

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE-FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E METALÚRGICAS NO AÇO SAE 4340 MODIFICADO**

Maurício Pereira Lopes

RIO GRANDE, RS
2020

Maurício Pereira Lopes

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E METALÚRGICAS NO AÇO SAE 4340 MODIFICADO**

Dissertação de mestrado apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica da Universidade Federal do Rio
Grande-FURG como requisito para obtenção do
título de “Mestre em Engenharia Mecânica” –
Área de Concentração: Engenharia de
Fabricação

Orientadora: Profa. Dra. Alice Gonçalves Osório
Coorientador: Prof. Luciano Volcanoglo Biehl

RIO GRANDE, RS
2020

Ficha Catalográfica

L864i Lopes, Maurício Pereira.
 Influência do tratamento criogênico nas propriedades mecânicas e
 metalúrgicas no aço SAE 4340 modificado / Maurício Pereira Lopes. –
 2020.
 60 f.

 Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande –
 FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica,
 Rio Grande/RS, 2020.
 Orientadora: Dra. Alice Gonçalves Osório.
 Coorientador: Dr. Luciano Volcanoglo Biehl.

 1. SAE 4340 Modificado 2. Microestrutura 3. Aço I. Osório, Alice
 Gonçalves II. Biehl, Luciano Volcanoglo III. Título.

CDU 669.1

Catálogo na Fonte: Bibliotecário José Paulo dos Santos CRB 10/2344



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



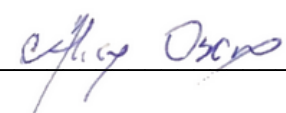
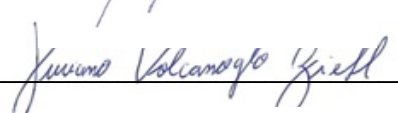
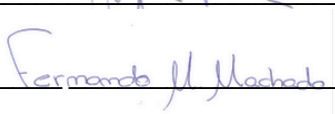
Ata nº **14/2020** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos quatro dias do mês de dezembro de dois mil e vinte, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às quatorze horas e trinta minutos, via Videoconferência, a que se submeteu o mestrando **MAURÍCIO PEREIRA LOPES**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E METALÚRGICAS NO AÇO SAE 4340 MODIFICADO.**

Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: Jorge Luis Braz Medeiros, Fernando Machado Machado, Luciano Volcanoglo Biehl (coorientador) e presidência da Professora Alice Gonçalves Osório (orientadora). Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Alice Gonçalves Osório: _____ APROVADO
2. Luciano Volcanoglo Biehl: _____ APROVADO
3. Jorge Luis Braz Medeiros: _____ APROVADO
4. Fernando Machado Machado: _____ APROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. _____ 
CPF: 69074360-49
2. _____ 
CPF: 575.195.100-00
3. _____ 
CPF: 588.871.210-87
4. _____ 
CPF: 972.896.120-00

MAURÍCIO PEREIRA LOPES: _____ 

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho a todos aqueles que se abdicaram dos prazeres momentâneos que a vida oferece e dedicaram e continuam se dedicando em buscar, através de pesquisas e experimentos, métodos e materiais, a fim de aprimorar os processos.

AGRADECIMENTOS

Inicialmente agradeço a Deus por ter me concedido forças para prosseguir nessa jornada não me deixando desistir.

A minha esposa Mônica Vieira por me incentivar e entender minhas ausências, muitas das vezes, em momentos difíceis da vida.

Aos meus queridos filhos Marcus Vinícius e Vítor Hugo, que me incentivam diuturnamente e renovam minhas forças com seus sorrisos e abraços.

Ao meu pai Almir Lopes, *in memoriam*, que, apesar dos diversos problemas enfrentados, teve sabedoria, paciência e dedicação para me transmitir seus conhecimentos.

A minha irmã Ana Cláudia e ao meu cunhado Luiz, que me deram o suporte necessário para enfrentar as adversidades da vida.

Agradeço ao Fernando Schild, pelo apoio prestado e troca de ideias, necessárias para execução desta tarefa. Aos demais colegas de turma pela parceria.

