada).....	49
3.6 Análises microestrutural, químico e Fractografia.....	50
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
4.1 Análise químico.....	52
4.2 Microestrutura.....	54
4.2.1 Tamanho do grão.....	56
4.3 Dureza e microdureza.....	62
4.3.1 Microdureza.....	64
4.4 Ensaio de tração.....	66
4.5 Ensaio tenacidade á fratura K_{IC}	69
4.5.1 Correção comprimento da trinca.....	71
4.5.2 Mecânica da fratura.....	73
4.6 Limite de vida em fadiga método estatístico da “escada” (<i>stair casemethod</i>).....	75
4.6.1 Análise fractografico.....	77
4.7 Propagação de trincas por fadiga (da/dN).....	79
4.7.1 Correção curvatura da trinca (tunelamento).....	86
4.7.2 Avaliação dos resultados.....	88
5. VARIAÇÃO ESTATÍSTICA PROPRIEDADES DOS MATERIAIS	90
5.1 Media e desvio padrão.....	90
6. DISCUSSÃO	93
7. CONCLUSÕES	94
8. RECOMENDAÇÕES	95
BIBLIOGRAFIA	96

1. INTRODUÇÃO

O aço 300M é um material com uma excelente relação de propriedades mecânicas. Alta resistência, dureza e ductilidade são propriedades características deste tipo de material. Estas propriedades inerentes da composição química e tratamentos térmicos, fazem do aço 300M escopo de múltiplas pesquisas, o interesse gerado por este aço de alta resistência esta fundamentado na otimização da relação peso/resistência, ideal para aplicações de alto compromisso estrutural e diminuição de peso como trem de pouso de aeronaves comerciais como aeroespaciais (NASA Shuttle Orbiter)

Este material foi fundamental tanto para o desenvolvimento da tecnologia aeroespacial como para os fabricantes dos aços brasileiros. O desenvolvimento do aço 300M radicou na necessidade do projeto desenvolvido pela CTA para encontrar um material que cumprira os requerimentos técnicos para os envelopes dos motores dos veículos lançadores do projeto denominado como SONDA IV. O trabalho conjunto entre Usiminas, CTA e a empresa Electrometal derivou num enorme avanço tecnológico na produção deste tipo de materiais, levando ao Brasil a melhorar a qualidade e aumentar a produção de aços de alta tecnologia.

A evolução do aço 300M está totalmente ligado as múltiplas pesquisas realizadas durante anos, desenvolvidas por autores como; (YOUNGBLOOD;RAGHAVAN, 1978), (ABDALLA et al., 2007), (ZHANGA et al., 2011), (ANAZAWA et al., 2012) entre outros. Este tipo de estudos, tem como escopo principal modificar a temperatura e tempo de permanência durante o processo de temperado e revenido para obter um grau austenítico fino e homogêneo, desenvolvendo no material uma estrutura principalmente martensítica. A composição química do aço 300M é um fator preponderante para obter as principais características do material, a porcentagem em peso do Si (~1,75%) e carbono (~42%) facilitam o processo de tempera aumentando a possibilidade de atingir uma maior profundidade durante o processo.

A empresa brasileira Villares Metals desenvolveu durante anos, diferentes técnicas de fabricação e produção de aços de alta resistência como o aço Vart 100 substituição do aço Aermet 100, e o aço 300M modificando o aço AISI 4340. O material de estudo aço 300M, foi desenvolvido utilizando equipamentos mas modernos como o forno elétrico a arco e método de refusão a arco sob vácuo, processos que ajudam na homogeneização do material e eliminação de impurezas, além disto, foi realizado um tratamento térmico de temperado (870 °C) resfriamento em óleo, e posteriormente um duplo revenimento, processos que facilitam a eliminação da austenita retida. Para determinar as características do material, garantir a qualidade do processo de fabricação e avaliar as propriedades mecânicas do mesmo, foram projetados os seguintes objetivos.

1.1 Objetivo.

Conhecer e avaliar as propriedades mecânicas do aço 300M com um tratamento térmico de têmpera sob vácuo, resfriamento ao óleo e duplo revenido, além disso, o projeto busca realizar a análise microestrutural do material, estudando os microconstituintes, tamanho do grão, presença de precipitados e composição química, de tal modo que seja possível compreender o comportamento do material.

1.2 Objetivos específicos.

Para cumprir com o objetivo inicialmente proposto estabeleceram-se uma serie de objetivos específicos:

- Analisar e avaliar o tratamento térmico aplicado no material de estudo.
- Determinar as características mecânicas principais do material (ensaio tração e dureza).
- Avaliar a propagação de trinca por fadiga em duas orientações de extração Circunferencial-Radial (C-R) e Radial-Circunferencial (R-L), comparando o comportamento do material, aplicando taxas de carregamento $R=0,1$ e $R=0,5$.
- Estimar o limite de vida em fadiga aplicando o *Stair case method*.
- Determinar a propriedade do material K_{IC} em duas orientações de extração Circunferencial-Radial (C-R) e Radial-Longitudinal (R-L)
- Identificar os microconstituintes presentes no material.
- Estabelecer o tamanho médio de grão.
- Avaliar presença e dispersão de precipitados ou partículas de segunda fase.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Aços

Aços são ligas de ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga; existem milhares de ligas que têm diferentes composições e / ou tratamentos térmicos. As propriedades mecânicas são sensíveis ao conteúdo de carbono, que é normalmente inferior a 1,0% em peso. Alguns dos aços mais comuns são classificados de acordo com a concentração de carbono-quais sejam: aços com baixo, médio e alto teor de carbono. Também existem subclasses dentro de cada grupo de acordo com a concentração de outros elementos de liga. Os aços- carbono contêm apenas concentrações residuais de impurezas além do carbono e um pouco de manganês. Para as ligas de aço, mais elementos de liga são adicionados intencionalmente em concentrações específicas.

2.1.1 Aços com baixo teor de carbono

Dentre todos os diferentes tipos de aço, aqueles produzidos em maiores quantidades se enquadram na classificação de baixo teor de carbono. Esses aços contêm geralmente menos do que aproximadamente 0,25% em peso de carbono e não respondem a tratamentos térmicos que visem à formação de martensita; o aumento na resistência é conseguido através do trabalho a frio. As Microestruturas consistem nos constituintes ferrita e perlita. Como consequência, estas ligas têm relativamente baixa dureza e resistência, mas possuem ductilidade e tenacidade excepcionais. Em geral, eles possuem um limite de escoamento de 275 MPa, limites de resistência à tração entre 415 e 550 MPa, e uma ductilidade de 25% AL.

2.1.2 Aços com médio teor de Carbono.

Os aços com médio teor de carbono possuem concentrações de carbono entre aproximadamente 0,25 e 0,60% em peso. Essas ligas podem ser tratadas termicamente por austenitização, têmpera, e então revenido para melhorar as suas propriedades mecânicas. Eles são utilizados com maior frequência na condição de revenido, possuindo microestruturas de martensita revenida. Essas ligas tratadas termicamente são mais resistentes do que aços com baixo teor de carbono, porém comprometendo a ductilidade e a tenacidade.

2.1.3 Aços com alto teor de Carbono.

Os aços com alto teor de carbono, que possuem normalmente teores de carbono entre 0,60 e 1,4% em peso, são os mais resistentes e, portanto, os menos dúcteis dos aços-carbono. Eles são usados quase sempre em uma condição endurecida e revenida e, como tal, são especialmente resistentes ao desgaste e capazes de manter um fio de corte bem afiado. Os aços-ferramenta e os utilizados em matrizes são ligas com alto teor de carbono, contendo geralmente cromo, vanádio, tungstênio e molibdênio. Esses elementos de liga combinam-se com o carbono para formar carbeto muito duros e resistentes ao desgaste. Esses aços são usados como ferramentas de corte e como matrizes para moldar e conformar materiais, bem como facas, lâminas de corte, laminas de serras, molas, e arames de alta resistência(CALLISTER; RETHWISCH, 2010).

2.2 Sistemas de classificação dos aços

Dada a grande variedade de tipos de aços, foram criados sistemas para sua classificação, os quais periodicamente são submetidos a revisões. Os aços podem ser classificados em grupos, em base de propriedades comuns:

- a- Composição, como aços-carbono e aços-liga.
- b- Processo de acabamento, com aços laminados a quente ou aços laminados a frio.
- c- Forma do produto acabado, como barras, chapas grossas, chapas finas, tiras, tubos ou perfis estruturais.

Uma das classificações mais generalizadas e que, inclusive, serviu de base para o sistema adotado no Brasil é a que considera a composição química dos aços e, dentre os sistemas conhecidos, são muito usados os da "*American Iron and Steel Institute - AISI*" - e da "*Society of Automotive Engineers - SAE*". A Tabela 1, adaptada do DATABOOK - 1980, editado pela *American Society for Metals* mostra a designação adotada pela AISI e SAE que coincidem e a do "*Unified Numbering System - UNS*", devido à "*American Society for Testing Materials - ASTM*" e SAE.

Tabela 1. Sistemas SAE, AISI e UNS de classificação dos aços..

Designação	Tipos de Aço	
AISI-SAE	UNS	
10XX	G10XXX	Aços-carbono comuns
11XX	G11XXX	Aços de usinagem fácil, com alto S
12XX	G12XXX	Aços de usinagem fácil, com alto P e S
15XX	G15XXX	Aços-Mn com manganês acima de 1%
13XX	G13XXX	Aços-Mn com 1,75% de Mn médio
40XX	G40XXX	Aços-Mo com 0,25% de Mo médio
41XX	G41XXX	Aços-Cr-Mo com 0,4 a 1,1% de Cr e 0,08 a 0,35% de Mo
43XX	G43XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 1,65 a 2 de Ni, 0,4 a 0,9% de Cr e 0,2 a 0,3% de Mo
46XX	G46XXX	Aços-Ni-Mo com 0,7 a 2% de Ni e 0,15 a 0,3% de Mo
47XX	G47XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 1,05% de Ni, 0,45% de Cr e 0,2% de Mo
48XX	G48XXX	Aços-Ni-Mo com 3,25 a 3,75% de Ni e 0,2 a 0,3% de Mo
51XX	G51XXX	Aços-Cr com 0,7 a 1,1% de Cr
E51100	G51986	Aços-cromo (forno elétrico) com 1% de Cr
E52100	G52986	Aços-cromo (forno elétrico) com 1,45% de Cr
61XX	G61XXX	Aços-Cr-V com 0,6 ou 0,95% de Cr e 0,1 ou 0,15% de V mín.
86XX	G86XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,2% de Mo
87XX	G87XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,25% de Mo
88XX	G88XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,3 a 0,4 de Mo
92XX	G92XXX	Aços-Si com 1,8% a 2,2% de Si
50BXX	G50XXX	Aços-Cr com 0,2 a 0,6% de Cr e 0,0005 a 0,003% de boro
51B60	G51601	Aços-Cr com 0,8% de Cr e 0,0005 a 0,003 de boro
81B45	G81451	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,3% de Ni, 0,45% de Cr, 0,12% Mo e 0,0005 a 0,003% de boro
94BXX	G94XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,45% de Ni, 0,4% de Cr, 0,12% Mo e 0,0005 a 0,003% de boro

Fonte: ("HANDBOOK aços e ligas", [s.d.])

Nesse sistema, as letras XX ou XXX correspondem a cifras indicadoras dos teores de carbono. Assim, por exemplo, nas designações AISI-SAE, a classe 1023 significa aço-carbono com 0,23% de carbono em média e na designação UNS, a classe G10230, significa o mesmo teor de carbono. Por outro lado, os dois primeiros algarismos diferenciam os vários tipos de aços entre si, pela presença ou somente de carbono como principal elemento de liga (além, é claro, das impurezas normais silício, manganês, fósforo e enxofre), ou de outros elementos de liga, como níquel, cromo, etc., além do carbono.

Assim, quando os dois primeiros algarismos são 10, os aços são simplesmente ao carbono; quando são 11, os aços são de usinagem fácil com alto enxofre; quando são 40, os aços são ao molibdênio, com 0,25% de molibdênio em média e assim em seguida.

Ainda de acordo com a ABTN, os aços-liga são os aços em que possuem outros elementos de liga, não se considerando como tais os elementos adicionados para melhorar sua usinabilidade. A soma de todos esses elementos, inclusive carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre não podem ultrapassar 6%. No caso dos elementos silício, manganês e alumínio, sempre presentes nos aços-carbono, os aços serão considerados ligados quando seus teores ultrapassarem 0,6%, 1,65% e 0,1 respectivamente (*“Handbook aços e ligas”*, [s.d.]).

2.2.1 Efeitos dos principais elementos de liga

Os principais efeitos dos elementos de liga sobre as propriedades mecânicas, microestrutura, tratamentos térmicos e outras características dos aços são:

- Aumentar a temperabilidade, pelo deslocamento para a direita das curvas de início e fim de transformação da austenita no diagrama TTT.
- Com o deslocamento das curvas, torna-se possível a têmpera de seções mais grossas e a utilização de meios de têmpera mais brandos, por exemplo, óleo ou mesmo ar, em vez de água, garantindo uma estrutura temperada com maior quantidade de martensita.
- Diminuição do risco de empenamento e fissuração.
- Outro efeito do aumento da temperabilidade relaciona-se com a temperatura do revenido, a qual, nos aços de ligas, é mais elevada do que nos aços-carbono comuns, para os mesmos níveis de dureza, essa maior temperatura de revenido facilita a remoção de tensões internas. Do mesmo modo, para o mesmo nível de dureza ou de endurecibilidade, os aços apresentam maior tenacidade.
- Aumentar a dureza e resistência mecânica da ferrita, quando se dissolvem nesse constituinte, com consequente aumento de dureza e resistência mecânica do aço, mesmo antes de qualquer tratamento térmico.
- Aços com elementos de liga que tem a tendência de formar carbonetos, com cromo, molibdênio, vanádio e outros, os quais não só elevam a temperatura do revenido como também provocam um retardamento no amolecimento do aço pelo revenido.
- Aumentar a resistência à corrosão: os elementos mais atuantes nesse sentido são, como se sabe, o cromo, níquel, cobre, fósforo, os quais, mesmo teores relativamente baixos, melhoram muito a resistência à corrosão atmosférica: o cromo, em teores elevados, torna o aço inoxidável.
- Aumentar a resistência ao desgaste.
- Modificar as características elétricas e magnéticas.

Os efeitos de elementos de liga como o níquel, cromo e manganês foram analisados sobre os valores obtidos no ensaio de tração em corpos de prova de pequena seção de aço laminado com 0,2% de carbono. Verifica-se que o níquel que, como se sabe, se dissolve na ferrita, aumenta razoavelmente os limites de resistência à tração e de escoamento, sem afetar muito sensivelmente a ductilidade. O cromo, que além de se dissolver na ferrita forma carbonetos, possui efeito mais apreciável que o níquel no que se refere ao limite de escoamento e à resistência à tração, provocando, entretanto queda de maior nos valores de

alongamento e estrição. O manganês, cujo efeito é analisado em três tipos de aços, com teores baixo e médio de carbono, aumenta as propriedades de resistência mais ou menos na mesma proporção do que o cromo (CHIAVERINI, 2008).

2.2 Aços-liga

Para proporcionar melhores propriedades mecânicas, conforme a necessidade de cada aplicação, quantidades de elementos de liga podem ser adicionados intencionalmente ao aço carbono. Dessa forma, surgem os chamados aços-liga que, de acordo com a quantidade de elementos acrescentados em sua composição, podem ser classificados como aços de baixa, média ou alta liga.

Nestes aços, os seguintes elementos podem ser incorporados: manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio, vanádio, nióbio, boro, alumínio, titânio, tungstênio, cobalto, cobre, zircônio, chumbo, etc. Tais elementos atuam de forma diferenciada e seus principais efeitos provocam alterações de propriedades mecânicas, tais como aumento de resistência, aumento da dureza, melhoria da temperabilidade, melhoria na tenacidade e usinabilidade e aumento da resistência à oxidação, à corrosão e à abrasão (SOUZA, 2001).

2.3 Aços de Alta Resistência Baixa Liga.

A tendência moderna no sentido de utilizar estruturas cada vez maiores, tem levado os engenheiros, projetistas e construtores a considerar o emprego de aços cada vez mais resistentes, para evitar o uso de estruturas cada vez mais pesadas.

Obter um material que conseguira cumprir os seguintes objetivos, leva vários anos de estudo.

- Aumentar a resistência mecânica permitindo o uso de seções mais leves.
- Melhorar a resistência à corrosão atmosférica.
- Melhorar a resistência ao choque e o limite de fadiga.
- Elevar a relação limite de escoamento para o limite de resistência à tração, sem perda apreciável de ductilidade.

Além da obtenção das características mecânicas do material, precisava-se manter a trabalhabilidade e a soldabilidade neste novo tipo de aço (CHIAVERINI, 2008).

Das necessidades previamente expostas surgiram os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) os quais vem sendo extensivamente desenvolvidos nas últimas décadas, visando obter propriedades adequadas a custo mínimo. Isto permite reduzir o teor de carbono significativamente, melhorando a soldabilidade e tenacidade destes aços. Estas novas composições químicas são também ideais para a realização de tratamentos termomecânicos ao invés de conformação seguida de tratamento térmico (COLPAERT, 2008)

Os aços micro ligados, conhecidos como aços HSLA (*High strength low alloy*) pelas siglas em inglês podem-se definir como aqueles que contêm pequenas quantidades, geralmente menores do 0,15%, de elementos de liga formadores de carbeto, nitreto, e carbonitretos os quais controlam direta e indiretamente a resistência e outras propriedades dos aços estruturais (ILLESCAS, 2007).

2.4 Aços Meio carbono e baixa liga.

A família de aços de ultra-alta resistência meio teor de carbono e baixa liga incluem o AISI / SAE 4130, 4140 de maior força, e 4340 de endurecimento mais profundo e maior resistência. Foram desenvolvidas várias modificações do aço base 4340.

Uma delas o aço 300M, com aumento no conteúdo de silício para evitar fragilização quando o aço é temperado nas baixas temperaturas requeridas para obter uma resistência mais elevada. Em materiais como o AMS 6434, vanádio é adicionado como um refinador de grão para aumentar a dureza, e o teor de carbono é ligeiramente reduzido para promover a soldabilidade. A tabela 2 indica a composição química desta classe de aços.

Tabela 2. Composição química dos aços de ultra-alta resistência.

Designação ou nome comercial	Composição, wt %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Co
Aços médio carbono baixa liga								
4130	0.28–0.33	0.40–0.60	0.20–0.35	0.80–1.10	...	0.15–0.25	...	...
4140	0.38–0.43	0.75–1.00	0.20–0.35	0.80–1.10	...	0.15–0.25	...	...
4340	0.38–0.43	0.60–0.80	0.20–0.35	0.70–0.90	1.65–2.00	0.20–0.30	...	...
AMS 6434	0.31–0.38	0.60–0.80	0.20–0.35	0.65–0.90	1.65–2.00	0.30–0.40	0.17–0.23	...
300M	0.40–0.46	0.65–0.90	1.45–1.80	0.70–0.95	1.65–2.00	0.30–0.45	0.05 min	...
D-6a	0.42–0.48	0.60–0.90	0.15–0.30	0.90–1.20	0.40–0.70	0.90–1.10	0.05–0.10	...
6150	0.48–0.53	0.70–0.90	0.20–0.35	0.80–1.10	...	...	0.15–0.25	...
8640	0.38–0.43	0.75–1.00	0.20–0.35	0.40–0.60	0.40–0.70	0.15–0.25	...	...
Aços de endurecimento ao ar médio-liga								
H11 mod.	0.37–0.43	0.20–0.40	0.80–1.00	4.75–5.25	...	1.20–1.40	0.40–0.60	...
H13	0.32–0.45	0.20–0.50	0.80–1.20	4.75–5.50	...	1.10–1.75	0.80–1.20	...
Aços alta tenacidade à fratura								
AF1410	0.13–0.17	0.10 max	0.10 max	1.80–2.20	9.50–10.50	0.90–1.10	...	13.50–14.50
HP 9-4-30	0.29–0.34	0.10–0.35	0.20 max	0.90–1.10	7.0–8.0	0.90–1.10	0.06–0.12	4.25–4.75

Fonte: Allen e Boardman (2005)

Aços com menos e menores inclusões não metálicas e produtos de laminado com menos imperfeições superficiais e internas são produzidos através da utilização de técnicas de fusão avançadas, tais como desoxidação do carbono sob vácuo, degaseificação a vácuo, eletro refusão (ESR), arco de vácuo refusão (VAR), e fusão de duplo vácuo (fusão de indução sob vácuo seguido por refusão arco vácuo). Estas técnicas produzem menos variação nas propriedades, maior ductilidade e tenacidade, especialmente na direção transversal e maior confiabilidade em serviço.

2.4.1 Aço 4340

Aço AISI/SAE 4340 é considerado padrão pelo qual os outros aços de ultra-alta resistência são comparados. Ele combina profunda temperabilidade com alta ductilidade, tenacidade e força. Tem alta resistência à fadiga e tenacidade à fratura. É usado em condições severas de serviço, onde é necessária alta resistência em perfis pesados. Em seções finas, o aço é endurecimento no ar, mas na prática, o temperado é feito ao óleo. Este material é imune à fragilização por revenimento. Ele não amolece em elevadas temperaturas; Ou seja, ela apresenta uma boa retenção de resistência. A fragilização por hidrogénio é um problema para o aço 4340 tratado termicamente para tensões superiores de 1400 MPa (200 ksi). Na tabela 3 são apresentadas as propriedades típicas do aço 4340.

Tabela 3. Propriedades típicas de um aço 4340, temperado em 845° e revenido em diferentes temperaturas.

Temperatura de revenido		Limite de ruptura		Limite escoamento		Elongação em 50mm	Redução	Dureza		Energia impacto Izod	
°C	°F	MPa	ksi	MPa	ksi	(2 in.),%	% área	HB	HRC	J	ft · lbf
205	400	1980	287	1860	270	11	39	520	53	20	15
315	600	1760	255	1620	235	12	44	490	49.5	14	10
425	800	1500	217	1365	198	14	48	440	46	16	12
540	1000	1240	180	1160	168	17	53	360	39	47	35
650	1200	1020	148	860	125	20	60	290	31	100	74
705	1300	860	125	740	108	23	63	250	24	102	75

Fonte: Allen e Boardman (2005).

2.4.2 Aço 300M

Como foi observado na seção anterior o aço AISI 4340 é um dos aços com melhores características mecânicas dentro da classificação dos aços de ultra-alta resistência, porem precisava incrementar algumas aplicações, ainda mais o nível de resistência e dureza conservando a ductilidade do material. O aço 300M é uma modificação do aço AISI 4340 com um incremento de Silício (1,6% Si), com um pouco mais de carbono (0,42%), molibdênio e também vanádio.

Este aço apresenta um teor de temperabilidade mais profunda com boa ductilidade e dureza, resistência aproximada de 1860 até 2070 MPa. Muitas destas propriedades são similares às apresentadas pelo aço 4340, exceto pelo incremento no silício que permite realizar processos de têmpera mais profundos, incrementando o endurecimento por soluções solidas e maior resistência ao amolecimento em altas temperaturas.

Comparado com o aço 4340 de resistência semelhante, o 300M pode ser revenido em altas temperaturas, o que fornece um maior alívio de tensões da têmpera. A fragilização aos 260 °C é deslocada a temperaturas maiores. Embora o material apresente melhoras no seu comportamento mecânico, devido ao aumento no teor de silício e do molibdênio, o 300M apresenta tendência á descarbonização, pelo qual se deve considerar esta informação para evitar esta degradação no material, ou remover as capas descarbonizadas depois do processo.

O aço 300M é utilizado principalmente em aplicações de alto compromisso estrutural, que precisem manter uma boa relação peso/resistência como o trem de pouso de aeronaves, partes da fuselagem, fixadores e vasos de pressão, etc. este material é encontrado principalmente em barras, chapas, placas, tubos, peças forjadas e fundidas.

2.4.3 Tratamentos térmicos no aço 300M.

Os tratamentos térmicos padrão, aplicados no aço 300M são:

- Normalizado: Aquecer a 915-940 °C e manter durante um período de tempo dependendo da espessura; resfriamento ao ar. Se a normalização é para melhorar a usinabilidade utilizar forno de têmpera a 650 a 675 °C antes do aço atingir a temperatura ambiente.
- Endurecido: Austenizado 860-885 °C têmpera em óleo com temperatura inferior de 70 °C, ou em sal 200-210 °C, manter por 10 minutos. E resfriar ao ar 70 °C ou inferior.

- Revenido: Manter de 2 a 4 horas a 260-315 °C. É recomendado realizar um revenimento duplo, este processo produz a melhor combinação de força e propriedades de alto impacto. O revenimento fora desta faixa de temperatura pode resultar em perda das propriedades do material.
- Esferoidização: Aquecer temperatura de 775 °C e manter durante um período de tempo que depende da espessura e temperatura do forno. Resfriamento até 650 °C a uma velocidade não mais rápida do que 5,5 °C / h; em seguida resfriar até 480 °C não mais rápido do que 10 °C / h; Finalmente, o resfriar ao ar até à temperatura ambiente. O mesmo esquema é recomendado para recozimento.

2.4.4 Propriedades gerais aço 300M

Variações na dureza, propriedades mecânicas, e temperaturas de revenido do aço 300M são apresentadas na tabela 4. Como o aço 300M tem uma profunda capacidade de endurecimento, tratamentos térmicos em barras de 75 mm de diâmetro têm basicamente as mesmas propriedades mecânicas de uma barra de 25 mm de diâmetro. Diminuições nas propriedades do material são observadas em barras de 145 mm de diâmetro.

Tabela 4. Propriedades mecânicas típicas do aço 300M, medidas tomadas de barra com 25 mm diâmetro, temperadas a 860 °C e revenidas a diferentes temperaturas..

Temperatura de revenido		Limite de ruptura		Limite de escoamento		Elongação em 50 mm	Redução de área,%	Energia impacto Charpy com entalhe V		Dureza
°C	°F	MPa	ksi	MPa	ksi			J	ft · lbf	HRC
90	200	2340	340	1240	180	6.0	10.0	17.6	13.0	56.0
205	400	2140	310	1650	240	7.0	27.0	21.7	16.0	54.5
260	500	2050	297	1670	242	8.0	32.0	24.4	18.0	54.0
315	600	1990	289	1690	245	9.5	34.0	29.8	22.0	53.0
370	700	1930	280	1620	235	9.0	32.0	23.7	17.5	51.0
425	800	1790	260	1480	215	8.5	23.0	13.6	10.0	45.5

Fonte: Allen e Boardman (2005)

Em testes de fadiga rotativa em máquinas R. R. Moore com espécimes polidos, limites de resistência de cerca de 800 MPa e 585 MPa foram encontrado para as orientações longitudinal e transversal, respectivamente, para aços 300M fundidos ao ar tratados para uma resistência à tração de cerca de 2025 MPa temperados ao óleo com temperatura de 870 °C e revenido a 290 °C. Processos de fabricação como refusão ao arco sob vácuo e refusão electroslog melhoram a ductilidade e resistência ao impacto transversal através da produção de uma microestrutura mais homogênea. Propriedades de seções transversais de refusão ao arco sob vácuo, e fundidos ao ar são comparados na Tabela 5 (ALLEN; BOARDMAN, 2005).

Tabela 5. Propriedades do aço 300M de uma seção transversal fundida ao ar e com Refusão ao arco sob vácuo.

Temperatura revenido		Limite de resistência		Limite escoamento		Elongação em 50mm, %	Redução de área,%
°C	°F	MPa	ksi	MPa	ksi		
Fusão ao ar							
315	600	1960	284	1620	235	5.0	11
425	800	1760	255	1540	223	7.0	14
540	1000	1585	230	1480	215	9.0	22
Refusão ao arco sob vácuo							
260	500	2020	293	1620	235	7.0	25
425	800	1760	255	1550	225	10.0	34
540	1000	1585	230	1480	215	11.0	35

Fonte: Allen e Boardman (2005).

2.4.5 Características gerais do aço 300M.

Estás são algumas características gerais do aço 300M.

- Material com boa temperabilidade.
- Microestrutura martensítica com alguma porcentagem de austenita retida.
- Estrutura cristalina Tetragonal de Corpo Centrado (TCC), gerada a partir da estrutura Cubica de Face Centrada (CFC) da estrutura base Austenita.
- Alta resistência mecânica (2000-2100 MPa), boa ductilidade (8-15% Al) e tenacidade à fratura (65-75MPa√m).
- Susceptível a fragilização por hidrogênio por tratamentos térmicos que aumentam em demasia a resistência do material.
- Apresenta tendência á decarbonização devido ao incremento nos teores de Si e Mo.
- Limite de fadiga entre 800 – 900 MPa.

2.5 Processos de fabricação.

Para obter os melhores resultados na fabricação de aços de alta resistência, além do aperfeiçoamento das técnicas de fusão e de processamento, foram estabelecidos métodos mais rigorosos de controle e inspeção. Aços com menos e menores inclusões não metálicas e produtos laminados com menos imperfeições superficiais e internas são produzidos com o uso de técnicas avançadas de fusão como desgaseificação sob vácuo, refusão electroslog (ESR), refusão a arco sob vácuo (VAR), e refusão de vácuo duplo. Este tipo de processo permitiu um avanço na obtenção de estruturas mais homogêneas e materiais com melhores propriedades conservando uma boa relação entre ductilidade e resistência (ALLEN; BOARDMAN, 2005).

O material escopo desta pesquisa o aço 300M foi produzido e fornecido pela empresa Villares Metals, o processo de fabricação inclui o uso de forno elétrico a arco (FEA) para realizar a fusão e refino, e posteriormente a refusão a arco sob vácuo, procedimentos que serão explicados nas próximas seções.

2.5.1 Forno Elétrico a Arco.

Numerosos tipos de fornos empregando a eletricidade como fonte de energia para a fusão e refino do metal têm sido desenvolvidos. Entretanto, em termos de utilização, o forno a arco e o forno de indução são os mais comuns. Como o emprego de escória no forno de indução é difícil (em função da dificuldade para seu aquecimento), estes fornos encontram maior emprego em fundições e praticamente 100% da tonelagem produzida em aciarias elétricas provém de fornos a arco. O forno elétrico a arco é, sem dúvida, o instrumento mais versátil de produção de aço, e vem se tornando também, nas últimas décadas, um dos mais eficientes. Algumas das importantes vantagens do forno elétrico a arco são:

- 1) Tem alta eficiência energética.
- 2) Permite produzir praticamente qualquer tipo de aço, em função do controle do aquecimento virtualmente independente de reações químicas.
- 3) É um aparelho extremamente versátil, no que tange a carga, podendo ser operado com 100% de carga sólida.
- 4) Permite operação intermitente e mudanças rápidas na produção, em escalas desde dezenas até centenas de toneladas.

2.5.2 Refusão a arco sob vácuo (VAR)

A refusão a arco sob vácuo permite a volatilização de impurezas, protege os elementos de liga oxidáveis (Ti e Al nas superligas) e favorece a desoxidação final pelo carbono, a traves da reação.

Enquanto que mesmo no processo VIM, o nível mínimo de oxigênio possível de se obter é limitado pela presença dos refratários, no processo VAR, em molde totalmente inerte, atingem-se valores extremadamente baixos (~5ppm) deste elemento.

O processo VAR é especialmente indicado para:

- Aços de media liga extremadamente sensíveis ao hidrogênio.
- Superligas
- Ligas de titânio e zircônio.

Além de ser empregado com excelentes resultados também nos materiais processados normalmente por ESR (SILVA; MEI, 2006).

Processos de metalurgia a arco elétrico sob vácuo destacaram-se devido à proteção e refino proporcionados pelo ambiente de vácuo, pela intensa liberação de calor do arco elétrico, da possibilidade de obtenção de um produto final homogêneo e controle das condições de fusão e solidificação. Dentre estes, o processo VAR (*vacuum arc melted*) ou refusão a arco sob vácuo, pelas suas características oferece alta eficiência energética, além da relativa simplicidade das fontes de corrente necessárias á manutenção do arco elétrico, como dos sistemas de vácuo e de controle (MUCSI, 1996).

2.6 Tratamentos Térmicos.

Os tratamentos térmicos são operações de aquecimento e resfriamento controlados, que visam afetar as características de aços e ligas especiais. Quando estas operações são

conjugadas a etapas de conformação mecânica, são chamadas de tratamentos termomecânicos.

Os tratamentos térmicos dos aços e ligas especiais englobam uma das mais amplas faixas de temperaturas dentre os processos industriais, variando desde o tratamento sub-zero (temperaturas abaixo de 0 °C) para estabilização, até a austenitização de alguns tipos de aços rápidos a 1280 °C. Além disso, diversas taxas de resfriamento são empregadas, visando a permitir a obtenção da exata estrutura desejada.

Os principais tratamentos térmicos empregados são:

- Recozimento.
- Normalização.
- Têmpera.
- Revenimento.

Os três primeiros envolvem transformações de fase a partir da austenita. So aplicam, portanto, a aços transformáveis. Obviamente, as diversas estruturas possíveis de se obter na transformação da austenita estão associadas a diferentes propriedades, desde o máximo de ductilidade e mínimo de dureza, característico das estruturas ferríticas, até os elevados valores de dureza e menor ductilidade associados á martensita(SILVA; MEI, 2006).

Para efeitos práticos serão expostos os tratamentos térmicos relacionados com o projeto desenvolvido.

2.6.1 Têmpera e revenimento

A microestrutura que, normalmente, conduz á melhor combinação de resistência e tenacidade em aços é a martensita revenida. Em geral esta microestrutura não pode ser garantida em aços no estado bruto de fornecimento (“como forjado” ou ”laminado”), recozidos ou normalizados e é necessário então empregar tratamentos de têmpera e revenimento. Da mesma forma, peças, que poderiam ser produzidas em aços simplesmente normalizados, podem se tornar mais leves (devido ao aumento de resistência), empregando-se aços temperados e revenidos.

Na seleção dos aços para têmpera e revenimento, a prioridade mais importante é a temperabilidade. Não se deve confundir temperabilidade com dureza máxima da têmpera, que é função do teor de carbono e da quantidade de martensita na microestrutura.

2.6.2 Têmpera

Quando empregado sem qualificativo, o termo “têmpera” indica um tratamento visando à formação de martensita. O tratamento de têmpera consiste por tanto, de:

- a) Aquecimento ate a temperatura adequada para obter uma microestrutura austenítica.
- b) Manutenção da peça neste patamar de temperatura por um tempo adequado
- c) Resfriamento em um meio que resulte em velocidade apropriada para obter formação de martensita.

A profundidade de endurecimento e a distribuição de dureza ao longo da seção em uma peça após a têmpera dependem da “temperabilidade” do aço, do tamanho e forma da peça, da temperatura de austenização e do meio de têmpera.

2.6.3 Temperabilidade.

Temperabilidade (ou “profundidade de penetração à têmpera”) é a característica que define a variação de dureza desde a superfície ate o núcleo da peça quando temperada. Está associada á capacidade de determinado aço formar martensita e por tanto, á velocidade critica de têmpera. O tamanho de grão austenítico e a homogeneidade da microestrutura inicial (austenítica) tem efeito sobre a temperabilidade do aço.

Enquanto o carbono tem um forte efeito sobre a natureza da martensita, a maior parte dos elementos de liga adicionados ao aço retarda as transformações de decomposição difusional da austenita, aumentando sua temperabilidade. Assim, a velocidade crítica para a formação da martensita é menor em aços que contem maior teor de elementos de liga, a exceção do cobalto, que reduz a temperabilidade.

Quando uma peça é submetida a uma têmpera, dois fatores influenciam a velocidade com a qual as diferentes posições na peça resfriam:

- a) A velocidade com a qual o calor é extraído, na superfície da peça, que é função do meio de têmpera selecionado.
- b) A transmissão de calor, por condução, dentro da peça.

Esta combinação de fatores faz com que diferentes posições em uma peça resfriem a diferentes velocidades, quando as curvas de resfriamento são superpostas aos diagramas CCT como se apresenta na Figura 1 é possível determinar as microestruturas obtidas, na têmpera.

Figura 1. Diferentes condições de resfriamento aplicadas a uma barra de um determinado aço resultam em diferentes distribuições de microestrutura na seção transversal da barra e do meio de resfriamento escolhido. Fonte: Colpaert (2008).

2.6.4 Diâmetro crítico

O método de Grossmann envolve temperar barras de diferentes diâmetros crescentes para determinar o diâmetro em que se obtêm 50% de martensita no centro da barra. Este é o método chamado diâmetro crítico. Esta avaliação pode ser feita metalograficamente ou a traves da medida de dureza. Embora a dureza de estruturas com 50% de martensita possa ser obtida de dados, é comum adotar o valor de 50 HRC como o “corte” para determinação do diâmetro crítico.

Para apresentar as medidas de temperabilidade em gráficos eram superpostas curvas chamadas curvas “U” em um único gráfico como mostrado na Figura 2.

Figura 2. Curvas de dureza ao longo do diâmetro, obtidas em barras de dois aços com C=0,4%, em têmpera em óleo e têmpera em água, das figuras é possível observar a diferença na dureza gerada pela adição dos elementos de liga. No eixo horizontal estão indicados os diâmetros em polegadas. Fonte: Colpaert (2008).

2.6.5 Meios de têmpera e severidade de têmpera

A tabela 6 apresenta o fator H determinado para diferentes meios de têmpera, adotando o resfriamento em água como referência ($H = 1$). Quanto maior a severidade de têmpera, mais rápido é o resfriamento. Entretanto, o potencial de ocorrência de distorção e trincas também cresce com o aumento da severidade de têmpera.

Tabela 6. Severidade de têmpera de diferentes meios comparados com água.

Meio de têmpera	Severidade de têmpera (H)	<div style="display: flex; align-items: center; justify-content: center;"> <div style="width: 20px; height: 100px; background: linear-gradient(to bottom, black 49%, white 49%, white 51%, black 51%); margin-right: 5px;"></div> <div style="text-align: left;"> Crescem: Velocidade de resfriamento Trincas Distorção </div> </div>
Óleo sem agitação	0,2	
Óleo moderadamente agitado	0,5	
Óleo violentamente agitado	0,7	
Água sem agitação	1,0	
Água fortemente agitada	1,5	
Salmoura sem agitação	2,0	
Salmoura fortemente agitada	5,0	

Fonte: Colpaert (2008).

2.6.6 Revenimento

As microestruturas martensíticas, diretamente obtidas da têmpera têm, em geral, um nível de tensões residuais excessivo e ductilidade e tenacidade muito baixas para permitir seu emprego na maior parte das aplicações. É necessário realizar um tratamento térmico subsequente, chamado de revenimento (ou revenido), que produz alterações microestruturais e alivia tensões decorrentes da têmpera, para que as peças possam ser empregadas.

O revenimento consiste no aquecimento a temperaturas inferiores a temperatura AC1 para aumentar a ductilidade e tenacidade e ajustar a resistência mecânica ao nível desejado e promover alívio de tensões.

2.6.7 Transformações no revenimento

O comportamento geral, no revenimento, é a redução da dureza, resistência mecânica e aumento de ductilidade. Em alguns casos, especificamente aços-ferramenta, pode ocorrer aumento da dureza no revenido, causado principalmente por endurecimento por precipitação. Este fenômeno é chamado endurecimento secundário. Por outro lado, é difícil generalizar o comportamento da tenacidade no revenido. Enquanto a tendência geral é que o aumento da temperatura de revenido conduza ao aumento da tenacidade, isto não ocorre de forma uniforme e, em algumas faixas de temperatura, fenômenos de redução de tenacidade (fragilização) podem ser observados. Os fenômenos que originam estas reduções de tenacidade são especialmente importantes por não se manifestarem, em nenhuma outra propriedade do aço nem através de alterações microestruturais facilmente identificáveis.

Do ponto de vista metalúrgico, as transformações que ocorrem no revenimento da martensita podem ser descritas pela seguinte sequência de estágios:

- a) Redistribuição dos átomos de carbono, até cerca de 100 °C;
- b) Precipitação de carbonetos na faixa de 100 a 300 °C. Além dos carbonetos ϵ , nos aços de teor de carbono mais elevado pode ocorrer a precipitação de cementita ou cementita combinada com carbonetos X. (Em alguns aços, elementos que dificultam a formação de carbonetos, tais como o silício, são adicionados visando viabilizar revenimento a temperaturas relativamente baixas);
- c) A austenita retida em aços de médio e alto carbono se descompõe na faixa de 200 a 300 °C (precipitação de carbonetos na austenita, reduzindo o teor de carbono, viabilizando a formação de martensita no resfriamento pós-revenimento);
- d) Acima de cerca de 300 °C inicia-se o processo de recuperação e recristalização da martensita (com eliminação de discordâncias) combinado com o crescimento e esferoidização de partículas de cementita. Estes processos resultam em queda de dureza e resistência mecânica;

Na faixa entre 500 e 650 °C, no caso de aços contendo elementos de liga formadores de carbonetos, pode ocorrer a precipitação de carbonetos destes elementos, tais como V_4C_3 , Mo_2C etc. o que causa um aumento de resistência e dureza.