Aos meus colegas do trabalho pelo apoio que me deram e pela execução dos meus afazeres nos momentos que me ausentei.

Agradeço ao professor Adão, do IFRS SUL, por ter disponibilizado o laboratório para realização do Ensaio Charpy.

Agradeço aos professores do PPMec pela dedicação e empenho em ensinar e qualificar os alunos com os quais tem compartilhado seus conhecimentos.

Agradeço a Prof^a. Dr^a. Alice Osório pela orientação e por ter sempre se colocado à disposição em cooperar na execução deste trabalho.

Agradeço em especial ao coordenador do programa, Prof. Dr. Luciano Volcanoglo Biehl e ao professor Prof. Dr. Jorge Braz, que durante essa jornada, não representaram tão somente a figura de coordenador e professores, mas de amigos aos quais tenho muita gratidão.

RESUMO

Na indústria aeroespacial verifica-se a utilização de diferentes ligas ferrosas e não ferrosas, correlacionando-se os aspectos físicos de resistência mecânica e densidade. Grandes avanços, no desenvolvimento de novos materiais tem marcado as últimas décadas, na qual materiais compósitos, como o Glare, revolucionaram as propriedades de impacto da fuselagem dos aviões. Entre os materiais que também apresentam grande importância nesta área, pode ser destacado a classe de aços SAE 4340 modificado. Este aço apresenta um ótimo balanceamento da sua composição química, boa temperabilidade, homogeneização microestrutural e bom comportamento em fadiga. Neste trabalho foram pesquisados os efeitos da aplicação de ciclo térmico criogênico em aço SAE 4340 modificado utilizado em helicópteros. Ensaio mecânicos de impacto, microdureza e tração foram realizados, bem como a avaliação microestrutural desses aços com e sem o tratamento de criogenia. Os resultados demonstraram que o comportamento microestrutural e mecânico de todos os corpos de prova analisados não foram significativamente modificados, após a aplicação da criogenia. Verificou-se a transformação do reduzido volume de austenita retida em martensita não revenida, porém sem influência significativa na transição dúctil-frágil verificada no ensaio de impacto *Charpy*, onde pode-se observar uma diminuição de 11,10% registrado na média das amostras. Estes resultados evidenciam que as condições de fabricação de conformação mecânica e têmpera associada ao revenimento atuam diretamente minimizando a presença de austenita retida e a presença de anisotropias que possam comprometer as propriedades mecânicas e metalúrgicas deste aço.

Palavras-chave: SAE 4340 modificado, microestrutura, aço

ABSTRACT

In the aerospace industry different ferrous and non ferrous alloys are used, correlating the technological aspects of mechanical resistance and density. Major advances in the development of new materials have marked the last decades, where composite materials such as Glare have revolutionized the impact properties of aircraft fuselage. Among the materials that also present importance in this important area, can be highlighted the class of steel SAE 4340 modified. This steel presents an excellent balance of its chemical composition, good hardenability, microstructural homogeneity and good fatigue behavior. In this work the effects of cryogenic thermal cycle application in modified SAE 4340 steel used in helicopters were researched. The results showed that the microstructural and mechanical behavior of all specimens analyzed were not significantly modified after the application of cryogenics. The transformation of the reduced volume of retained austenite and non-resisted Martensite was verified, but without significant influence on the ductile-fragile transition verified in the *charpy* impact test, where it can be observed a decrease of 11.10% registered in the average of the samples. These results show that the manufacturing conditions of mechanical conformation and tempering associated with tempering act directly minimizing the presence of retained austenite and the presence of anisotropies that can compromise the mechanical and metallurgical properties of this steel.