2.6.8 Austenita retida e duplo revenimento

À medida que se aumenta o teor de carbono dos aços, as temperaturas MI e MF diminuem. Aumenta, então, a tendência à retenção de austenita na têmpera. Durante o revenimento pode ocorrer precipitação de carbonetos na austenita retida, reduzindo seu teor

de carbono e, conseqüentemente, aumentando MI e MF. No resfriamento após têmpera, pode se formar nova martensita, que precisa ser, então, revenida (COLPAERT, 2008).

2.7 Microestrutura.

Aços como o 300M são usualmente empregados na condição “temperado e revenido”, em que a temperatura e o tempo de revenimento da microestrutura predominantemente martensítica são escolhidos de acordo com o nível de dureza requerido. A adoção de novos tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos permite obter uma microestrutura multifásica composta, além da martensita, pelas fases ferrita e/ou bainita, contendo ainda teores expressivos de austenita retida. A microestrutura multifásica combina microconstituintes duros e dúcteis, abrindo um novo leque de possibilidades ao permitir ajustar os níveis de resistência e ductilidade visando melhorar as propriedades mecânicas como tenacidade e resistência à fadiga do aço (ABDALLA *et al.*, 2007).

Os aços multifásicos, quanto ao aspecto microestrutural, consistem de uma matriz ferrítica contínua contendo dispersões de segunda fase, como martensita e bainita. Estes aços também contêm teores de austenita retida, em frações volumétricas superiores a 5%. Estes aços incluem os aços bifásicos DP (*Dual Phase*), de plasticidade induzida por deformação TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), aços de fases complexas (CP) (*Complex Phase*) e finalmente os aços tipo (MART) com estrutura basicamente martensítica. Os aços bainíticos, usados em componentes da suspensão, são uma subsérie dos produtos bifásicos, onde a martensita é substituída pela bainita (ANAZAWA, 2007).

Em termos gerais o aço 300M apresenta estrutura principalmente martensítica, a qual pode variar a estruturas multifásicas, trifásicas ou bifásicas onde além da martensita é possível encontrar microconstituintes como a bainita, ferrita e austenita retida dependendo do roteiro de tratamento térmico desenvolvido.

2.8. Composição química.

As diversas propriedades físicas, elétricas, térmicas, mecânicas, etc. estão diretamente ligadas á composição química presente nos diferentes tipos de materiais. O aço 300M é basicamente uma modificação química do aço AISI 4340, com um incremento nos níveis de Si e Carbono, e adição de elementos de liga como Vn e Mo. O objetivo principal de realizar este tipo de alterações nos elementos de liga presentes nos diferentes tipos de aços tem como escopo melhorar ou modificar as características básicas do material inicial. A seguir serão apresentadas na tabela 7 as quantidades padronizadas pela ASM dos elementos de liga presentes no aço 300M.

Tabela 7. Composições químicas para aços típicos de baixa liga (aço 300M).

Aço	Composição, wt%(a)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Outros
300M	0.40–0.46	1.45–1.80	0.65–0.90	...	...	1.65–2.00	0.70–0.95	0.30–0.45	0.05 V min

Fonte: Allen e Boardman (2005)

A introdução de outros elementos de liga nos aços-carbono é feita quando se deseja um ou diversos dos seguintes efeitos:

- a) Aumentar a dureza e resistência mecânica;
- b) Conferir resistência uniforme através de toda a secção em peças de grandes dimensões;
- c) Diminuir o peso (consequência do aumento de resistência) de modo a reduzir a inércia de uma parte em movimento ou reduzir a carga morta em um veículo ou numa estrutura;
- d) Conferir resistência á corrosão;
- e) Aumentar a resistência ao calor;
- f) Aumentar a resistência ao desgaste;
- g) Aumentar a capacidade de corte;
- h) Melhorar as propriedades elétricas e magnéticas;

Geralmente esse aumento da resistência é conseguido pela adição de um ou vários elementos de liga em teores relativamente baixos, não ultrapassando sua soma o valor de 5% (CHIAVERINI, 2008).

Outro dos motivos principais para a adição de elementos de liga nos aços é conseguir um incremento na temperabilidade, isto é, retrasar o tempo requerido para a transformação de ferrita e perlita. Isto permite taxas de resfriamento mais lentas para produzir estruturas martensíticas completas. Basicamente há duas formas nas quais os elementos de liga podem reduzir a taxa de transformação da austenita. Estes podem reduzir ou a taxa de crescimento ou a taxa de nucleação da ferrita, perlita ou bainita.

O principal fator que limita a temperabilidade é a taxa de formação da perlita no joelho da curva C no diagrama TTT. Para discutir os efeitos dos elementos de liga no crescimento da perlita é necessário distinguir entre estabilizadores de austenita (Mn, Ni, Cu) e os estabilizadores da ferrita (Cr, Mo, Si). Os estabilizadores da austenita diminuem a temperatura A1, enquanto que os estabilizadores da ferrita tem o efeito oposto. Todos estes elementos tem dissolução substitucional na austenita e na ferrita (PORTER; EASTERLING, 1996).

No caso do aço 300M modificado quimicamente do aço 4340, podemos analisar as modificações realizadas na sua composição química. Uma das alterações mais relevantes é o aumento do teor de silício (Si), este elemento teve um incremento de 0.20–0.35 % peso a 1.45–1.80 % peso, este incremento no silício representa os seguintes efeitos no material:

- O silício estabiliza o carboneto ϵ e atrasa sua formação para cementita. Aços com 1 a 2% Si apresentam o carboneto ϵ até 400 °C, enquanto nos aços sem silício esse carboneto é estável até 200 °C.
- Alguns elementos como o Cr, Mo, W,V,Ti e Si estabilizam a martensita até temperaturas de 500 °C. Outros elementos, como o manganês e o níquel, diminuem esta estabilidade.
- Em aços carbono, as partículas de cementita começam a coalescer entre 350 e 400 °C, enquanto nos aços com Cr, Si, Mo, e W essa faixa passa para 500 a 550 °C.

Estes são os efeitos observados, que os elementos de liga como o Si provocam no tratamento térmico de revenimento (SILVA; MEI, 2006). Além disso, o incremento no teor de silício ajuda na prevenção de fragilização quando o aço é revenido a baixas temperaturas para aumentar a resistência. (ALLEN; BOARDMAN, 2005).

2.9 Ensaios Mecânicos

Um dos principais escopos do projeto visa determinar as propriedades mecânicas do material como o limite de ruptura, escoamento dureza, etc. Para medir estas características próprias de cada material, é fundamental desenvolver uma série de ensaios mecânicos, os quais serão detalhados na metodologia do projeto. A seguir será feita uma breve introdução teórica dos ensaios que ajudarão na obtenção dos parâmetros requeridos.

2.9.1 Ensaio Tração

O ensaio de tração consiste em submeter um material a um esforço que tende a esticá-lo ou alongá-lo. Geralmente, o ensaio é realizado num corpo de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. Este corpo de prova é fixado numa máquina de ensaio que aplica esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes por meio de um aparelho especial (comumente o extensômetro). Os esforços ou cargas são medidos na própria máquina de ensaio ou por meio de uma célula de carga, e o corpo de prova é levado até a sua ruptura.

2.9.2 Propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração convencional

Quando um corpo de prova metálico é submetido a um ensaio de tração, pode-se construir um gráfico tensão-deformação, pelas medidas diretas da carga (ou tensão) e da deformação que crescem continuamente até quase o fim do ensaio. Inicialmente o diagrama apresenta um comportamento linear que corresponde à lei de Hooke. A constante de proporcionalidade, E , é conhecida por módulo de elasticidade ou módulo de Young. No ponto onde a linearidade do diagrama termina é denominado limite elástico, definido como a maior tensão que o metal pode suportar, sem deixar qualquer deformação permanente quando o material é descarregado. Ao ser atingida uma tensão em que o material já não mais obedece à lei de Hooke, ou seja, a deformação não é proporcional à tensão, chega-se ao ponto denominado limite de proporcionalidade (SOUZA, 1982). Quando o material ultrapassa o limite de escoamento entra na zona de deformação plástica, no ponto no qual atinge a tensão máxima é denominado como limite de resistência, este é o ponto máximo que pode suportar o material, depois de atingir este limite o material inicia o processo de ruptura, em materiais dúcteis apresenta-se uma redução de área, fenômeno que nos materiais frágeis não acontece.

Para determinar a ductilidade do material é considerada a porcentagem de alongamento, determinada a partir da diferença apresentada do comprimento inicial do corpo de prova com respeito ao comprimento final após do ensaio.

Estes parâmetros básicos fornecidos pelo ensaio de tração são uns dos mais relevantes para iniciar o processo de caracterização do material.

Além das propriedades mencionadas anteriormente, do ensaio de tração é possível determinar num determinado material sua resiliência e tenacidade. A resiliência é a capacidade de um material de absorver energia quando ele é deformado elasticamente e, depois com a remoção da carga permitir a recuperação dessa energia. A tenacidade é a habilidade de um material

absorver energia e se deformar plasticamente antes de fraturar (CALLISTER; RETHWISCH, 2010).

2.9.3. Ensaio dureza.

A dureza de um material é a propriedade superficial do material de resistir deformação elástica e plástica na presença de esforços compressivos locais realizados por um corpo externo o qual não sofre deformações residuais (endentador ou penetrador) com determinada forma e dimensões. A norma técnica ASTM E 18-03 define a dureza Rockwell como um método de ensaio por endentação pelo qual, com o uso de um equipamento calibrado, um endentador cônico esferoidal de diamante (penetrador de diamante) ou esfera de aço endurecido (aço ou carbeto de tungstênio) é forçado contra a superfície do material ensaiado, em duas operações, e é medida a profundidade permanente da impressão sob condições específicas de carregamento (CALLE; HENAO, 2008). Para a medição dos parâmetros de dureza são utilizados 3 tipos de ensaios, Rockwell, Brinell e Vickers, devido á dureza que apresenta este material será utilizado o método Rockwell C o qual consegue medir altos índices de dureza nos diferentes materiais.

2.10 Tenacidade á fratura K_{IC}

A presença de uma trinca num componente, máquina, veículo ou estrutura pode debilitá-lo até o ponto de fraturá-lo em duas ou mais peças, isto pode acontecer em tensões inferiores ao limite de escoamento do material, onde a ruptura não seria normalmente esperada. Em elementos onde as trincas são difíceis de evitar, uma metodologia especial chamada *mecânica da fratura* pode ser utilizada para ajudar na seleção e planejamento dos componentes, para minimizar a possibilidade de fratura.

Além das trincas como tal, outro tipo de falhas podem desenvolver facilmente trincas na estrutura, estas devem ser tratadas como se fossem trincas. Exemplos incluem riscos superficiais, entalhes, vazios na soldadura, inclusões de substancias externas, delaminações em materiais com camadas.

A mecânica da fratura prove propriedades dos materiais que podem ser relacionadas ao comportamento do componente, permitindo uma análise específico da resistência e limite de vida para viários geometrias e tamanhos de trinca. Por outro lado, esta prove a base para selecionar um material e os detalhes do projeto para minimizar as possibilidades de falha devido a presença de trincas.

O uso efetivo da mecânica da fratura envolve a inspeção dos componentes para conhecer o tamanho e geometria da trinca que poderiam estar presentes. Os métodos para detecção de trincas inclui além da inspeção visual, meios tecnológicos como raios-X, fotografia, e ultra som.

2.10.1 Comportamento na ponta da trinca materiais metálicos

Em materiais dúcteis, como a maioria dos metais, grandes deformações plásticas acontecem ao redor da ponta da trinca. A região dentro da qual o material é deformado é chamado *zona plástica* este fenômeno é apresentado na Figura 3. Intensas deformações na ponta da trinca resulta no fechamento de uma trinca afiada a uma ponta embotada, com um comprimento de raio menor, mas nunca igual a zero. Consequentemente a tensão não será igual ao infinito, e a ponta da trinca estará aberta por uma quantidade finita, δ , chamada abertura de trinca ou crack-tip opening displacement (CTOD) pelas siglas em inglês.

Figura 3. Região de intensa deformação formando uma zona plástica na ponta da trinca de um material metálico. Fonte: Dowling (2013).

2.10.2 Efeitos das trincas na resistência.

Se a carga aplicada ao elemento contendo uma trinca é muito alta, a trinca pode crescer rapidamente e causar a falha do elemento, fraturando de modo frágil, com pouca deformação plástica. A partir da teoria da mecânica da fratura, pode-se definir uma quantidade bastante útil chamada fator de intensidade de tensão, K . Este parâmetro K , é a medida da intensidade da trinca numa determinada situação considerando seu comprimento, tensão e geometria. Para definir o valor de K , o material deve ter um comportamento elástico-linear, segundo a lei de Hooke, pelo qual a abordagem utilizada será a *mecânica da fratura elástico linear* (LEFM) pelas siglas em inglês.

Um determinado material pode resistir uma trinca sem apresentar fratura frágil em quanto o valor de K seja inferior ao valor de K_{IC} , chamado *tenacidade à fratura*. Uma ampla variedade de valores de K_{IC} de diferentes materiais são afetados pela temperatura e taxa de carregamento, outro fator relevante é a espessura do elemento. Peças mais finas tem menor valor de K_{IC} , quando é atingido o valor mínimo é denominado como K_{IC} chamado *tenacidade à fratura em plano de tensão*. Consequentemente, K_{IC} é uma medida da habilidade de um determinado material de resistir a fratura na presença de uma trinca. Por exemplo, considerando uma trinca no centro de uma chapa num determinado material solicitado a tensão, como é apresentado na figura 4, neste caso, K depende da tensão aplicada remotamente S e o comprimento de trinca a , medido desde a linha de centro como se apresenta na Figura 4.

Figura 4. Exemplo de trinca central em placa, com tensão remotamente aplicada S , comprimento de trinca a , e espessura b . Fonte: Dowling (2013).

Considerando o comprimento de trinca a desde a linha central da placa podemos relacionar a seguinte expressão matemática

$$K = S\sqrt{\pi a} \quad (a \ll b) \quad (1)$$

Esta equação é válida e precisa só se o valor de a (comprimento de trinca) é pequeno comparado com a metade do valor de b do elemento. Para um dado material e espessura com tenacidade à fratura K_c , o valor crítico da tensão remota necessária para causar a fratura está dada por

$$S_c = \frac{K_c}{\sqrt{\pi a}} \quad (2)$$

Consequentemente, trincas de maior tamanho tem um efeito maior na resistência do material do que as trincas de menor tamanho, como se poderia esperar.

2.10.3 Efeito de trincas em comportamento frágil e dúctil

Considere o comprimento de trinca onde a tensão para falha prevista pela MFEL é igual ao limite de escoamento, este ponto é conhecido como a_t ou comprimento de trinca de transição. Substituindo $S_c = \sigma_o$ e isolando o comprimento de trinca obtemos

$$a_t = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_o} \right)^2 \quad (3)$$

Em uma base aproximada, trincas maiores do que o comprimento de trinca de transição a_t , causara que a resistência esteja limitada pela fratura frágil, ao invés da deformação plástica.

2.10.4 Tipos de carregamento

Um corpo fraturado pode ser carregado em uma ou a combinação dos três diferentes modos de deslocamento com se apresenta na Figura 5. O modo I é chamado de *modo de abertura* e consiste do afastamento das duas superfícies da trinca. Para o modo II, o *modo de deslizamento*, as superfícies da trinca deslizam relativamente uma sobre a outra em direção normal à ponta da trinca. O modo III é o *modo de cisalhamento*, também envolve o deslizamento relativo das superfícies da trinca, mas agora a direção é paralela ao borde da trinca. O modo I é causado por carregamentos de tração, em quanto que os outros dois são causados por carregamentos cisalhantes em diferentes direções como é amostrado na Figura 5. A maioria dos problemas de interesse de trincas na engenharia, envolvem principalmente o modo I e são devido à tensão em tração, pelo qual a maioria dos análises serão limitados a este caso.

Figura 5. Modos básicos de deslocamento das superfícies da trinca. Fonte: Dowling (2013).

2.10.5 Equações matemáticas usadas para expressar K

Já foi observado que K pode estar relacionado á tensão aplicada e á comprimento da trinca por uma equação do tipo

$$K = F S_g \sqrt{\pi a}, \quad F = F(\text{geometry}, a/b) \quad (4)$$

O fator F é uma função adimensional que depende da geometria e modo de carregamento, e usualmente também da relação do comprimento da trinca para outras dimensões geométricas, como o os corpos de espessura completa ou media, para este tipo de análise são considerados diferentes tipos de corpo de prova, com diferentes posicionamentos da trinca, esta pode se localizar no canto ou no médio. Para cada caso, expressões polinomiais ou matemáticas são fornecidas para calcular o valor de F.

As vezes é conveniente trabalhar diretamente com as cargas aplicadas (forças), com a seguinte equação a qual é útil para superfícies planas

$$K = F_P \frac{P}{t\sqrt{b}}, \quad F_P = F_P(\text{geometry}, a/b) \quad (5)$$

Onde P é a força aplicada, t é a espessura do material, e b como definido anteriormente a parte útil. A função F_P é um novo fator geométrico adimensional relacionado na seguinte equação

$$F_P = F \frac{S_g t \sqrt{\pi a b}}{P} \quad (6)$$

Esta expressão pode ser utilizada para determinar o valor de F para placas com trinca no meio, no canto ou nos dois cantos, e com diferentes tipos de carregamentos como tensão e momento. Expressar K em função de F_P tem a vantagem que o comprimento da trinca está ligado ao fator dimensional F_P .

2.10.6 Valores da tenacidade á fratura e tendências

Em ensaios de tenacidade á fratura, é aplicado um incremento no deslocamento a um corpo de prova trincado, até a sua fratura. O crescimento da trinca é determinado observando o comportamento da força vs. o deslocamento (P-v), como amostrado na Figura 6 o desvio da linearidade nos gráfico (P-v), ou uma queda repentina na força devido ao crescimento rápido da trinca, identifica o ponto P_Q , correspondente a uma fase inicial da trinca. O valor de K, denotado como K_Q é calculado para este ponto. Se houver alguma queda na trinca antes da fratura final, K_Q poderia um pouco menor do que o valor de K_c correspondente á fratura final do corpo de prova.

Figura 6. Tipos principais de comportamento que podem apresentar os ensaios de tenacidade á fratura. Gráficos do comportamento Força – Deslocamento (CTOD). Fonte: ASTM E399-12 (2012)

Os ensaios de tenacidade á fratura em materiais metálicos baseados no princípio da MFEL são orientados por diversas normas ASTM, principalmente pelas normas E399 e E1820, a tendência neste tipo de normas aponta ao decrescimento do parâmetro K_Q com o incremento do valor de da espessura t , como se ilustra nos dados plotados na Figura 7. Isto acontece devido a que o comportamento é afetado pela zona plástica na ponta da trinca de uma forma na qual depende da espessura. uma vez que a espessura obedece á seguinte relação, envolvendo o limite de escoamento, não é esperado um decrescimento adicional

$$t \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_o} \right)^2 \quad (7)$$

Os valores de K_Q que atingem este requerimento são denotados como K_{IC} determinado como o valor mais crítico do material. Em projetos de engenharia que empregam materiais com uma espessura tal que o valor de K_Q é maior do que o valor de K_{IC} , podem utilizar valores de K_{IC} , em tanto seja considerado que este valor prove um nível de conservadorismo.

Figura 7. Efeito da espessura na tenacidade á fratura de uma liga de aço, tratado termicamente para um limite de ruptura de $\sigma = 1720$ MPa. Fonte: Dowling (2013).

2.10.7 Tendências K_{IC} dos materiais

Valores de K_{IC} para metais de engenharia estão geralmente num intervalo de 20 até 200 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Para certa classe de metais com incremento na resistência, há sido determinado que a tenacidade á fratura diminui junto com a ductilidade do material, este comportamento é apresentado na Figura 8.

Figura 8. Decrescimento da tenacidade á fratura, com o incremento do limite de escoamento por tratamentos térmicos para vários tipos de aços de ultra alta resistência. Fonte: Dowling (2013).

Um exemplo mais específico da diminuição da tenacidade á fratura com o incremento da resistência do material é apresentado na Figura 9, nesta ilustração são apresentados os dados do incremento da resistência no aço AISI 4340 com diferentes tratamentos térmicos.

Figura 9. Variação de K_{IC} do aço AISI 4340 com aumento de resistência devido á diferentes tratamentos térmicos de temperado e revenido. Fonte: Dowling (2013).

2.10.8 Influencia da microestrutura no K_{IC}

Aparentes pequenas variações na composição química ou processamento de um determinado material pode afetar significativamente a tenacidade á fratura. Por exemplo, inclusões de sulfeto em aços, incluso em níveis microscópicos facilita a fratura do material. A influência do conteúdo de enxofre na tenacidade á fratura de um material é amostrada na Figura 10.

Figura 10. Efeito do conteúdo de enxofre na tenacidade á fratura aço AISI 4345. Fonte: Dowling (2013).

A tenacidade á fratura geralmente é mais sensível do que outras propriedades do material á anisotropia e planos de deslizamento introduzidos durante o processo de fabricação do material. Por exemplo, metais forjados, laminados ou extrusados, os grãos são alongados ou aplanados em certa direção, e a fratura é mais fácil quando a trinca cresce paralela aos planos de um grão alongado. Inclusões não metálicas e micro vazios podem também torna-se alongados, assim eles também podem causar variação na direção da fratura.

Por isso múltiplos ensaios de K_{IC} são desenvolvidos para espécimes com diferente orientação relativa á peça original do material. As seis combinações possíveis de planos de propagação e direção num corpo de prova de secção retangular são amostrados na Figura 11.

Figura 11. Designação para os planos e direção de propagação da trinca em seções retangulares. Fonte: Dowling (2013).

2.11 Vida em fadiga.

Componentes de máquinas, veículos, e estruturas estão submetidas a carregamentos repetitivos, resultando em tensões cíclicas que podem conduzir a danos microscópicos ao material. Incluso em carregamentos baixos, inferiores ao limite de ruptura do material, estes danos microscópicos podem-se acumular com os diferentes ciclos, até gerar uma trinca ou outro tipo de dano macroscópico que conduz á falha do componente. Este processo de dano e falha devido a carregamento cíclico é chamado *fadiga*.

Na atualidade há três tipos principais de abordagem para estudar e desenhar os componentes evitando falhas por fadiga. O tradicional foi baseado na tensão nominal aplicada no componente, a tensão nominal pode ser determinada para carregamentos cíclicos considerando o efeito da tensão media e considerando os efeitos dos concentradores de tensão como furos, ranhuras, etc. Outra abordagem esta baseada na deformação, a qual envolve uma análise do comportamento localizado nos concentradores de tensão durante o carregamento cíclico. Finalmente está a abordagem baseada na *mecânica da fratura*, a qual estuda especificamente a propagação de trinca pelos métodos da mecânica da fratura.

2.11.1 Descrição do carregamento cíclico.

Algumas aplicações práticas, e muitos ensaios de fadiga nos materiais, envolvem um nível de ciclos entre a tensão máxima e mínima constante, isto é chamado de tensão em amplitude constante como é amostrado na Figura 12.

O intervalo de tensão $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$, corresponde a diferença entre os valores de tensão máximos e mínimos. A média do valor máximo e mínimo de tensão representa o valor da tensão media σ_m . A tensão media deveria ser zero como amostra a Figura 12 (a), porem frequentemente o comportamento cíclico é como amostra a Figura 12 (b), a metade do rango é chamado amplitude de tensão σ_a , que é a variação respeito a media.

As expressões matemáticas para estas definições básicas são

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}, \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (8)$$

O termo de tensão alternante é utilizado por alguns autores e tem o mesmo significado de amplitude de tensão, também é útil denotar que.

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a, \quad \sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a \quad (9)$$

Figura 12. Representação gráfica tensão média (σ_m), amplitude de tensão (σ_a). Caso (a) carregamento completamente reverso $\sigma_m=0$; (b) tensão média diferente de zero; (c) apresenta uma tensão $\sigma_{\min}=0$. Fonte: Dowling (2013).

A tensão mínima e máxima ($\sigma_{\min}$) e ($\sigma_{\max}$) são relacionadas como a razão de tensões R na expressão

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (10)$$

Quando a tensão média igual a zero $\sigma_m=0$ e a razão de carregamento igual a menos um $R=-1$, é possível estabelecer um carregamento completamente reverso como amostra a Figura 12 (a).

2.11.2 Tensão versus vida, curvas (S-N).

Se um corpo de prova de um material ou um componente de engenharia é solicitado suficientemente a uma tensão cíclica, uma trinca por fadiga ou outro dano pode-se desenvolver na peça. Se o ensaio é repetido em altos níveis de tensão, o número de ciclos para falhar serão menores. O resultado deste tipo de ensaio em diferentes níveis de tensão pode ser plotado para obter uma curva de tensão-vida, também chamada *curva S-N*.

A amplitude de tensão ou tensão nominal, σ_a ou S_a , é comumente plotado versus o número de ciclos até a falha N_f como se amostra na Figura 13. Para realizar este tipo de ensaios são utilizadas tensões médias igual à zero, e uma determinada taxa de carregamento R .

Se os dados S-N são aproximados a uma linha reta na escala log-linear, a seguinte equação pode ser utilizada para obter uma representação matemática da curva:

$$\sigma_a = C + D \log N_f \quad (11)$$

Nesta equação, C e D são constantes de linearização, para dados aproximados a uma linha reta na escala log-log a correspondente equação é

$$\sigma_a = A N_f^B \quad (12)$$

Figura 13. Curva tensão vs. ciclos (S-N) ensaio em fadiga rotativa de um alumínio 7075-T6. Fonte: Dowling. (2013)

Alguns materiais como aços carbono ou de baixa liga, parece haver um nível de tensão abaixo do qual a falha por fadiga não ocorre em condições normais, onde a curva S-N inicia um comportamento plano, a amplitude de tensão é conhecida como S_e . Tal limite inferior na amplitude de tensão é chamado de limite de fadiga (DOWLING, 2013).

2.11.3 Método estadístico para o limite em fadiga método da “escada” ou Stair casemethod.

Verificou-se, para a determinação específica e precisa do limite de fadiga, que as curvas S-N conduzem a grande espalhamento e que esse limite é uma quantidade estatística, que exige uma técnica especial. O S_e médio obtido com as curvas S-N não tem muita precisão. Desse modo, não adianta usar um grande numero de corpos de prova “iguais”, retirados de uma mesma amostra, que ainda não se consegue um limite de fadiga preciso, por que foi visto que cada corpo de prova tem o seu próprio limite de fadiga, dependente de inúmeros fatores mecânicos (principalmente) e metalúrgicos, respectivamente na usinagem do corpo de prova e na fabricação do material. Observe-se que nesses estudos o material mais utilizado é o aço, obviamente por que possui limite de fadiga bem definido.

Dessa maneira, foram elaborados métodos especiais baseados na estatística, que indicam o limite de fadiga. Dentre os métodos existentes, será visto o método da “escada” desenvolvido por Dixon e Mood em 1948, que não envolve conceitos muito complicados da estatística (SOUZA, 1982).

No método da escada o primeiro corpo de prova é ensaiado no nível de tensão que este mais próximo ao limite de fadiga. Se o limite de fadiga do primeiro corpo de prova é menor do que a tensão aplicada, o corpo de prova vai se romper dentro de um limitado número de ciclos. Nesse caso a tensão aplicada no próximo corpo de prova será diminuída numa quantidade específica, chamada tamanho da escada (s). Se a tensão aplicada é menor do que o limite de fadiga a tensão aplicada no próximo corpo de prova se incrementara na mesma quantidade s . Este procedimento é repetido até que N espécimes tenham sido ensaiados. Isto resulta no método da escada, um exemplo é apresentado na tabela 8 onde o degrau está dado por 20 MPa, a letra “X” representa os corpos de prova que fraturaram nesse nível de tensão específico, a letra “O” significa que o espécimen não rompeu e superou o nível de ciclos desejado num determinado nível de tensão.(BRAAM; VAN DER ZWAG, 1998).

Tabela 8. Exemplo dos dados obtidos com o método da escada com um degrau de 20 MPa.

Si (MPa)	1	2	3	4	5	6	7	8	.	.	.	.	.	.	.	N	i*m	im	i^2m
360	.	.	.	.	.	.	.	X	.	.	.	.	.	.	.	4	0	0	0
340	.	.	.	.	.	X	.	O	.	X	.	X	.	.	.	3	1	3	9
320	X	.	X	.	O	.	O	.	.	.	O	.	X	.	.	2	3	6	12
300	.	O	.	O	.	.	.	.	.	.	.	.	.	X	.	1	2	2	2
280	.	.	.	.	.	.	.	.	.	.	.	.	.	.	O	0	1	0	0
Sum:																	7	11	23

Fonte: Braam e Van Der Zwag (1998).

Para se determinar o limite de fadiga médio (estatístico), baseia-se no evento que ocorreu em menor número, ou seja, para este caso consideram-se apenas os corpos de prova que não romperam. Para determinar este limite, são utilizadas as seguintes expressões matemáticas

$$\overline{Se} = Se + d \frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \quad (13)$$

$$\delta = 1,620 * d \frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \quad (14)$$

Sendo $\overline{Se}$ o limite médio da vida em fadiga e δ o desvio padrão.

2.12 Propagação de trinca por fadiga.

Sob condições de carregamento cíclico, o início do crescimento da trinca desde uma falha ou defeito pré-existente pode acontecer em valores de intensidade de tensão máxima que são muito inferiores á tenacidade a fratura quase estática. Para condições de deformação elástica de pequena escala, onde a zona não linear na ponta da trinca é uma mera perturbação, caso contrario dos materiais elásticos. Autores como Paris, Gomez e Anderson (1961) postularam que, o crescimento da trinca por fadiga sob carregamento cíclico deveria ser governada pela “lei”.

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (15)$$

Onde da/dN é a razão no comprimento da trinca por fadiga pelo carregamento cíclico, sendo a o comprimento da trinca e N é o numero de ciclos por fadiga e ΔK é o intervalo do fator de intensidade de tensão definido como

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (16)$$

Os termos C e m da equação de Paris são constantes empíricas as quais tem uma correlação direta com as propriedades do material, a microestrutura, frequência da fadiga, tensão media, taxa de carregamento, médio ambiente, tipo de carregamento, estado de tensão, e temperatura do ensaio. A lei empírica de propagação de trinca por fadiga, calculada e estabelecida por Paris et al., é a forma mais utilizada para caracterizar as taxas de propagação de trinca por fadiga para um amplo espectro de materiais e condições de ensaio. A equação de

Paris também representa uma das aplicações mais úteis da teoria linear da mecânica da fratura elástico linear (SURESH, 1996).

Em taxas baixas de propagação, a curva geralmente torna-se íngreme e parece se aproximar da assíntota vertical, este parâmetro é denominado como ΔK_{th} , o qual é conhecido como propagação de trinca por fadiga *threshold*. Esta quantidade é interpretada como o limite inferior do valor de ΔK embaixo do qual a trinca não consegue-se propagar. Para taxas de propagação mais rápidas, a curva torna-se íngreme de novo, devido ao crescimento rápido e instável da trinca justo antes da fratura final do corpo de prova. Tal comportamento pode ocorrer onde a zona plástica é pequena, neste caso a curva se aproxima á assíntota correspondente ao $K_{max} = K_c$, ou ponto de tenacidade à fratura do material. A Figura 14 ilustra as três regiões do comportamento apresentado pela propagação de trinca por fadiga.

Figura 14. As três regiões do comportamento indicadas como: (a) Crescimento lento perto do limite de propagação ΔK_{th} , (b) região intermediária seguindo a equação de Paris, e (c) crescimento rápido e instável. Fonte: Dowling (2013).

2.12.1 Tendências no comportamento em propagação de trinca por fadiga.

O comportamento da propagação de trinca por fadiga difere consideravelmente para diferentes tipos de materiais. Este é afetado por mudanças na temperatura ou ambientes hostis. Se vários tipos de metais são considerados, como os aços, ligas de alumínio, e ligas de titânio, a propagação de trincas por fadiga varia amplamente quando são considerados os gráficos plotados de da/dN vs. ΔK . No entanto, os valores correspondentes de K a uma determinada escala de propagação plotados com respeito ao módulo de elasticidade, permitem manter uma razão mais próxima do comportamento dos materiais metálicos.

Uma consideração geral que pode ser feita, é que o expoente m da taxa de propagação da trinca é maior para materiais com menor ductilidade (mais frágeis). Para metais dúcteis, m é tipicamente num intervalo de 2 até 4. Os expoentes altos surgem para materiais mais frágeis como metais fundidos, compósitos reforçados com fibras cortas, e cerâmicas incluindo o concreto, por exemplo, m está próximo de 12 para uma rocha de granito.

3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.

O aço 300M utilizado como escopo para este projeto, foi fabricado pela empresa Villares Metals, para seu processo de fusão foi utilizado um Forno elétrico a Arco (FEA), posteriormente para realizar o processo de refusão, foi utilizada a Refusão sob vácuo a Arco (VAR). Após o processo de fabricação e manufatura dos diferentes corpos de prova, foi realizado um processo de tratamento térmico como é apresentado na Figura 15.

Figura 15. Esquema gráfico do tratamento térmico realizado no aço 300M pela empresa brasileira Villares Metals. Fonte: Autor.

A seguir será discriminado o processo de tempera e revenido realizado nos corpos de prova utilizados para os diversos ensaios:

- Temperados sob vácuo: Austenitização a 870 °C / 45 minutos (em temperatura) com resfriamento em óleo (temperatura do óleo mantida entre 30 °C e 50 °C);
- Primeiro revenimento a 300 °C / 2 hs (em temperatura) com resfriamento ao ar. O tratamento de revenimento foi realizado ao ar sem proteção especial;
- Segundo revenimento a 300 °C / 2 hs (em temperatura) com resfriamento ao ar. O tratamento de revenimento foi realizado ao ar sem proteção especial;

Para obter os resultados propostos, e caracterizar corretamente o material, foi fundamental determinar uma metodologia experimental apropriada. A fim de padronizar os ensaios e garantir resultados mais precisos foram seguidas as diferentes normas técnicas, além disto, estabeleceram-se praticas laboratoriais com as quais foi possível determinar a validade dos resultados obtidos, e a precisão das maquinas na execução dos diferentes ensaios.

Para desenvolver os diferentes ensaios durante o processo experimental do projeto, foram utilizados equipamentos e instalações do departamento de Engenharia dos Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC) da Universidade de São Paulo (USP). Para

realizar os ensaios mecânicos utilizaram-se as instalações da área de ensaios mecânicos do grupo NEMAF (Núcleo de Ensaio Mecânicos e Análise de Falha).

A seguir serão descritos os diferentes métodos estabelecidos para desenvolver cada um dos ensaios mecânicos, com este procedimento será possível evidenciar a validade dos resultados obtidos e a replicar os ensaios em possíveis trabalhos futuros.

3.1 Ensaio de dureza

Materiais

- 2 corpos de prova tipo C(T) do aço 300M.
- Equipamento para ensaio de dureza leco RT -240 Hardness tester.
- Penetrador cônico ponta de diamante.

Procedimento

O ensaio foi desenvolvido no equipamento para ensaio de dureza leco RT - 240 Hardness tester seguindo as normas *ASTM E18-14*, de acordo com as especificações da norma técnica foram realizadas 6 penetrações com um penetrador cônico de diamante, inicialmente aplicou-se uma carga (F_0), após aplicou-se a carga definitiva ou (F), tomando assim o dado de dureza Rockwell C, fornecido pela máquina de ensaio.

Seguindo os parâmetros definidos da norma técnica tomaram-se cada uma das medidas de dureza definidas como $H1, H2, \dots$ e se calculou a média aritmética segundo o número (n) de medições feitas (6). Para este ensaio se utilizaram corpos de prova tipo C(T), já que possuem uma superfície plana como é recomendado pela norma técnica para este tipo de ensaios.

3.2 Ensaio de tração

Materiais.

- Cinco (5) corpos de prova.
- Máquina universal MTS 250KN.
- Garras hidráulicas de fixação.
- Extensômetro de 50 mm.

Procedimento experimental

Para desenvolver o ensaio de tração, foi seguida a norma técnica ASTM E8M. Foram ensaiados cinco (5) corpos de prova na máquina MTS de 250 KN de capacidade de carga, os ensaios foram realizados em corpos de prova com uma geometria semelhante à indicada na Figura 16. Este ensaio foi desenvolvido com uma razão de carregamento de 2 mm/min, com uma taxa de aquisição de dados de 20 pontos por segundo, os dados obtidos dos gráficos realizados serão interpretados segundo os parâmetros de avaliação da norma técnica editais 7,8 até 7,11.

Figura 16. Modelo de corpo de prova para ensaios de tração segundo norma técnica ASTM E8M-13 Fonte: ASTM (2013).

As dimensões estabelecidas para este corpo de prova foram determinadas pela norma técnica seção 6.9.3, Figura 8, espécimen 2 para corpos de prova cilíndricos, tipo E8M o que significa que o comprimento útil é 5 vezes o diâmetro, neste caso foi usinado o material com um diâmetro de 9 mm, pelo qual a área útil será de 45 mm. Para determinar a porcentagem de alongamento (Al%) foram riscados os corpos de prova com a medida de 50mm como se indica na Figura 17, a fim de determinar a diferença do comprimento inicial versus o comprimento final com a medida após a ruptura.

Figura 17. Corpo de prova riscado com medidas de referência de 50 mm, para a medição da porcentagem de alongamento. Fonte: Autor.

3.3 Ensaio tenacidade á fratura K_{IC}

Materiais

- Quatro (4) corpos de prova tipo C(T) orientação R-L.
- Quatro (4) corpos de prova tipo DC(T) orientação C-R.
- Máquina universal MTS 250 KN.
- Dispositivo para fixar os corpos de prova
- 2 Pinos de aço 4340 ou 300M, de 8 mm diâmetro aproximadamente.
- Extensômetro tipo *clip on gauge*.
- Célula de carga de 100 ou 250 KN.
- Lixas de água granulometria de 80 até 2000.
- Riscador

Procedimento experimental

A geometria, configuração e preparação dos corpos de prova, foram estipuladas seguindo as especificações da norma técnica ASTM E399-12. Para dimensionar os corpos de prova foi seguido o procedimento indicado no numeral 7 da norma, utilizando um comprimento padrão de ligamento $(W-a) = 19$ mm baseado na relação de $\sigma_{ys}/E = 0,0085$. Para determinar a diferença de comportamento do material, foram usinados corpos de prova em 2 orientações. Para estimar o valor de K_{IC} na direção de extração circunferencial-radial (C-R) foram usinados corpos de prova tipo DC(T) (*disc compact tension*), e para o valor de K_{IC}

na direção radial-longitudinal (R-L) foram usinados corpos de prova tipo C(T) (*compact tension*), figuras esquemáticas dos dois tipos de geometrias são apresentados na Figura 18.

Os corpos de prova foram lixados até o ponto de espelhamento, posteriormente riscados com espaçamento de 1 mm, este procedimento é realizado com o objetivo de realizar um seguimento visual da propagação da pre-trinca. Para realizar este processo nos corpos de prova, foi aplicado um carregamento cíclico de mais o menos 6,5 KN, com frequência de 25Hz, além disso foi utilizada uma taxa de carregamento de $R=0,1$ como se indica na norma no anexo A.8.4.2. Para determinar o comprimento das pre-trincas foi seguido o procedimento fornecido pela norma no anexo A.8.4. Estipularam-se comprimentos médios de 3 mm para cumprir com o parâmetro de $0,45W$ até $0,55W$, esta relação de comprimentos está indicado na norma técnica e é amostrado na Figura 5 da ASTM E399-12.

Autores como Dowling, (2013) e Anderson (1994) reportaram que, um dos fatores mais relevantes na determinação de valores de tenacidade á fratura é a taxa de carregamento. A norma técnica fornece informação específica para determinar a carga e a velocidade de aplicação de força no corpo de prova, no numeral A4.4.2.2 da norma é estipulado um intervalo em termos de fator de intensidade de tensão de $0,55$ até $2,75$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)/segundo. Como o equipamento não calcula parâmetros em termos de intensidade de tensão, a norma também especifica um intervalo em função do carregamento por tempo de $0,33$ até $1,67$ KN/s, para desenvolver os ensaios foi utilizada uma taxa de carregamento de $0,33$ KN/s, a qual satisfaz o requerimento da norma.