Keywords: SAE 4340 modified, microstructure, steel

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Gráfico relacionado a corrosão e a composição dos aços estruturais.	23
Figura 2: Microestrutura martensítica SAE 4340	24
Figura 3: Curva tensão - Deformação de um material	25
Figura 4: Resultado do ensaio de tração para o aço SAE 4340 e 300M	27
Figura 5: Mecanismo de fratura com nucleação, crescimento e coalescência de vazios em metais dúcteis.	29
Figura 6: Amostras A e B do aço SAE 4340, antes e após tratamento criogênico, respectivamente.....	32
Figura 7: Parafuso utilizado para confeccionar os corpos de prova.....	33
Figura 8: Fluxograma do desenvolvimento do projeto	34
Figura 9: Fresadora.....	35
Figura 10: Policorte	36
Figura 11: Corpos de prova para ensaio de <i>Charpy</i>	36
Figura 12: Torno Mecânico	37
Figura 13: Corpo de prova ensaio de tração	37
Figura 14: Reservatório para nitrogênio líquido.....	38
Figura 15: Espectrômetro.....	39
Figura 16: Microscópio óptico	40
Figura 17: Microscópio Eletrônico de Varredura com microsonda de EDS	40
Figura 18: Microdurômetro	41
Figura 19: Máquina de ensaio de impacto Charpy	42
Figura 20: Máquina universal de ensaio.....	42
Figura 21: Perfil microdureza do material base e após tratamento criogênico	45
Figura 22: Microestrutura do material base atacadas com reativo Villela	46
Figura 23: Microestrutura do material após tratamento criogênico atacadas com reativo Villela.....	47
Figura 24: Microestrutura do material base atacadas com reativo Villela (A1) e (A2) Núcleo da amostra e (B1) e (B2) Periferia da amostra	47
Figura 25: Microestrutura do material após tratamento criogênico atacadas com reativo Villela (A1) e (A2) Núcleo da amostra e (B1) e (B2) Periferia da amostra...	48
Figura 26: Imagens analisadas em EDS - (A) Núcleo e (B) Periferia da amostra...	49
Figura 27: Gráfico tensão-deformação das amostras SAE 4340 modificado.....	51
Figura 28: Gráfico tensão-deformação das amostras SAE 4340 modificado após tratamento criogênico.....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Classificação das ligas de alumínio	19
Tabela 2: Classificação SAE do aço	22
Tabela 3: Composição química do aço SAE/AISI 4340	22
Tabela 4: Resultado do ensaio de tração no aço SAE 4340	26
Tabela 5: Propriedades mecânicas do aço SAE 4340 conforme a temperatura de revenimento	27
Tabela 6: Critérios para identificar e classificar as fraturas	29
Tabela 7: Tabela de composição química	43
Tabela 8: Resultados da medição de microdureza do material base	44
Tabela 9: Resultados da medição de microdureza após tratamento criogênico.	44
Tabela 10: Médias das microdurezas: material base e pós tratamento criogênico .	45
Tabela 11: Tenacidade do Material Base x Tratado criogenicamente por 48h.	50
Tabela 12: Ensaio de tração material base.	51
Tabela 13: Ensaio de tração após tratamento térmico criogênico	51

LISTA DE ABREVIATURAS

PROANTAR	Programa Antártico Brasileiro
DAC	Diretoria de Aviação Civil
CAP	Companhia Aeronáutica Paulista
FAB	Força Aérea Brasileira
CTA	Centro de Tecnologia Aeroespacial
ITA	Instituto Tecnológico da Aeronáutica
NOc	Navio Oceanográfico
AISI	American Iron and Steel Institute
SAE	Society of Automotive Engineers
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
NBR	Normas Brasileiras de Regulação
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MPa	Mega Pascal
HRC	dureza Rockwell
HB	dureza Brinnell
HV	Microdureza Vickers
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
CPs	Corpos de Prova
MO	Microscópio Óptico
IFRS	Instituto Federal do Rio Grande do Sul
FURG	Universidade Federal do Rio Grande
NASA	National Aeronautics and Space Administration

LISTA DE SÍMBOLOS

$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius
$^{\circ}\text{F}$	Graus Fahrenheit
α	alpha
β	beta
γ	gamma
σ_t	limite de resistência
σ_e	limite de escoamento
σ_r	Tensão de ruptura
$\%$	Porcentagem
$\Delta L/L$	Alongamento percentual