Para este ensaio foram utilizados 4 corpos de prova, a norma estabelece que o por cada material deve realizar-se o ensaio em triplicata, mas com o objetivo de a precisão dos resultados foi ensaiado um corpo de prova a mais do sugerido.

Figura 18. Esquema geral do corpo de prova tipo (a) C(T) e (b) DC(T) com a relação de medidas respeito a W. Fonte: ASTM (2012).

3.4 Ensaio propagação de trinca por fadiga (da/dN vs. ΔK)

Materiais

- Seis (6) corpos de prova tipo C(T) orientação R-L.
- Seis (6) corpos de prova tipo DC(T) orientação C-R.
- Máquina universal MTS 250 KN.
- Dispositivo para fixar os corpos de prova
- 2 Pinos de aço 4340 ou 300M, de 10 mm diâmetro aproximadamente.
- Extensômetro tipo *clip on gauge*
- Célula de carga de 100 ou 250 KN.
- Lixas de água granulometria de 80 até 2000.
- Riscador

Procedimento experimental

O objetivo principal do ensaio é determinar empiricamente as constantes da equação de Paris (C e m) e o valor mínimo da intensidade de tensão ΔK_{th} . Além dos parâmetros obtidos com as curvas da/dN vs. ΔK , foram estudados os efeitos apresentados com a aplicação de duas razões de carregamento distinto $R=0,1$ e $R=0,5$ nas duas orientações de extração do material (C-R) e (R-L).

Com o intuito de cumprir com os requerimentos básicos do ensaio, foi realizado um procedimento de pré-trinca semelhante ao reportado no ensaio de tenacidade à fratura, de forma análoga cada um dos corpos de prova foi lixado e riscado para o seguimento visual da propagação inicial. A fim de padronizar os diferentes parâmetros do ensaio e garantir a validade dos resultados, foi seguida a informação subministrada pela norma técnica ASTM E647-13. A geometria estabelecida para usinar os corpos de prova foi determinada mediante o seguimento do anexo A.1, seguindo as dimensões indicadas na figura A.1.1 da norma. Devido

ao tamanho da barra fornecida pela empresa Villares Metals, foi necessário usinar dois tipos de corpo de prova, respeitando os parâmetros da norma, a geometria e dimensões dos corpos de prova são amostrados na Figura 19.

O comprimento determinado para realizar o procedimento da pre-trinca foi baseado na informação da norma, indicado no numeral 7, figura 1. Neste paragrafo indicava-se que o comprimento da pre-trinca está determinado pelos parâmetros geométricos como $0,1 \cdot B$, h , ou 1 mm , qualquer que fosse maior dos parâmetros mencionados. O fator geométrico h ou largura do entalhe nos corpos de prova é de mais o menos $2,5 \text{ mm}$ de comprimento, este parâmetro é maior do que os outros fatores estabelecidos pelo qual foi determinado como o comprimento final das pre-trincas.

A intensidade de tensão para o processo de pre-trinca deve ser cuidadosamente calculado, já que, incrementar o diminuir este parâmetro pode dificultar, retrasar ou até invalidar o ensaio devido ao incremento da zona plástica na ponta da trinca. Depois de estudar os diferentes estágios do ensaio, determinou-se aplicar um ΔK de $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. valor que satisfaz os parâmetros básicos do material, e permite a obtenção dos parâmetros da curva de Paris como o fator de intensidade mais baixo ou Threshold. Com este delta K aplicado e uma frequência de 25 Hz foram ensaiados 6 corpos de prova, 3 da orientação C-R e 3 para a orientação R-L, 2 dos cps foram ensaiados com controle de carga para a obtenção das curvas de Paris e 1 ensaiado com controle de ΔK para obter o valor de threshold.

Durante o ensaio para a obtenção dos parâmetros da curva de Paris, o corpo de prova é carregado ciclicamente, até a ruptura do material, o que significa que o material atinge o K_c ou intensidade de tensão máximo, entretanto, o processo para obtenção da intensidade de tensão mínimo é totalmente contrario, aplicando um carregamento controlado foi obtido o valor mínimo de propagação do material ou ΔK_{th} .

Figura 19. Dimensões dos corpos de prova extraídos nas duas orientações, (a) C-R e (b) R-L. Fonte: De Paula (2014)

3.5 Método estatístico para determinar o limite em fadiga (método da escada)

Materiais

- 14 corpos de prova
- 3 máquinas rotativas R.R Moore.
- Pesos de 1 gramo até 5 quilogramas
- Acetona
- Algodão

Procedimento experimental

O método estatístico da escada ou (staircase method) é um método que busca determinar o limite de vida em fadiga de um material, porém mais aproximado do limite obtido com as curvas S-N. Conforme ao trabalho desenvolvido por (DEGIOVANI, 2014) para o aço 300M foi determinado um limite de vida em fadiga aproximado de 900 MPa.

A metodologia da escada tem dois parâmetros que podem ser alterados; o valor de incremento ou diminuição da tensão d “degrau” e o número de corpos de prova. Para determinar o valor do parâmetro d , foi relacionado o número de corpos de prova para o ensaio (14) e o intervalo de vida em fadiga, previamente estipulado entre 900 até 1000 MPa. Relacionando os parâmetros mencionados, foi estimado um valor d igual a 20 MPa o qual permite manter um desvio padrão entre 0,25 e 0,5 ideal para este tipo de análises.

Para desenvolver a metodologia proposta, primeiramente ensaiou-se um dos corpos de prova, com a tensão estimada como limite de vida em fadiga do material (900 MPa), como o corpo de prova não rompeu no número de ciclos esperado (10^7) para o segundo corpo de prova foi incrementada a tensão com o valor estimado d . O segundo corpo de prova fraturou quando atingiu 6 milhões de ciclos, pelo qual para ensaiar o terceiro corpo de prova foi diminuída a tensão mantendo o valor fixo de d . Deste modo foram ensaiados os 14 corpos de prova incrementando e diminuindo o valor fixo, dependendo da ruptura ou não de cada um dos cps.

Para determinar parâmetros como a geometria e peso aplicado para obter a tensão necessária foram seguidas as indicações do manual do fabricante dos equipamentos R.R Moore, a geometria do corpo de prova (Figura 20) forma de ampulheta, especial para este tipo de ensaios e foi baseada nas indicações do manual do fabricante.

A seguinte expressão matemática tomada do manual do fabricante, especifica os parâmetros relacionados para o calculo dos diferentes pesos aplicados para obter a tensão especifica que seria aplicada nos diferentes corpos de prova

$$S = \frac{16Wl}{\pi D^3} \quad (16)$$

Onde:

- S=Tensão aplicada (MPa)
- W= Peso total aplicado al corpo de prova. (quilogramos)
- l= Comprimento alavanca (mm)
- D= Diâmetro mínimo do corpo do prova (mm).

Assim, Conhecendo o comprimento da alavanca L (101,6 mm), e o parâmetro da tensão aplicada sobre o corpo de prova S, foi possível determinar a carga aplicado W nos diferentes corpos de prova. O sistema que fixa as anilhas de pesos na máquina tem um peso de 4,5 quilogramas o qual foi adicionado ao peso final calculado.

Um dos fatores mais relevantes para os ensaios de fadiga rotativa é o acabamento superficial, para evitar danificar a superfície dos corpos de prova foram protegidos com óleo especial. Para montar os diferentes cps no equipamento de ensaio, foi necessário passar acetona com algodão e retirar o óleo que se encontrava na superfície.

Figura 20. Geometria padrão corpo de prova tipo ampulheta ensaio S-N.

3.6 Análises microestrutural, químico e Fractografia

Materiais

- Lixas granulometria 80 até 2000.
- Oxido de cromo.
- Pasta de diamante 1µm
- Microscópio ótico Zeiss

- Microscópio eletrônico de varredura (MEV).
- Reagentes químicos (Nital 2%), Acido pícrico (3%).
- Laca.
- Corpos de prova fraturados.
- Acetona.
- Beaker.

Procedimento experimental

A análise micrográfico das diferentes estruturas do material, precisa um amplo trabalho na preparação das amostras. Obter imagens de alta qualidade que permitam determinar os microconstituintes do material requer de equipamentos de alta tecnologia e amostras em ótimas condições para conseguir os melhores resultados.

O objetivo principal era determinar a microestrutura do material e analisar a sua homogeneidade após o tratamento térmico nas diferentes superfícies. Foram retiradas 4 amostras distintas, tomadas de diferentes partes de um corpo de prova fraturado (Figura 21). Após retirar as amostras foram embutidas em baquelita.

Devido a dureza superficial do material foi necessário realizar um extenso processo de lixado a fim de identificar os microconstituintes do material. Inicialmente foi passada a lixa com granulometria mais grossa (80) e finalmente foi passada a lixa mais fina (2000). Após realizar este procedimento foi feito o polimento, primeiramente com oxido de cromo para obter uma superfície totalmente livre de riscos e cometas, finalmente foi utilizada pasta de diamante de 1µm num pano especial de polimento.

Com o material completamente espelhado, a fim de revelar a microestrutura do material foi utilizada uma mistura de acido pícrico com nital, a superfície das amostras foi impregnada com um algodão durante 10 a 15 segundos, posteriormente foi retirado o reagente com agua, para evitar qualquer tipo de oxidação foi passada acetona e secado rapidamente com pistola de ar. O análise das amostras foi realizado no microscópio ótico com aumento focal de 50X e 100X.

Outro aspecto relevante na caracterização microestrutural, é a determinação do tamanho do grão do material. No caso do aço 300M, material temperado e revenido é fundamental determinar o tamanho do grão austenítico, parâmetro básico para determinar propriedades como temperabilidade e resistência. Em termos gerais, este análise é realizado no microscópio ótico, aplicando reagentes como nital, acido pícrico entre outros, porem devido as características microestruturais do material após de atacar o material com diferentes reagentes químicos e tentativas empíricas com novos reagentes não foi impossível observar o contorno de grão com este equipamento. Finalmente foi utilizado microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), já que este equipamento permite obter melhores resultados.

Segundo a norma técnica ASTM E112, há três métodos principais para determinar o tamanho do grão G .

Método da comparação: Este método consiste em realizar uma comparação dos grãos visualizados no microscópio ótico com uma serie de tamanhos padrão da ASTM, para desenvolver esta técnica é fundamental visualizar a amostra com um aumento de 75 - 100X, este método não é tão preciso quanto os seguintes métodos.

Método planimétrico ou método de Jeffries: Este método consiste em contar o numero de grãos que são encontrados no interior de uma área conhecida. O numero de grãos por unidade de área N_A é utilizado para determinar o numero de tamanho de grão da ASTM, G .

Método dos interceptos: O método dos interceptos precisa a contagem do número de grãos interceptados ou intercepções dos contornos de grãos com linhas de referência desenhadas com comprimento conhecido (ASTM E112-13, 2014).

O análise químico do material, foi realizado diretamente pela empresa Villares Metals, para cada uma das corridas é realizada uma análise química a qual foi subministrada junto com o material experimental.

Para observar os mecanismos de fratura, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), para evitar interferências na leitura e interpretação das imagens, as superfícies de fratura foram protegidas com laca, guardadas em lugar seco com gel absorvente, evitando qualquer contato com gordura, graxa ou superfícies contaminantes que possam gerar oxido na superfície.

Figura 21. Localização das amostras tiradas de um corpo de prova (a) cara superior, (b) interior da fratura, (c) superfície, (d) cara lateral. Fonte: (DE PAULA, 2014)

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

O objetivo principal deste projeto, foi baseado na determinação das propriedades mecânicas e microestruturais do aço 300M determinando a vida em fadiga e tenacidade á fratura do material. A seguir serão apresentados os resultados obtidos dos diferentes ensaios realizados, e a comparação feita com dados tomados da literatura e trabalhos de pesquisa desenvolvidos em materiais da mesma categoria.

4.1 Análise químico

A composição química do material de estudo o aço 300M, foi fornecida pela empresa fabricante Villares Metals, além disto, foi realizada uma medição dos elementos presentes no material no laboratório de Microscopia Eletrônica de Dep. Engenharia de Materiais por meio do sistema EDAX (Figura 22) confirmando a composição química do fabricante, finalmente foi realizada uma comparação com a informação encontrada na ASM Vol. 1. e informação de outro fabricante. O comparativo realizado está condensado na tabela 9.

Figura 22. Análise da composição química do material de estudo aço 300M. Fonte: laboratório de Microscopia Eletrônica, Dep. Engenharia de Materiais.

Tabela 9 Comparação composição química (a) aço 300M Villares Metals, (b) Aço 300M produzido por Carpenter Technology, Inc (Reading Pennsylvania, USA). Fonte: Kannan (2011) e (c) aço 300M padrão. Fonte: Allen e Boardman (2005).

Aço	Composição, wt%(a)													
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Cu	W	Co	Ti	V
300M (a)	0.420	1.75	0.84	0.006	0.001	1.81	0.85	0.39	0.016	0.04	0.02	0.01	0.0024	0.06
300M (b)	0.43	1.7	0.75	0.005	0.001	1.76	0.80	0.38	0.01	0.04		0.01	0.005	0.08
300M (c)	0.4–0.46	1.45–1.80	0.65–0.90	...	...	1.65–2.00	0.70–0.95	0.30–0.45	-	-	-	-		0.05

Analisando o comparativo realizado da composição química do material, podemos realizar as seguintes observações

- A composição química do material está dentro dos parâmetros estabelecidos pela ASM, ou seja a composição do material fornecida pelo fabricante está dentro dos padrões internacionais.
- Além dos componentes básicos padronizados o aço 300M possui elementos de liga que melhoram as propriedades dos aços da categoria como o Al, Ti, e V (tabela 10)
- A composição química fornecida pela empresa Villares Metals para o aço 300M, assim como a composição química da empresa Norte Americana Carpenter Technology, Inc. do mesmo material, apresentam os mesmos elementos de liga, em porcentagens nominais muito próximos um com o outro, o que permite concluir que o material está sendo fabricado de forma semelhante às companhias internacionais.
- O nível de elementos contaminantes como fosforo (P) e enxofre (S) foram encontrados em quantidades mínimas, tanto no material da Carpenter Technology, Inc. como no material de estudo da Villares Metals.

Tabela 10. Elementos de liga adicionais encontrados no aço 300M e o efeito nos aços de alta resistência.

Elemento	Endurecimento por precipitação	Refino tamanho do grão	Fixação de Nitrogênio	Modificação estrutural
Vanádio (V)	Alto	Baixo	Alto	Médio
Nióbio (Ni)	Médio	Alto	Baixo	Nulo
Titânio (Ti)	Nulo (<0.02%) Alto (>0.05%)	Alto	Alto	Nulo
Alumínio (Al)	Nulo	Alto	Alto	Nulo

Fonte: Illescas (2007).

4.2 Microestrutura.

Da análise realizada das diferentes imagens tiradas das 4 amostras utilizadas para revelar a microestrutura do material, foi possível observar que o aço 300M possui uma microestrutura principalmente martensítica como se ilustra na Figura 23, a estrutura forma pacotes de ripas em forma acicular e possui uma pequena quantidade de austenita retida (Figura 24).

Figura 23. Imagem tomada microscópio ótico Zeiss aumento 100X, microestrutura formada por pacotes de martensítica em forma acicular. Fonte: Autor.

Figura 24. Imagem da microestrutura martensítica do aço 300M, (a) ampliação 50X, setas indicando a austenita retida, (b) detalhe pacote de ripas estrutura martencita ampliação 100X. Fonte: Autor

Para observar a homogeneidade microestrutural do material, foi realizado um cubo com as imagens tomadas das três (3) amostras do corpo de prova fraturado (Figura 25) do qual foi possível evidenciar que a microestrutura apresenta as mesmas características nas diferentes superfícies e no interior do corpo de prova, o que significa que o tratamento térmico de temperado e revenido, gerou uma estrutura martensítica uniforme ao longo da superfície e ao interior do material.

Figura 25. Cubo com as imagens da micrografia feita para as amostras tomadas de um corpo de prova, orientações frontal, superior e lateral. Fonte: Autor

Para confirmar a microestrutura encontrada no material, foi feita uma comparação gráfica com a microestrutura apresentada na bibliografia para um material semelhante, neste caso foi utilizada a imagem da microestrutura do aço AISI 4340, a comparação das duas microestruturas é apresentada na Figura 26 a e b.

Figura 26 Comparação gráfica da microestrutura (a) AISI 4340 fonte: Colpaert (2008), (b) Microestrutura aço 300M de estudo. Fonte: Autor.

4.2.1 Tamanho do grão

O conhecimento do tamanho de grão austenítico é um fator relevante, tanto no desenvolvimento e controle de processos de tratamento térmicos ou tratamentos termomecânicos como na análise de falhas e desvios. Entretanto, as técnicas metalográficas para a revelação do grão austenítico, em material em que esta fase já se transformou, não são de fácil emprego e nem sempre conduzem a bons resultados (COLPAERT, 2008).

Para determinar o tamanho médio do grão do material foram utilizadas duas metodologias distintas. A primeira chamada planimétrica ou de Jeffrei está detalhada e especificada na norma internacional ASTM E112. A segunda metodologia foi desenvolvida com a ajuda do programa de processamento e medição de imagens *Image-pro plus*.

Para revelar o contorno de o grão do material, foram aplicados múltiplos reagentes como Nital, ácido pícrico, lePera entre outros, porém devido às características do material (Austenítico-Martensítico) foi impossível revelar claramente o contorno do grão, e visualizá-lo por meio do microscópio ótico. A fim de conseguir uma imagem melhor para visualizar os contornos de grão austeníticos, foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura (MEV), por meio de este microscópio foi possível conseguir uma imagem mais próxima dos contornos do grão do material (Figura 27)

Figura 27. Imagem tomada com o microscópio eletrônico de varredura (MEV) para determinar o contorno de grão. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

A imagem tomada com ajuda do (MEV) permitiu visualizar os contornos de grão do material, porem não estavam totalmente definidos, para realizar a contagem dos interceptos e conseguir uma medida mais precisa foi utilizado o programa de desenho *Image pro-plus*, com ajuda deste software foi desenhado cada um dos contornos de grão e medida a área de cada um deles (Figura 28).

Figura 28. Desenho dos contornos do grão com ajuda do programa *Image pro-plus*. Fonte: Autor.

Com a área fornecida pelo programa foi feita uma média aritmética dos 92 grãos encontrados na imagem, determinado um tamanho médio do grão $\sim 285\mu\text{m}^2$. Para determinar o diâmetro médio foram desenhadas seis circunferências com diâmetro conhecido,

posteriormente contaram-se os contornos de grão interceptados como se ilustra na Figura 29. Dividendo a quantidade de contornos de grão pela medida da circunferência foi possível determinar o comprimento aproximado de cada contorno, a totalidade das medidas realizadas é apresentado na tabela 11.

Figura 29. Desenho de circunferência para medição o diâmetro médio do contorno do grão.
Fonte: Autor.

Tabela 11. Determinação diâmetro médio contorno do grão.

Diâmetro médio			
No	Circunferência (μm)	No. interceptos	$\bar{D}$ médio (μm)
1	392,6	24	16,3
2	213,6	14	15,25
3	405,2	24	16,8
4	490	34	14,41
5	270	19	14,21
6	392	25	15,68
		Media	15,44
		Desv. Padrão	1,03
		Erro padrão	± 0,42

Fonte: Autor

Com as medições realizadas, foi possível determinar um diâmetro médio do contorno de grão ~ 15,44 μm de comprimento.

Além das medições realizadas com ajuda do software, foi utilizado o método planimétrico ou método de Jeffrei para determinar o diâmetro e tamanho médio do grão. Para desenvolver esta metodologia deve-se desenhar uma determinada figura geométrica (circulo ou quadrado) com uma área previamente conhecida, a norma estipula uma área aproximada de 5000 mm² na qual seja possível contar no mínimo 50 grãos no interior da mesma. A Figura 30 ilustra o procedimento desenvolvido para realizar esta metodologia.

Figura 30. Ilustração do tipo de figura desenhada sobre a imagem para determinar o tamanho médio do contorno do grão utilizando o método planimétrico. Área do quadrado (70,7x70,7mm) equivalente a 5000 mm² como estipulado pela norma. Fonte: Autor

Para determinar o tamanho médio do grão G , utilizamos a seguinte expressão matemática.

$$N_A = f \left(N_{\text{interno}} + \frac{N_{\text{interceptos}}}{2} \right) \quad (17)$$

Onde:

- N_A : Numero de grãos por milímetro quadrado.
- f : fator de Jeffries.
- N_{interno} : Numero de grãos no interior do quadrado.
- $N_{\text{interceptos}}$: Numero de contornos de grão interceptados pelo quadrado.

Realizando a contagem dos grãos internos e dos contornos de grão interceptados utilizando a equação 19 obteve-se.

N_{interno} : 58 grãos

$N_{\text{interceptos}}$: $37/2=18,5$

f : 50.0 (tabela 5 Norma ASTM E112)

$N_A = 3825$ Grãos/mm²

Com o valor do parâmetro N_A , determinaram-se os valores da área média do grão $\bar{A}$, correspondente ao inverso de N_A , e o diâmetro médio do contorno do grão $\bar{D}$, este valor equivale á raiz quadrada de $\bar{A}$. O tamanho do grão G da ASTM pode ser estabelecido utilizando a tabela 4 encontrada na norma técnica.

A tabela 12 apresenta um comparativo dos valores calculados a partir do método planimétrico, os parâmetros obtidos do método computacional e os dados mais próximos fornecidos pela tabela 4 da norma técnica ASTM E112.

Tabela 12. Comparação dos dados obtidos de tamanho de grão e diâmetro médio com as diferentes metodologias.

No. Tamanho do grão	$\bar{A}$ (Área média do grão)		$\bar{D}$ (Diâmetro médio)		Metodologia
	mm ²	μm ²	mm	μm	
9	0,000261	261	0,0162	16,16	Planimétrica
9	0,000285	285	0,0154	15,44	Computacional
9	0,000252	252	0,0159	15,9	Tabela norma técnica

Fonte: Autor

Observando os resultados obtidos das diferentes metodologias, podemos destacar a proximidade dos valores calculados com os valores fornecidos pela norma técnica.

Os dados calculados do contorno do grão do material, foram comparados com o estudo titulado “The growth behavior of austenite grain in heating process of 300M steel” trabalho de pesquisa desenvolvido por (ZHANG et al., 2011). Esta pesquisa determinou o crescimento do contorno do grão austenítico para o aço 300M em diferentes temperaturas e tempos de aquecimento.

O estudo revelou que o incremento da temperatura no aquecimento e o tempo de permanência nesta temperatura gera tamanho de grão maior neste tipo de material, como se indica na Figura 31, e a tabela 13.

Figura 31. Efeito da temperatura de aquecimento no tamanho do grão da austenita com tempo de aquecimento de 5 min. Fonte: Zhang et al. (2011).

Tabela 13. Análises quantitativo do crescimento do grão austenítico em diferentes tempos de permanência e uma temperatura de 900 °C.

Tempo aquecimento (min)	900°C
	Valor médio (µm)
5	10,05
10	13,87
30	14,17
60	17,01
90	23,03
120	36,87

Fonte: Zhang et al. (2011)

Durante o tratamento térmico desenvolvido, o material de estudo foi aquecido 870 °C com tempo de permanência de 45 min. Comparando este procedimento com o realizado no estudo anteriormente mencionado o qual foi desenvolvido com temperatura de aquecimento de 900 °C e uma faixa de permanência entre 30 e 60 min, pode-se observar como o tamanho médio do grão determinado para o aço 300M de estudo (~15,44 µm) está relativamente próximo ao valor determinado pelo estudo (14,17-17,01 µm).

Para avaliar as dimensões encontradas para o material de estudo, foi feita uma comparação do diâmetro médio calculado com valores encontrados na literatura e projetos de pesquisa semelhantes, esta comparação é apresentada na tabela 14.

Tabela 14. Comparação diâmetro médio do contorno do grão (a) aço 300M de estudo, aços da mesma categoria (b) Newman et al. (2002), (c) De Paula (2014).

Aço	300M (a)	Aermet 100 (b)	Vart 100 (c)
$\bar{D}$ Diâmetro médio (µm)	15,44	15	11,5

A comparação do valor obtido do tamanho do grão para o aço 300M com aços da mesma categoria, permite evidenciar que o material apresenta um valor próximo aos observados em materiais com características mecânicas semelhantes.

O tamanho de grão austenítico e a homogeneidade da microestrutura inicial (austenítica) tem efeito sobre a temperabilidade do aço (COLPAERT, 2008). Além da determinação do tamanho do grão do material, foi feita uma análise da distribuição do tamanho do grão para avaliar a homogeneidade dos tamanhos encontrados, o resultado da análise é ilustrado na Figura 32.

Figura 32. Distribuição do tamanho do grão do aço 300M vs. porcentagem. Fonte: Autor

Com a ajuda do gráfico, é possível realizar as seguintes observações:

- Uniformidade do tamanho do grão do material, desvio padrão ($\sim 99,25 \mu\text{m}^2$).
- O tamanho do grão apresenta um alto grau de homogeneidade, não há muita variação dos valores máximos aos mínimos.
- A maioria dos valores encontrados está na faixa de $100\text{-}300 \mu\text{m}^2$ e o menor percentual foi encontrado para os grãos com maior tamanho $400\text{-}500 \mu\text{m}^2$, o que indica que a maioria dos grãos possui um tamanho refinado.

4.3 Dureza e microdureza

Para determinar a dureza do material, foram realizadas seis penetrações como estipulado na metodologia. A fim de garantir resultados mais precisos e comparar o comportamento do material foram utilizados dois (2) corpos de prova distintos. As medições desenvolvidas são apresentadas na tabela 15 e 16.

Tabela 15-16. Dados obtidos dos corpos de prova ensaiados para medir a dureza RHC

Ensaio dureza Rockwell escala C 150Kg - Cp 1	
penetração	HRC
H1	53,2
H2	53,6
H3	53,9
H4	53,2
H5	53,6
H6	53,5
Média	53,5
Desvio padrão	0,27
Erro padrão	$\pm 0,11$

Ensaio dureza Rockwell escala C 150Kg - Cp 2	
penetração	HRC
H1	52,2
H2	51,8
H3	52,3
H4	52,2
H5	51,8
H6	51,5
Média	52
Desvio padrão	0,31
Erro padrão	$\pm 0,12$

Fonte: Autor

Analisando os dados adquiridos durante o ensaio desenvolvido, determinou-se um valor médio de dureza para o material de estudo aço 300M num intervalo de 52 – 53 HRC (544 – 560 HV).

Para avaliar os resultados obtidos durante o ensaio, foi feito um comparativo com os resultados empíricos obtidos no trabalho de (DE PAULA, 2014) e referências bibliográficas de materiais da mesma categoria (HSLA) tabela 17.

Tabela 17. Comparação dos resultados obtidos do ensaio de dureza (a) aço 300M (b) De Paula (2014), (c) média da dureza aço 300M em diferentes temperaturas de revenido Allen e Boardman (2005), (d) Newman et al.(2002).

Aço	Dureza media HRC
300M (a)	52-53
VART 100 (b)	52
300M (c)	52
Aermet 100 (d)	48-52

Comparando os valores obtidos durante o ensaio de dureza, com os dados encontrados na bibliografia, é possível observar que a dureza medida no material está dentro dos padrões dos aços da mesma categoria, inclusive o intervalo estabelecido está um pouco além comparado com os valores dos materiais consultados.

Desde o ponto de vista microestrutural, é possível estabelecer uma correlação direta entre o valor de dureza Rockwell C determinado para o material e a microestrutura observada. Um dos objetivos do processo de tempera é aumentar tanto a dureza como a resistência do material, lembrando que este procedimento consiste em resfriar o aço, após austenização, a uma velocidade suficientemente rápida para evitar as formações perlíticas e bainíticas na peça, deste modo, obtém-se estrutura martensítica (SILVA; MEI, 2006). A martensita é a microestrutura que apresenta o maior grau de dureza respeito aos demais microconstituintes, e a sua porcentagem dentro do material depende diretamente do teor de carbono presente no material, quanto maior porcentagem de martensita obtido no material maior será o índice de dureza (Figura 33). Relacionando a dureza estabelecida para um material (53 HRC) e a porcentagem de carbono (42%) na Figura 33, podemos considerar uma quantidade de martensita no material de 96% aproximadamente.

Outro fator relevante para o incremento na dureza do aço 300M é a composição química no material. A porcentagem de carbono influencia diretamente a formação de martensita, microestrutura determinante no nível de dureza, este fenômeno é apresentado na Figura 34.

Figura 33. Dureza atingida pelo aço após tempera em função de seu teor de carbono e da percentagem de martensita na microestrutura. Fonte: Colpaert (2008)

Figura 34. Variação dureza martensítica em função do teor de carbono. Fonte: Silva e Mei (2006).

4.3.1 Microdureza

Com o objetivo de avaliar a eficácia do tratamento térmico realizado no aço de estudo, e determinar o nível de profundidade atingido pela tempera, foi feito um perfil de microdureza no material. Foram feitas 60 endentações como se ilustra na Figura 35 com um penetrador cônico, aplicando uma carga de 1,0 Kg/f. Para determinar o índice de microdureza, a máquina correlaciona o comprimento das duas diagonais da marca realizada no material, cada marca registrou um comprimento médio na diagonal de 57 μm o que representa uma dureza aproximada de 53 HRC (562 HV). As endentações foram realizadas com um espaçamento

médio de 150 μ m (Figura 36) duas vezes e media do comprimento da diagonal. O resultado da análise está ilustrado na Figura 37.

Figura 35. Imagem endentação realizada no o aço 300M de estudo. Fonte: Autor

Figura 36. Endentações realizadas espaçamento aproximado de 150 μ m. Fonte: Autor

Figura 37. Perfil microdureza do material desde a superfície até o centro da peça. Fonte: Autor

Como observado na Figura 37 e segundo o analisado das medições realizadas, a variação de dureza no material desde a superfície até o centro é mínimo e praticamente desprezível. A norma técnica ASM vol. 1. indica que devido á profunda temperabilidade do aço 300M, barras tratadas termicamente com 75 mm de diâmetro possuem essencialmente as

mesmas propriedades de tensão e dureza como as barras de 25 mm de diâmetro. No entanto, reduções na ductilidade, tração e resistência ao impacto, são observadas em barras tratadas termicamente de 145 mm de diâmetro (ALLEN; BOARDMAN, 2005). A análise foi realizada num corpo de prova com uma espessura de 19 mm, por tanto como era esperado não existira variação no comportamento do material.

4.4 Ensaio de tração

Foram ensaiados cinco (5) corpos de prova na máquina MTS de 250 KN, os dados adquiridos durante os ensaios pelo controlador do equipamento, foram fornecidos num arquivo (txt). Com os dados adquiridos, foram plotados os gráficos de tensão vs. deformação de engenharia no programa *Origin 6.0*. Os resultados dos 5 corpos de prova foram desenhados num gráfico, com o objetivo de comparar o comportamento do material (Figura 38).

Figura 38. Gráficos tensão vs. deformação de engenharia dos 5 corpos de prova ensaiados. Fonte: Autor.

Com os dados adquiridos durante o ensaio e os valores obtidos da análise dos gráficos plotados, foi elaborada a tabela 18, na qual foram condensados os valores das características principais do material.

Tabela 18. Características principais do material 300M, limite de escoamento, limite de ruptura, modulo de elasticidade e porcentagem de alongamento.

CP	LE _{0,2} (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	E (Gpa)
1	1749	2016	10,60%	47,26%	203,0
2	1756	2031	9,64%	46,12%	202,5
3	1735	2002	9,76%	47,79%	205,4
4	1740	2014	9,00%	48,71%	203,4
5	1719	1984	10,51%	50,78%	203,6
Média	1740	2010	10,00%	48,13%	204
D. padrão	14,18	17,48	0,01	0,02	1,10
E. padrão	±6.34	±7.87	±0,004	±0,008	±0,49

Com os resultados obtidos durante o ensaio de tração, realizou-se a seguinte análise das propriedades do material.

Observando o valor médio do limite de resistência do material (1740 MPa) é possível conferir o elevado nível de resistência que apresenta o aço 300M, confirmando uma de suas principais propriedades mecânicas.

Além de apresentar um excelente nível de resistência e dureza, o aço 300M possui uma porcentagem de alongamento que indica a boa ductilidade do material, em termos gerais um material é considerado dúctil se sua porcentagem de alongamento é maior do 5%, o aço de estudo apresentou uma porcentagem de 10% no alongamento final. Outro modo de evidenciar a ductilidade do material é realizando um estudo fractográfico das superfícies de fratura. Na Figura 39 amostra-se a fotografia das superfícies de fratura de um dos corpos de prova ensaiados, a superfície demonstra um comportamento típico de fratura dúctil, este comportamento é chamado taça-cone. Além das fotografias tiradas do corpo de prova fraturado, foi feita a micrografia da superfície de fratura utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV). As imagens (Figura 40 e 41) confirmaram a morfologia da fratura, apresentando coalescência de micro vazios ou dimples.

Avaliando o modulo de elasticidade (204 Gpa), calculado a partir da região linear dos gráficos de tensão vs. deformação, podemos observar que o material possui uma boa capacidade para suportar carregamentos elevados, apresentando um alto nível de deformação elástica antes de iniciar o processo de deformação plástica e ruptura.

Figura 39. Fotografia corpo de prova fraturado, morfologia da ruptura tipo taça-cone típica dos materiais dúcteis. Fonte: Autor.

Figura 40. Imagem panorâmica da superfície de fratura do corpo de prova fraturado no ensaio de tensão. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

Figura 41. Detalhe da superfície de fratura, ilustração da coalescência de microvazios.

Além da quantificação dos dados obtidos durante o ensaio, foi feita uma comparação com aços da mesma categoria para determinar se as propriedades encontradas estão dentro dos padrões estabelecidos. Esta comparação é apresentada na tabela 19.

Tabela 19. Comparativo das propriedades determinadas com o ensaio de tração do aço 300M com aços da mesma categoria. (a) aço 300M de estudo, (b) De Paula (2014), (c) Newman et al., (2002), (d) Allen e Boardman (2005)

Aço	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	E (GPa)	% AL	% RA
300M (a)	1740	2010	204	10	48,13
Vart 100 (b)	1676	1911	189	19	64
Aermet 100 (c)	1724	1965	194,4	13	55
300M (d)	1690	1990	-	9,5	34

Como observado na tabela, as propriedades determinadas para o aço 300M estão dentro dos padrões dos aços da mesma categoria (HSLA), porem possui algumas propriedades superiores como o limite de ruptura, limite elástico e modulo de elasticidade, contrario a porcentagem de elasticidade, demonstrando que o material é muito resistente mas um pouco menos dúctil do que os outros aços da mesma categoria.

4.5 Ensaio tenacidade á fratura K_{IC}

Foram ensaiados oito (8) corpos de prova, 4 na orientação de extração C-R e 4 na orientação R-L, a analise dos resultados para a obtenção do valor de K_{IC} está resumida nas tabelas 20-23.

Tabelas 20 - 21. Tabela 20 parâmetros iniciais da geometria dos corpos de prova e comprovação da relação a/W , tabela 21 dados obtidos e analisados dos ensaios de K_{IC} validando o valor obtido de K_Q como K_{IC} do material, orientação de extração C-R.

Orientação C-R							
So	1740	Mpa					
Cp	a (mm)	w (mm)	a/w	a/w entre 0.45 e 0.55	(w-a)	b	h
1	18,56	37,77	0,49	SIM	19,21	18,73	11,238
2	18,58	37,63	0,49	SIM	19,05	18,8	11,28
3	19,22	37,81	0,51	SIM	18,59	18,9	11,34
5	19,71	37,97	0,52	SIM	18,26	18,72	11,232

Orientação C-R						
Pq (N)	Pmax (N)	Pmax/PQ	Pmax/PQ <1.10	K_Q (MPa $\sqrt{m}$)	$b, a(w-a), h > 2,5(K_Q/So)^2$	$K_Q = K_{IC}$
24507,8	24616,8	1,004	SIM	65,82	3,58	SIM
22880,3	22920,6	1,002	SIM	62,97	3,27	SIM
23348,1	23398,4	1,002	SIM	64,93	3,48	SIM
22508,2	22559	1,002	SIM	67,3	3,17	SIM
23311,1	23311,1			65,25		Média
868,66	897,21			1,81		D. padrão
				$\pm 0,905$		E. padrão

Tabelas 22-23. Tabela 22 parâmetros iniciais da geometria dos corpos de prova e comprovação da relação a/W , tabela 23 dados obtidos e analisados dos ensaios de K_{IC} validando o valor obtido de K_Q como K_{IC} do material, orientação de extração R-L.

Orientação R-L							
So	1740	Mpa					
Cp	a (mm)	w (mm)	a/w	a/w entre 0.45 e 0.55	(w-a)	b	h
2	18,68	37,76	0,49	SIM	19,08	18,93	11,358
3	18,83	38	0,50	SIM	19,17	18,95	11,37
4	18,85	37,78	0,50	SIM	18,93	18,95	11,37
5	18,96	37,92	0,5	SIM	18,96	18,94	11,364

Orientação R-L						
Pq (N)	Pmax (N)	Pmax/PQ	Pmax/PQ < 1.10	K_Q (MPa√m)	$b, a(w-a), h > 2,5(K_Q/S_o)^2$	$K_Q = K_{IC}$
26171	26204,4	1,001	SIM	66,04	3,60	SIM
25865,7	25968,8	1,004	SIM	65,43	3,53	SIM
24058,5	24058,5	1	SIM	63,71	3,35	SIM
25569,9	25569,9	1	SIM	67,31	3,74	SIM
25416,3	25450,4			65,62		Média
937,86	964,18			1,49		D. padrão
				$\pm 0,745$		E. padrão

O objetivo principal do ensaio de tenacidade á fratura, é determinar esta propriedade intrínseca do material (K_{IC}). A norma técnica internacional ASTM E399-12 estabelece e padroniza cada um dos parâmetros que devem ser cumpridos para que o ensaio seja valido. Além disto, os parâmetros da norma permitem calcular o valor de K_Q a partir do ponto P_q . Este valor (P_q) é determinado como o ponto de interseção de uma reta secante a 95% da curva plotada com os valores obtidos durante o ensaio de força vs. COD (Deslocamento) como se amostra na Figura 42.

Figura 42. Gráfico de Força vs. COD ilustrando a linha secante 95% desenhada para determinar o ponto P_q . Fonte: Autor.

Conforme a norma ASTM E112-12 precisamos cumprir três (3) parâmetros de validação para estabelecer que o valor estimado de K_Q corresponde ao valor de K_{IC} do material.

1. O comprimento da trinca (a) deve manter uma relação com respeito ao valor do comprimento (W), esta relação deve ser mantida entre $0,45W$ até $0,55W$.
2. A razão dos valores P_{max}/P_Q não pode exceder o valor de 1,10, sendo o valor de P_{max} , o ponto máximo atingido durante o ensaio antes da ruptura do material.
3. As dimensões geométricas do material como a espessura b , o comprimento da trinca a , o comprimento do ligamento do corpo de prova ($w-a$), e o comprimento da largura do corpo de prova desde o centro do entalhe h , devem ser maiores do que a expressão matemática $2,5(K_Q/S_o)^2$ sendo S_o o limite de escoamento.

Foi feita a avaliação de cada um dos parâmetros estabelecidos pela norma ASTM E399-12, a comprovação da validade dos resultados está condensado nas tabelas 20 e 22 para os diferentes fatores geométricos, 21 e 23 para o segundo e terceiro parâmetro estipulado pela norma.

Para determinar o valor de K_Q , foi utilizada a seguinte relação matemática. Fonte (ASTM, 2012).

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (18)$$

Com a comprovação de validade dos dados obtidos dos ensaios realizados foi possível estabelecer que, o valor encontrado para K_Q é um valor válido para o valor de K_{IC} do material. Para determinar o valor de K_{IC} foi tomada a média aritmética dos quatro (4) valores calculados para K_Q de cada um dos corpos de prova ensaiados nas duas orientações.