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	13
1.1	Objetivos gerais	15
1.2	Objetivos específicos	15
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	16
2.1	Indústria aeronáutica no Brasil - Breve histórico	16
2.2	Programa Antártico Brasileiro (PROANTAR)	16
2.3	Materiais mais utilizados na indústria aeronáutica	18
2.3.1	Liga de alumínio	18
2.3.2	Liga de titânio	19
2.3.3	Compósito	20
2.3.4	Aço inoxidável	21
2.4	Aço SAE/AISI 4340	22
2.4.1	Caracterização mecânica do aço SAE 4340.....	25
2.4.1.1	Ensaio de tração	25
2.4.1.2	Ensaio de impacto	28
2.5	Tratamento criogênico (TC)	30
3	MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1	Material analisado	33
3.2	Métodos	34
3.4	Usinagem dos corpos de prova para ensaio de impacto <i>Charpy</i>	35
3.5	Usinagem dos corpos de prova para ensaio de tração	36
3.6	Processo de resfriamento em temperatura criogênica.....	37
3.7	Análise de caracterização	38
3.7.1	Análise química	38
3.7.2	Análise micrográfica	39
3.7.3	Medição de dureza e microdureza <i>vickers</i>	40
3.7.4	Ensaio de impacto <i>charpy</i>	41
3.7.5	Ensaaios mecânicos de tração	42
4	ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	43
4.1	Análise química	43
4.2	Avaliação de microdureza <i>vickers</i>	43
4.2	Análise microestrutural.....	46
4.3	Avaliação da Energia de Absorção via Ensaio de Impacto <i>Charpy</i>	49
4.4	Ensaaios de tração	50
5	CONCLUSÕES.....	53
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	54
7	REFERÊNCIAS	55
7.2	Referências por estrato.....	59
7.3	Referências por qualis	60
7.4	Referências por data dos artigos	60

1 INTRODUÇÃO

A Marinha do Brasil apoia as missões da Operação Antártica, com navios Oceanográficos e aeronaves, em apoio ao PROANTAR, onde são realizadas pesquisas científicas em diversas áreas, realizadas para que haja uma melhor compreensão das mudanças que o meio ambiente sofre, e contribuindo com o avanço do Brasil na área científica.

A temperatura naquele continente varia entre -30 e 10 °C durante o ano. As aeronaves são utilizadas em apoio ao transporte de pessoal e material, bem como o abastecimento de suprimentos. O modelo de helicóptero emprega, dentre outros materiais, o aço SAE 4340 em seus componentes mecânicos.

Um dos segredos dos relojoeiros suíços, para melhorar a qualidade dos relógios por eles fabricados, era submeter as minúsculas peças mecânicas à baixas temperaturas dos Alpes, por longos períodos. (TEIXEIRA, 2017).

Foi observado por técnicos na NASA, que equipamentos que foram submetidos à baixas temperaturas no espaço externo tinham melhorado suas características, foi então que a indústria aeroespacial desenvolveu e implementou um processo que reproduzia o mesmo fenômeno. (GOBBI, 2009).

Com a facilidade de acesso ao nitrogênio líquido e aprimoramentos dos sistemas de controle de temperatura, o tratamento criogênico tem sido usado nos aços com o intuito de aumentar sua dureza e resistência ao desgaste dos materiais. Tratamento criogênico consiste em submeter um material a baixas temperaturas, aproximadamente -196 °C, com o uso de nitrogênio líquido, por um período específico.

Os primeiros estudos científicos demonstraram que o tratamento criogênico melhorava as propriedades mecânicas do aço (EBERHARD, 1965; MADDIX; FREDERKING, 1966), porém não substitui os tratamentos térmicos (têmpera e revenimento), mas os complementa.

Estudos demonstraram que o tratamento criogênico no aço SAE 4340, por 24 horas, causou um ligeiro aumento na dureza, redução na tenacidade e menor área de cisalhamento, atribuídos à transformação de uma pequena quantidade de austenita retida em martensita (Zhirafar; Rezaeian; Pugh (2007)).

As temperaturas negativas podem alterar a microestrutura dos materiais, portanto há a necessidade de estudar o comportamento dos materiais utilizados na

fabricação dos componentes mecânicos dos meios operativos que dão apoio logístico à Estação Antártica Comandante Ferraz.

Os parafusos utilizados na fixação do rotor principal ao mastro apresentam limite de vida útil, bem como inspeções periódicas, a fim de avaliar sua condição, pré-estabelecidos no manual de manutenção da aeronave, sendo substituídos, caso esteja de acordo com as condições previstas no manual ou ao atingir seu limite de vida útil.