4.5.1 Correção comprimento da trinca

Um dos princípios da mecânica da fratura, estabelece que para realizar qualquer tipo de análise, é necessário conhecer o comprimento de trinca inicial no elemento. Para realizar os diversos ensaios de K_{IC} os corpos de prova foram pre-trincados por fadiga com um comprimento aproximado de 3mm, este comprimento foi utilizado para manter a relação de $0,45W - 0,55W$. A medição do comprimento da pre-trinca, é realizado pelo método da flexibilidade elástica ou *compliance*, esta metodologia relaciona o módulo de rigidez do material, o carregamento aplicado e a distância desde o elemento de medida (*clip on gauge*) até a ponta da trinca, em termos gerais este sistema possui um alto grau de precisão na medição, porém a maioria das trincas não propagam de uma forma homogênea ao longo do corpo de prova. Este fenômeno conhecido como tunelamento está previsto pela norma, a qual estabelece um procedimento para realizar uma correção deste parâmetro para evitar erro na medida. Segundo a norma o comprimento da trinca a , deve ser medido depois da fratura aproximadamente a 5%, na metade, e dois quartos da espessura do corpo de prova. A média dos três pontos deve ser tomado como o comprimento final da trinca a . A diferença entre dois das três medidas não pode superar 10% da média aritmética. Além das medidas internas devem ser medidos os comprimentos das faces, este comprimento não pode superar uma diferença de 15% com respeito do comprimento médio.

Este procedimento foi feito para os oito corpos de prova ensaiados, medindo os comprimentos conforme indicado pela norma técnica, esta correção de trinca esta ilustrado na Figura 43.

Figura 43. Correção da pre-trinca realizada com o programa *Image pro-plus*. Fonte: Autor.

A variação do comprimento da trinca fornecido pelo equipamento apresentou uma variação mínima com respeito as medidas reais tomadas no material, porem modificaram-se os valores de K_{IC} calculados inicialmente. Esta variação dos valores está representado na tabela 24.

Tabela 24. Valores modificados de K_Q com a correção da trinca.

Orientação C-R			Orientação R-L		
Cp	K_Q inicial	K_Q corregido	Cp	K_Q inicial	K_Q corregido
	(MPa√m)	(MPa√m)		(MPa√m)	(MPa√m)
1	65,82	67,14	2	66,04	66,84
2	62,97	63,25	3	65,43	65,70
3	64,93	66,42	4	63,71	62,42
5	67,3	71,56	5	67,31	66,67
Media	65,25	67,09		65,62	65,41
D. padrão	1,81	3,42		1,49	2,05
E. padrão	±0,905	±1.71		±0,745	±1.025

Além dos parâmetros de avaliação realizados, foi elaborada uma tabela comparativa dos valores de K_{IC} observados para o material e aços da mesma categoria (HSLA), esta comparação esta representada na tabela 24.

Tabela 24. Comparativo dos dados obtidos empiricamente para (a) material de estudo, (b) De Paula (2014), e dados obtidos da bibliografia (c) Allen e Boardman (2005), (d). Dowling (2013) e (e) Newman et al. (2002).

Aço	K_{IC} (Mpa√m)	σ_{max} (MPa)	σ_y (Mpa)
300M (a)	65-67	2010	1740
Vart 100 (b)	70-80	1911	1676
300M (c)	57-64	2080	1785
300M (d)	65	2010	1740
Aermet 100 (e)	110	1965	1724

4.5.2 Mecânica da fratura.

Para analisar os mecanismos de fratura, foi realizado um estudo micrográfico da superfície de ruptura do material, as imagens tomadas estão ilustradas na Figura 44 e 45.

Figura 44. Imagem geral da superfície de fratura, tomada com ajuda do MEV. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

Figura 45. Detalhe da superfície de fratura, ilustrando a coalescência de microvazios (Dimples). Mecanismo de fratura dúctil. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

Da mecânica da fratura, podemos definir a coalescência de microvazios da seguinte forma.

Quando a sobrecarga é a principal causa de fratura, a maioria das ligas estruturais comuns falha por um processo conhecido como coalescência de microvazios. Os microvazios são nucleados em regiões de descontinuidade ou deformação localizada, associada a: partículas de segunda fase, inclusões, contornos de grão, falhas de empilhamento. À medida que a tensão no material aumenta, os microvazios começam a crescer, coalescem e formam uma superfície de fratura eventualmente contínua (Figura 46). O tamanho do dimple em uma superfície de fratura é governado pelo número e distribuição de microvazios que são nucleadas. Quando os locais de nucleação são poucos e espaçados, os microvazios crescem para um tamanho grande, antes da coalescência resultando uma superfície de fratura com grandes dimples. Os dimples menores são formados quando locais de nucleação são ativados, numerosos microvazios adjacentes juntam-se (coalescência) antes que eles tenham a oportunidade de crescer a um tamanho maior. Dimples extremamente pequenos muitas vezes são encontrados em materiais reforçados com dispersão de óxido (DECKER; LANGER, 1987). Este tipo de propagação é típico de um material dúctil.

Figura 46. Representação esquemática da propagação de trinca num material dúctil. Fonte: Ruggieri (2004)

Com os resultados obtidos de K_{IC} para o aço 300M, é possível realizar a seguinte análise:

- Não há uma diferença significativa entre os valores de K_{IC} determinados para o material, 67 e 65 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ para as orientações C-R e R-L respectivamente, o que permite evidenciar a homogeneidade no comportamento mecânico independente da orientação de extração.
- O valor da tenacidade à fratura obtida experimentalmente para o aço 300M, está dentro dos padrões estabelecidos para este tipo de materiais de alta resistência. O material além de possuir um elevado teor de ductilidade e resistência possui uma boa tenacidade à fratura, propriedades que estão diretamente relacionadas. Porém, o valor de K_{IC} observado, é inferior comparado com aços da mesma categoria e com propriedades mecânicas semelhantes como o aço Aermet 100.

- Analisando a micrografia do aço 300M, podemos observar claramente que a propagação da trinca aconteceu por médio de coalescência de microvazios, estes microvazios ou dimples possuem uma forma cônica profunda resultado do carregamento modo I do ensaio realizado para determinar o K_{IC} .
- Observando o mecanismo de fratura, foi possível confirmar a ductilidade do material, já que o modo de propagação de trinca evidenciado foi por meio de coalescência de microvazios, comportamento típico deste tipo de materiais.

4.6 Limite de vida em fadiga determinado pelo método estatístico da “escada” (stair casemethod).

Foram ensaiados os 14 corpos de prova com o objetivo de determinar o limite de vida em fadiga mais preciso para o material de estudo o aço 300M. Como se especifico na metodologia o primer corpo de prova foi ensaiado com o a tensão máxima (900MPa) estabelecida pelo trabalho de (DEGIOVANI, 2014). Para determinar a vida em fadiga do material, foi estabelecida uma vida em fadiga de 10^7 ciclos, se o material superava este valor era ensaiado o seguinte corpo de prova com um incremento d , estimado em 20 MPa. Se o corpo de prova rompia a tensão era diminuída com o mesmo parâmetro d . Este procedimento foi realizado ate ensaiar a totalidade dos corpos de prova, o comportamento dos 14 corpos de prova foi registrado na Figura 47.

Figura 47. Registro do comportamento dos 14 corpos de prova ensaiados para determinar o limite da vida em fadiga para o aço 300M pelo método da escada. Fonte: Autor.

Para se determinar o limite de fadiga médio (estatístico), baseia-se no evento que ocorreu em menor numero, para este caso consideram-se apenas os corpos de prova que romperam (SOUZA, 1982). Com os dados obtidos da figura 25 foi construída uma tabela auxiliar (tabela 25), considerando apenas os corpos de prova que romperam durante o ensaio.

Tabela 25. Análise estatístico dos corpos de prova que romperam durante o ensaio.

Tensão (MPa)	<i>i</i>	<i>ni</i> <i>ruptura</i>	<i>i*ni</i>	<i>i²*ni</i>
980	3	3	9	27
960	2	0	0	0
940	1	0	0	0
920	0	1	0	0
Total		4	9	27
		N=4	A=19	B=27

Fonte: Autor

Onde:

- *i*: Número de carregamentos desde o primeiro que gerou ruptura neste caso (920MPa) indicado como zero, até o último carregamento onde houve ruptura do corpo de prova, neste caso 980 MPa.
- *ni*: Número de corpos de prova que romperam com as tensões ensaiadas

Utilizando as expressões matemáticas 21 e 22 e os valores consolidados na tabela 25, determinamos o limite de fadiga médio $\overline{Se}$ e o desvio padrão δ .

$$\overline{Se} = Se + d\left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2}\right) \quad (19)$$

$$\delta = 1,620d\left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029\right) \quad (20)$$

Lembrando que d é o valor da escala de incremento ou diminuição da carga, estimado em 20 MPa, parâmetro definido na metodologia. O valor de Se , está definido como o valor de tensão para o qual $i=0$, neste caso 920MPa. Os valores de A, B e N são fornecidos pela tabela 25. É de se notar que o sinal $+$ da expressão matemática para determinar $\overline{Se}$ é usado quando se consideram os corpos de prova não rompidos e o sinal $-$, para análise baseada nos corpos de prova rompidos, neste caso será utilizado o signo negativo contabilizando unicamente os corpos de prova que romperam.

Substituindo os valores encontrados nas equações 19 e 20 quantificados na tabela 25 foram obtidos os seguintes resultados

$$\overline{Se} = 955 \text{ MPa. (limite de fadiga médio)}$$

$$\delta = 55,6146 \text{ MPa. (Desvio padrão)}$$

$$E. \text{ padrão} = \pm 14,69 \text{ MPa.}$$

O limite de vida em fadiga médio, obtido utilizando o método da escada, apresentou um incremento respeito do limite estabelecido no trabalho de (DEGIOVANI, 2014) de 900MPa há 955MPa.

O valor inicial de 900MPa foi baseado na informação fornecida pela curva S-N construída com os ensaios realizados no mesmo tipo de material. Desenvolver este tipo de ensaios demonstrou que utilizar esta metodologia para definir o limite de vida em fadiga de um material permite obter limites mais precisos com respeito aos estabelecidos por médio de curvas S-N, além disso o método permite ensaiar menor quantidade de corpos de prova minimizando custos e material. Uma das desvantagens encontrada para este tipo de análises é o tempo requerido para ensaiar a totalidade dos corpos de prova, para determinar o aumento ou diminuição da carga, os corpos de prova devem ser ensaiados um por vez, o que representa um pouco mais de tempo do utilizado para o levantamento das curvas S-N.

4.6.1 Análise fractográfico.

Foram realizadas as macro e micrografias das superfícies de fratura do material, analisando o mecanismo de fratura, procurando o origem da falha na superfície. Este análise está ilustrado nas figuras 48, 49, 50 e 51.

Figura 48. Fotografia panorâmica da superfície de fratura indicando (a) local de nucleação, (b) propagação estável da trinca por fadiga (c) fratura do material. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

Figura 49. Detalhe da zona de início da falha, setas indicando algumas das marcas que permitem evidenciar o sentido de propagação. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

Figura 50. Detalhe zona de início da falha, setas indicando imperfeição superficial, possível origem da falha do material. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

Figura 51. Ilustração detalhada da zona de propagação de trinca por fadiga, a imagem apresenta algumas estrias características do crescimento de trincas por fadiga. Fonte: Lab. Microscopia Eletrônica. Dep. Engenharia de Materiais.(EESC).

A análise micrográfico permitiu observar o tipo e morfologia de fratura apresentado pelo material após do ensaio de fadiga rotativa. Inicialmente determinou-se o local de início da trinca, o qual apresentou uma imperfeição na superfície possível causa do início da trinca, posteriormente foi identificada a zona de propagação evidenciando as marcas características de estrias de fadiga geradas pelo embotamento durante o crescimento da trinca. Finalmente encontrou-se a falha catastrófica do componente identificada pelas marcas de rio presentes no desprendimento do material.

A zona de propagação estável apresentada antes da ruptura do material (Figura 48b), permite confirmar o comportamento dúctil do material, já que a zona da ruptura (Figura 48c) está localizada na parte final do diâmetro do corpo de prova, diferente da morfologia das fraturas frágeis, as quais possuem uma pequena zona de propagação e fraturam de forma mais grosseira.

4.7 Propagação de trincas por fadiga (da/dN)

Este ensaio foi realizado em corpos de prova com duas orientações de extração Circunferencial-Radial (C-R) e Radial-Longitudinal (R-L), obtendo empiricamente as constantes C e m da equação de Paris e o limite inferior de propagação *Threshold* (ΔK_{th}). Para analisar o efeito produzido na propagação da trinca por fadiga pela razão de carregamento R , foram desenvolvidos ensaios com duas razões de carregamento $R=0,5$ e $R=0,1$

Inicialmente foi avaliado o comportamento do aço 300M na orientação de extração Circunferencial-Radial (C-R). Com os seis corpos de prova ensaiados foi possível obter dados da região linear de Paris e o *Threshold* do material aplicando razões de carregamento $R=0,5$ e

$R=0,1$. As Figuras 52 e 53 ilustram o comportamento do material com cada um dos carregamentos.

Figura 52. Região linear de Paris, curva da/dN vs. ΔK corpos de prova 05, 07,08 razão de carregamento $R=0,5$.

Figura 53. Região linear de Paris, curva da/dN vs. ΔK corpos de prova 01,02,06 razão de carregamento $R=0,1$.

Para obter os valores correspondentes a equação (16) de Paris, foram linearizadas as retas como se ilustra na Figura 54.

Figura 54. Exemplo linearização da região de Paris, curva da/dN vs. ΔK para obter os parâmetros de C e m , por meio da equação da forma $y=mx+b$, sendo m determinado como o valor da pendente da reta, e C igual a dez elevado ao valor de b (10^b).

Nas tabelas 26 e 27 estão consolidados os valores obtidos dos parâmetros C e m , constante e pendente respectivamente da equação de Paris, estes dados foram obtidos empiricamente utilizando duas razões de carregamento.

Tabela 26 Parâmetros C e m da equação de paris, obtidos empiricamente das curvas da/dN vs. ΔK orientação C-R razão de carregamento $R=0,5$.

$R=0,5$	C [(mm/ciclo)/MPa $\sqrt{m}$]	m
CP 01	2,00E-08	2,92
CP 02	2,62E-08	2,89
CP 06	2,54E-08	2,9
Média	2,39E-08	2,90
D. padrão	3,37244E-09	0,02
E. padrão	$\pm 1,947E-09$	$\pm 0,011$

Tabela 27 Parâmetros C e m da equação de paris, obtidos empiricamente das curvas da/dN vs. ΔK orientação C-R razão de carregamento $R=0,1$.

$R=0,1$	C [(mm/ciclo)/MPa $\sqrt{m}$]	m
CP 05	2,61E-08	2,69
CP 07	3,74E-08	2,61
CP 08	2,57E-08	2,75
Média	2,97E-08	2,68
D. Padrão	6,64254E-09	0,07
E. Padrão	$\pm 3,8350E-09$	0,04

Foi obtido o valor limite de propagação da trinca ou *Threshold*, este valor é interpretada como o valor limite inferior de ΔK embaixo do qual em condições normais não existirá propagação de trinca (DOWLING, 2013). A Figura 55 ilustra a obtenção deste parâmetro para a orientação Circunferencial-Radial.

Figura 55. Obtenção limite inferior de propagação para ΔK (*Threshold*) razão de carregamento $R=0,5$, orientação C-R.

Para comparar o efeito das razões de carregamento na mesma orientação, plotaram-se as regiões de Paris utilizando os valores médios de C e m (Figura 56), o comparativo dos valores obtidos empiricamente está registrado na tabela 28.

Figura 56. Comparação do efeito da razão de carregamento $R=0,1$ e $R=0,5$ no comportamento da região linear de Paris da orientação Circunferencial-Radial.

Como era esperado, o aumento da razão de carregamento provoca um deslocamento da região linear de Paris, este comportamento foi amplamente documentado e pode se explicar graficamente com ajuda da Figura 57.

Figura 57. Comportamento da região linear de Paris com o aumento progressivo da razão de carregamento R . Fonte: (DOWLING, 2013)

Tabela 28. Consolidado dos valores obtidos para a razão de carregamento $R=0,1$ e $R=0,1$, orientação C-R.

R	m	C [(mm/ciclo)/MPa√m]	ΔK_{th}
0,1	2,68	2,97E-08	3,76
0,5	2,9	2,39E-08	3,24

Do mesmo modo foi analisada a orientação Radial-Longitudinal. Foram plotados os gráficos da região de Paris e Threshold, utilizando as mesmas razões de carregamento $R=0,1$ e $R=0,1$. As Figuras 58 e 59 ilustram o comportamento da região linear de Paris para esta orientação.

Figura 58. Região linear de Paris, curva da/dN vs. ΔK corpos de prova 01,04 razão de carregamento $R=0,1$.

Figura 59. Região linear de Paris, curva da/dN vs. ΔK corpos de prova 03,05 razão de carregamento $R=0,5$.

Nas tabelas 29 e 30 estão consolidados os valores obtidos dos parâmetros C e m , constante e pendente respectivamente da equação de Paris, estes dados foram obtidos empiricamente utilizando duas razões de carregamento para a orientação Radial-Longitudinal.

Tabela 29 Parâmetros C e m da equação de paris, obtidos empiricamente das curvas da/dN vs. ΔK orientação R-L razão de carregamento $R=0,5$.

R=0,5	C [(mm/ciclo)/MPa $\sqrt{m}$]	m
CP 03	4,82E-08	2,74
CP 05	7,51E-08	2,44
Média	6,16E-08	2,59
D. padrão	1,90212E-08	0,21
E. padrão	$\pm 1,344E-08$	$\pm 0,14$

Tabela 30 Parâmetros C e m da equação de paris, obtidos empiricamente das curvas da/dN vs. ΔK orientação R-L razão de carregamento $R=0,1$.

R=0,1	C [(mm/ciclo)/MPa $\sqrt{m}$]	m
CP 01	4,70E-08	2,63
CP 04	8,34E-08	2,45
Média	6,52E-08	2,54
D. padrão	2,57387E-08	0,13
E. padrão	$\pm 1,81995E-08$	$\pm 0,09$

A Figura 60 ilustra a obtenção do valor de *Threshold* para a orientação Radial-Longitudinal.

Figura 60. Obtenção limite inferior de propagação para ΔK (*Threshold*) razão de carregamento $R=0,5$, orientação R-L

Novamente foi feita a comparação gráfica e quantitativa do efeito gerado pela aplicação de duas razões de carregamento. Este análise é ilustrado na Figura 61 e apresentado na tabela 31.

Figura 61. Comparação do efeito da razão de carregamento $R=0,1$ e $R=0,5$ no comportamento da região linear de Paris da orientação Radial- Longitudinal.

Como foi observado com a orientação C-R, a comparação das taxas de carregamento ($R=0,1$) e ($R=0,5$) para a região linear de Paris dos gráficos realizados para a orientação de extração Radial-Longitudinal, apresenta um deslocamento em direção do eixo das ordenadas, tal como era esperado inicialmente.

Tabela 28. Consolidado dos valores obtidos empiricamente para a razão de carregamento $R=0,1$ e $R=0,5$, orientação R-L.

R	m	C [(mm/ciclo)/MPa $\sqrt{m}$]	ΔK_{th}
0,1	2,54	6,52E-08	3,71
0,5	2,59	6,16E-08	3,20

4.7.1 Correção curvatura da trinca (tunelamento)

Depois de finalizar o ensaio, examine as duas superfícies, preferivelmente em dois locais diferentes (por exemplo, tamanho da pre-trinca e a trinca final gerada por fadiga) , para determinar o tamanho da curvatura da trinca (conhecido como tunelamento). Se o contorno da trinca é visível, calcule a media aritmética de três pontos do comprimento da trinca de acordo com a metodologia indicada na norma E399.(ASTM, 2014).

Conforme o indicado na norma técnica ASTM E647, numeral 9 para calcular e interpretar os resultados obtidos precisa-se realizar a correção da curvatura da trinca. Este procedimento foi realizado do mesmo modo como realizado para o ensaio de K_{IC} . Esta correção foi desenvolvida com as fotos tiradas da superfície de fratura, desenvolvendo a análise no programa *image pro plus*, com o qual obtiveram-se as medidas reais da pre-trinca e da trinca final, este processo está ilustrado nas Figuras 62 e 63.

Figura 62. Correção do tamanho da pré-trinca, realizando as 3 medidas centrais e nas duas faces do corpo de prova, segundo indicado pela norma ASTM E399

Figura 63. Correção do tamanho da trinca final após ensaio de Paris conforme o estabelecido pela norma técnica.

O processo de correção do tamanho da trinca e pré-trinca permite obter resultados muito mais precisos dos resultados obtidos com o valor do comprimento fornecido pelo extensômetro, porem foi observado que os dados reais não diferem muito dos obtidos durante o ensaio. Para visualizar a diferencia entre os dos valores foi realizada uma tabela comparativa (tabela 29) dos valores corrigidos seguindo as especificações da norma versus os valores obtidos com o extensômetro e o método do *compliance* ou flexibilidade elástica.

Tabela 29. Comparação dos dados de comprimento de trinca corrigidos versus os dados fornecidos pelo equipamento.

		Pre-trinca (mm)	Comp. Entalhe (mm)	Comp. Total (mm)	Comp. Equipamento (mm)	Trinca final (mm)	Comp. Total (mm)	Comp. Equipamento (mm)
CP 3	L1	2,18	9,17	11,35	11,251	19,87	29,04	34,1585
	L2	2,27	9,17	11,44	11,251	23,4	32,57	34,1585
	L3	2,23	9,17	11,4	11,251	25,27	34,44	34,1585
	L4	2,27	9,17	11,44	11,251	25,27	34,44	34,1585
	L5	2,27	9,17	11,44	11,251	23,11	32,28	34,1585
Media				11,42	Media		33,81	

4.7.2 Avaliação dos resultados

Utilizando as constantes determinadas empiricamente (C e m) da equação de Paris, dos ensaios realizados na orientação inicial C-R foram feitos gráficos comparativos com os parâmetros obtidos para o aço VART 100 (De Paula 2014), ensaios desenvolvidos sob as mesmas condições de carregamento e orientação. Este comparativo está ilustrado nas Figuras 64 e 65.

Figura 64. Comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ do aço Vart 100 (De Paula 2014) com o aço 300M, razão de carregamento $R=0,1$

Figura 65. Comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ do aço Vart 100 (De Paula 2014) com o aço 300M, razão de carregamento $R=0,5$.

Para um determinado material e uma serie de condições específicas para um ensaio, o comportamento da propagação de trinca pode ser descrita pela relação entre a razão de crescimento da trinca cíclico da/dN e a variação da intensidade de tensão ΔK . (DOWLING, 2013).

Analisando o comportamento apresentado pelos materiais aço VART 100 e aço 300M, pode-se observar que, quando o delta K aplicado está numa faixa de 10 até 20 $MPa\sqrt{m}$ a taxa de propagação do aço Vart 100 é muito maior e mais acentuada do que a taxa de propagação apresentada pelo aço 300M, com o aumento do delta K o comportamento dos materiais é um pouco mais semelhante. Em termos práticos, pode-se dizer que a no estagio inicial da parte linear de Paris, a propagação da trinca apresentada pelo aço Vart 100 é muito mais rápida do que acontece com o aço 300M, este comportamento indica que, na presença de uma trinca inicial, aplicando a mesma razão de carregamento e os mesmos parâmetros do ensaio a trinca vai-se propagar com uma maior velocidade no aço Vart 100.

Além da taxa de propagação, avaliou-se o ponto limite de propagação da trinca conhecido como *Threshold* (ΔK_{th}), este comparativo está representado na tabela 30.

Tabela 30. Comparativo dos valores de ΔK_{th} obtidos empiricamente para os aços (a) 300M de estudo (b) Vart 100, De Paula (2014), orientações C-R, R-L e razoes de carregamento $R=0,1$, $R=0,5$.

	300M C-R (a)		VART 100 C-R (b)	
	R=0,1	R=0,5	R=0,1	R=0,5
$\Delta K_{th} (MPa\sqrt{m})$	3,78	3,24	2,56	2,74
	300M R-L (a)		VART 100 R-L (b)	
	R=0,1	R=0,5	R=0,1	R=0,5
$\Delta K_{th} (MPa\sqrt{m})$	3,70	3,20	3,18	2,5

Observaram-se valores inferiores para o limite de Threshold nas duas orientações e razoes de carregamento para o aço Vart 100 com respeito aos valores determinados para o aço 300M, o que permite estabelecer que este material (Vart 100) precisa de uma quantidade menor de tensão aplicada para propagar uma trinca por fadiga.

5. VARIAÇÃO ESTATÍSTICA NAS PROPRIEDADES DOS MATERIAIS

Medições laboratoriais de propriedades mecânicas dos materiais, tais limite de ruptura ou tenacidade à fratura, contém alguma margem de erro devido a causas como calibração dos equipamentos de medida, imperfeições nos corpos de prova, geometria, alinhamento máquina, ruído em componentes eletrônicos etc. As propriedades também variam de acordo com local de extração dos corpos de prova. Além disso, um material de um dado tipo nominal, tal como liga de alumínio 2024-T351, ou plástico de policarbonato Al_2O_3 , irá variar de certo modo com a composição química, nível de impurezas, tamanho e número de defeitos microscópicos, e os detalhes exatos de processamento.

Tais diferenças entre lotes de material semelhante são uma importante fonte de variação nas propriedades dos materiais. É simplesmente um fato da vida que duas medições ou amostras de material não vão ser totalmente idênticos. Esta variação nas propriedades dos materiais podem ser submetidos a análise por meio de estatística para permitir as estimativas de probabilidade associado com a variação de uma dada magnitude.

5.1 Media e desvio padrão.

Considere uma variável x que possui uma variação estatística. Dados repetidos podem ser encontrados, com a variação dos dados é possível realizar um gráfico tipo histograma como ilustra a Figura 66. Um histograma é simplesmente um gráfico de barras mostrando o numero de dados de x em função do valor de x

Figura 66. Exemplo de histograma mostrando a variação do limite de ruptura cabos de aço temperado SAE 4340. Fonte: Dowling (2007).

Os valores são usualmente concentrados próximo da media aritmética, dada pela expressão

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (21)$$

Onde n é o total de dados, chamado tamanho da amostra, o valor de x_i são os dados individuais.

A variabilidade de x pode ser pequena, com a maioria dos valores perto do $\bar{x}$, ou pode ser grande com um amplo rango de valores. O desvio padrão S_x é uma medida da magnitude da variação:

$$s_x = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n - 1}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n x_i^2 - n\bar{x}^2}{n - 1}} \quad (22)$$

As duas equações são matematicamente equivalentes, porem a segunda é mais conveniente para cálculos manuais

Outra medida útil da variação é o *coeficiente de variação de amostras*,

$$\delta_x = \frac{s_x}{\bar{x}} \quad (23)$$

O coeficiente de variação é uma medida adimensional do margem de erro do valor de x . Valores de δ_x são frequentemente expressados em porcentagem. Esta medida é particularmente conveniente, já que o valor dado para uma determinada propriedade tende a ser relativamente constante sobre um rango de valores médios. Por exemplo o limite de escoamento para os aços possui um valor aproximado de $\delta_x = 7\%$ a pesar de rango de valores médios estar sobre um fator de 10, de 200 até 2000MPa (DOWLING,2007).

Baseado na metodologia encontrada no apêndice B do livro de Dowling, foram analisados os resultados dos ensaios de dureza, tração, K_{IC} e vida em fadiga do material. A análise realizada está consolidada na tabela 31.

Propriedade	Media aritmética	Desvio padrão	Margem de erro
	$\bar{x}$	S_x	δx (%)
Dureza (HRC)	53	0,3	1
Limite ruptura (MPa)	2010	17,48	1
Limite escoamento (MPa)	1740	14,18	1
Modulo de elasticidade (GPa)	204	1,1	1
Limite vida em fadiga (MPa)	955	55,16	6
KIC (Mpa√m) (C-R)	67,09	3,42	5
KIC (Mpa√m) (R-L)	65,41	2,05	3

Tabela 31. Análise estatístico coeficiente de variação ou margem de erro das propriedades mecânicas obtidas empiricamente. Fonte: Autor

Como observado na tabela 31 o margem de erro dos ensaios de tração e dureza apresentam um baixo índice de variação, a probabilidade de erro nos resultados é muito baixa, o que confirma a fiabilidade dos resultados obtidos. Ensaios como K_{IC} e limite de vida em fadiga, apresentam um grau de erro um pouco maior, fatores como a usinagem, geometria e tipo de ensaio provocaram um pouco mais de dispersão nos dados obtidos. Dados gerais do margem de erro estimado para diferentes materiais são apresentados na tabela 32.

Variable x	Typical $\delta_x, \%$
Yield strength of metals	7
Ultimate strength of metals	5
Modulus of elasticity of metals	5
Fracture toughness of metals	15
Tensile strength of welds	10
Compressive strength of concrete	15
Strength of wood	15
Cycles to failure in fatigue	50
Crack growth rate in fatigue	50
Strength for a given life in fatigue	10

Tabela 32. Coeficientes típicos de variação para diferentes materiais.

6. DISCUSSÃO

O resultado mais relevante obtido ao longo desta pesquisa é de fato a excelente combinação de propriedades mecânicas encontradas no aço 300M, associadas à martensita revenida e composição química. Propriedades como a tenacidade à fratura e limite de vida em fadiga determinadas empiricamente, estão em uma faixa aceitável para os aços de alta resistência, este comportamento está associada ao tamanho de grão determinado para o aço 300M e não presença de partículas de segunda fase. A composição química do aço em estudo explica algumas das propriedades mecânicas, por exemplo o teor de carbono possui um grande efeito sobre as propriedades do aço, é o principal elemento de endurecimento. A resistência à tração aumenta com o aumento do teor de carbono (0,42%), porém diminui a ductilidade do material (ALLEN; BOARDMAN, 2005) como visto na Tabela 18, o aço 300M apresenta boa resistência à tração e escoamento e uma porcentagem de alongamento aceitável para este tipo de material.

O objetivo principal da adição de elementos de liga nos aços é aumentar a capacidade de endurecimento, isto significa, retardar o tempo necessário para a decomposição em ferrita e perlita. Isto permite velocidades de resfriamento mais lentas para produzir estruturas totalmente martensíticas. O principal fator limitante de endurecimento é a taxa de formação de perlita na nariz da curva C no diagrama TTT. Para discutir os efeitos dos elementos de liga sobre o crescimento perlita é necessário distinguir entre estabilizadores austenita (por exemplo Mn, Ni, Cu) e estabilizadores de ferrita (por exemplo, Cr, Mo, Si). estabilizadores de austenita diminuem a temperatura A1, enquanto estabilizadores de ferrita têm o efeito oposto (PORTER; EASTERLING, 1996). Elementos de liga adicionados no aço 300M como Ni, Cr, Mo e Si, retarda a decomposição por difusão da austenita, aumentando a sua capacidade de endurecimento. Assim, a velocidade crítica para a formação de martensita é menor em aços que contêm um maior conteúdo de elementos de liga. (COLPAERT, 2008). Partículas de segunda fase como carbonetos e nitretos, distribuídos finamente em partículas finas ajudam no controle do tamanho do grão austenítico, no entanto presença de partículas em tamanhos maiores, tem um impacto negativo na vida em fadiga dos componentes, no caso do aço 300M não foram encontradas partículas de segunda fase durante o estudo das diferentes superfícies de fratura do material, o que indica que implementação dos processos de manufatura de alta tecnologia refinam o tamanho e aparição destes elementos no material produzido. Analisando os microconstituintes encontrados no material de estudo, evidenciou-se uma estrutura martensítica e menores frações de austenita retida, confirmando a eficácia do tratamento térmico, principalmente do duplo revenimento que diminui a quantidade de austenita retida, transformando-a em martensita, o que incrementando o teor de dureza. Além da determinação da microestrutura, foi verificada a elevada temperabilidade do material, este fator foi determinado baseado na curva de microdureza realizada, onde foi evidente a uniformidade da dureza ao longo da peça temperada, o que indica a profundidade atingida durante este procedimento térmico. Também foi determinado um tamanho do grão fino e homogêneo, fatores relevantes para aumentar a temperabilidade deste tipo de aços, o tamanho do grão médio determinado para o material foi comparado com trabalhos realizados em aço 300M como o desenvolvido por (ZHANG. et al. 2011) comprovando a validade do tamanho médio do grão encontrado para o material.

7. CONCLUSÕES.

Do estudo realizado das características e propriedades mecânicas e microestruturais, desenvolvido para o aço 300M temperado sob vácuo e duplo revenimento, pode-se concluir o seguinte.

1. O aço 300M, pertencente a categoria dos aços de alta resistência e baixa liga, demonstra as características típicas de este tipo de materiais, alta resistência mecânica (2010 MPa), e dureza (53 HRC), valores padrão para a categoria.
2. A microestrutura principalmente martensítica (96%) determinada para este material está homogeneamente distribuída, além disso o baixo teor de austenita retida encontrada e o perfil de microdureza, permitem confirmar a efetividade do tratamento térmico aplicado e a temperabilidade do material.
3. O material de estudo aço 300M, apresenta uma excelente relação das propriedades mecânicas. Este possui uma alta resistência e dureza, além disso, a análise das superfícies de fratura e a porcentagem de alongamento demonstram que o material apresenta um comportamento medianamente dúctil.
4. Propriedades mecânicas como a dureza e resistência são inversamente proporcionais ao valor de K_{IC} de cada material. O aço 300M apresentou excelentes propriedades mecânicas como era esperado, entretanto o valor determinado empiricamente de K_{IC} foi inferior comparado com aços da mesma categoria.
5. Determinar os valores das constantes C e m tanto como o valor de ΔK_{th} , permite avaliar o comportamento do material por meio da equação de Paris, e utilizar o limite de propagação de trinca, como parâmetro de projeto.
6. Utilizar métodos alternativos como o método da escada para estimar a vida em fadiga de um material, permite obter resultados mais precisos, utilizando menor quantidade de corpos de prova.
7. Durante a análise fractográfico desenvolvido nas diferentes superfícies do material, não foi observado nenhum tipo de inclusão ou precipitado de segunda fase.

O estudo desenvolvido para determinar as principais características mecânicas do aço 300M temperado sob vácuo com duplo revenimento, abrangeu uma série de ensaios que permitiram conhecer as principais características mecânicas, comportamento em fadiga e tenacidade à fratura. Como conclusão final do projeto é possível estabelecer a excelente relação de características mecânicas apresentadas pelo material, alto nível de resistência, dureza, ductilidade e vida em fadiga, comprovando a versatilidade de aplicações do material, principalmente em estruturas, componentes máquinas ou equipamentos que precisem um alto teor de resistência. Comparado com aços da mesma categoria e aços 300M fabricados por empresas internacionais, o aço fabricado pela empresa Villares Metals apresentou altos padrões de qualidade, excelentes propriedades mecânicas e homogeneidade estrutural, refletindo a idoneidade dos processos de fabricação do material.

8. RECOMENDAÇÕES

A pesar de comprovar a excelente relação de propriedades mecânicas do aço 300M, e realizar uma serie de ensaios que permitiram determinar as principais propriedades mecânicas, existem algumas provas e ensaios que poderiam ajudar a melhorar as características e propriedades do material.

1. Este tipo de material é utilizado principalmente em estruturas aeronáuticas como o trem de pouso, este tipo de aeronaves atinge altitudes entre 21.000 e 41.000 pés, altitudes que apresentam temperaturas extremadamente baixas, pelo qual seria importante conhecer o comportamento do material sob estas condições de trabalho realizando ensaios de impacto.
2. O Estudo realizado no aço 300M por (YOUNGBLOOD; RAGHAVAN, 1978) o qual avaliou as propriedades mecânicas do material aplicando tratamentos térmicos com diversas temperaturas de austenização e revenido, demonstrou que desenvolver processos de tempera com uma temperatura igual ou maior a 982 °C, e realizar o revenimento num rango de 300 até 250 °C otimiza a relação da tenacidade á fratura K_{IC} (78 MPa $\sqrt{m}$) - resistência mecânica (1998 MPa). O aço 300M desenvolvido pela empresa Villares Metals possui um elevado nível de resistência (2010 MPa), porem a tenacidade a fratura encontrada no material está num nível inferior respeito aos aços da mesma categoria (65 MPa $\sqrt{m}$). Um futuro trabalho que consiga equiparar estes dois fatores utilizados como parâmetro de projeto poderia melhorar o performance do material.
3. Outro fator que pode ser considerado para melhorar as propriedades mecânicas do material é o refino do tamanho do grão. Tomando como base o estudo elaborado por (ZHANG et al., 2011) o qual avaliou o tempo de permanência durante o processo de tempera, determinou que, maiores tempos e temperaturas mais elevadas durante a permanência no processo de austenização representam incremento do tamanho do grão.
4. Tomando como base os estudos previamente mencionados, seria ideal desenvolver uma pesquisa que avalie diferentes roteiros de tratamentos térmicos, variando o tempo de permanência e temperatura de austenização, com o objetivo de manter as propriedades mecânicas do material e incrementar a tenacidade á fratura.

BIBLIOGRAFIA

ABDALLA, A. . et al. Caracterização mecânica e microestrutural do aço 300 m submetido a diferentes tratamentos térmicos. 8º CONGRESO IBEROAMERICANO DE INGENIERIA MECANICA. Anais...CUSCO: 2007

ALLEN, C. M.; BOARDMAN, B. ASM Handbook , Volume 1 , Properties and Selection : Irons , Steels , and High Performance Alloys Section: Publication Information and Contributors Publication Information and Contributors. Fonderie, v. 1, p. 1618, 2005.

ANAZAWA, R. . Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300m com microestrutura multifásica. [s.l.] Universidade Estadual Paulista, 2007.

ANAZAWA, R. . et al. Caracterização microestrutural e mecânica dos aços 4340 e 300m após tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos. Sao Jose dos Campos: Universidade Estadual Paulista, 2012

ANDERSON, T. . Fracture Mechanics: fundamentals and applications. 2. ed. Texas: CRC Press, 1994.

ASTM, I Standard Test Methods for Determining Average Grain Size E112-13. ASTM International, p. 1–28, 2014.

ASTM, I. Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials. E399-12. [s.l: s.n.].

ASTM, I. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. E8M-13Astm. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<http://www.astm.org/Standards/E8.htm>>.

ASTM, I. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. Standard E647 – 13a. American Society for Testing and Materials, p. 1–50, 2014.

BRAAM, J. J.; VAN DER ZWAG, S. A statistical evaluation of the Staircase and the Arcsinp Methods for determining the Fatigue Limit. Journal of Testing and Evaluation, v. 26, p. 125–131, 1998.

CALLE, G.; HENAO, E. Dureza Rockwell. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<http://www.utp.edu.co/~gcalle/DUREZAROCKWELL.pdf>>.

CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. Materials science and engineering an introduction. [s.l.] World Color USA/Versailles., 2010. v. 8

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos, 2008.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderurgicos comunsMetalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 2008.

DE PAULA, G. Comportamento em fratura aço VART 100. [s.l.] Universidade Sao Paulo, 2014.

DECKER, R. F.; LANGER, E. L. ASM Handbook. Vol 12. Fractography. [s.l: s.n.].

DEGIOVANI, A. S. Estudo da vida em fadiga do aço 300M. [s.l.] Universidade dde Sao paulo, 2014.

DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials. [s.l: s.n.].

Handbook aços e ligas. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=4>>. Acesso em: 25 mar. 2016.

ILLESCAS, S. Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA. [s.l.] Universidad de Barcelona, 2007.

KANNAN, M. The microstructure, hardness, impact toughness, tensile deformation and final fracture of four specialty high strength steels. [s.l.] University of Akron, 2011.

MUCSI, C. E. Estudo sobre o processo v.a.r. (vacuu m arc remelting escala de laboratório). [s.l.] Instituto de Pesquisa s Energética s e Nucleare s, 1996.

NEWMAN, J. A. et al. Evaluation Fracture Materials of Fatigue Properties Crack Growth and of Cryogenic Model. n. May, 2002.

PORTER, D. .; EASTERLING, K. . Phase Transformations in Metals and Alloys. LONDON: [s.n.]. v. 2

RUGGIERI, C. Numerical investigation of constraint effects on ductile fracture in tensile specimens. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1678-58782004000200011>. Acesso em: 11 maio. 2016.

SILVA, A. L.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. Edgar Bluc ed. Sao Paulo, SP. Brasil: [s.n.].

SOUZA, S. . Ensaios mecânicos de materiais metálicos - fundamentos teóricos e práticosSao Paulo, SP. Brasil EDGAR BLUCHER, , 1982.

SOUZA, S. A. Composição Química dos Aços. Sao Paulo, SP. Brasil: Edgar, Blucher, 2001.

SURESH, S. Fatigue of materials. [s.l.] Cambridge University Press, 1996.

YOUNGBLOOD, J. L.; RAGHAVAN, M. Microstructure and Mechanical Properties of Quenched and Tempered 300M Steel. Conneticut: [s.n.].

ZHANG, S. S. et al. The growth behavior of austenite grain in the heating process of 300M steel. Materials Science and Engineering A, v. 528, n. 15, p. 4967–4972, 2011.