O propósito deste trabalho é um estudo acerca das alterações sofridas pelos parafusos de fixação no rotor principal, que possui a função de fixar o conjunto de pás da aeronave (hélice) ao eixo de acionamento (mastro do rotor principal), vindo a suportar o peso total da aeronave, assim como os demais esforços sofridos durante todas as etapas do voo.

Sendo assim, serão realizados estudos sobre o comportamento mecânico destes elementos após serem submetidos à temperatura criogênica, comparando os resultados obtidos com parafusos que não foram expostos a baixas temperaturas, a fim de verificar se o tratamento térmico criogênico poderá ser usado para aumentar o limite de vida útil dos parafusos em questão. Os resultados de microestrutura, ensaio de impacto, microdureza e tração serão apresentados e discutidos.

1.1 Objetivos gerais

A presente pesquisa visa avaliar o comportamento do aço SAE 4340 utilizado na confecção de parafusos de fixação do rotor principal de helicópteros ao mastro. Sendo assim, este estudo apresenta os seguintes objetivos específicos:

1.2 Objetivos específicos

- Caracterizar o efeito da criogenia sob a microestrutura das amostras;
- Analisar a composição química e microestrutura dos parafusos utilizados na fixação do rotor principal de helicópteros ao mastro;
- Avaliar as propriedades mecânicas dos parafusos de vida útil vencida;
- Avaliar a influência do tratamento térmico de criogenia no comportamento mecânico no aço usado na confecção do parafuso.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Indústria aeronáutica no Brasil - Breve histórico

A indústria aeronáutica no Brasil tivera início em 1921 com a criação da Companhia Nacional de Navegação Aérea pelo empresário Henrique Lage, que juntamente com companhias inglesas, tinham o objetivo de produzir aviões e motores aeronáuticos no estado do Rio de Janeiro (BERTAZZO, 2003).

Na década de 30, foi criado o departamento de aviação civil (DAC) pelo então presidente Getúlio Vargas e, em 1935, com o apoio do governo, foi criada a Fábrica Nacional de Aviões em parceria com a Companhia Nacional de Navegação Aérea. Entre os primeiros protótipos fabricados, o Muniz M-7, foi destinado a aviação militar e naval, mantendo a sua produção até 1948 (ALMEIDA, 2006).

Em 1940, a indústria de Laminação Nacional de Metais S/A criou uma seção destinada a produção de planadores que, em 1942, foi convergida a Companhia Aeronáutica Paulista, tendo como maior produção o CAP-4 Paulistinha. Em 1941 foi criado pelo Ministério da Aeronáutica a Divisão de Tecnologia Aeronáutica e a Força Aérea Brasileira (FAB) pelo então presidente Getúlio Vargas (BERTAZZO, 2003).

Devido ao sucesso do Paulistinha e a necessidade do Brasil em implementar a fabricação de aeronaves, foi criado em 1945 o Centro de Tecnologia Aeroespacial (CTA), e dois anos depois o Instituto Tecnológico da Aeronáutica (ITA), com o objetivo de gerar mão de obra especializada para a fabricação de aviões. A partir daí projetos brasileiros começaram a ter visibilidade, o que culminou na criação da Empresa Brasileira de Aeronáutica (EMBRAER) em 1969, com o objetivo de conquistar a autonomia tecnológica no setor (ALMEIDA, 2006).

2.2 Programa Antártico Brasileiro (PROANTAR)

O continente Antártico é a porção mais meridional do planeta e possui uma extensão de 14 milhões de km², sendo que destes, apenas 280 mil km² não são cobertos por gelo. Durante o ano, a temperatura na costa varia de -10 a -40 °C e, devido a esse fator, o continente é considerado inabitável (HASHIMOTO, 2018).

Durante muitos anos diversos países reivindicaram o território da Antártica, com isso em 1º de dezembro de 1959 foi assinado o Tratado da Antártica. Nele foi

estabelecido o livre acesso ao continente e a utilização por qualquer país da nação, desde que de forma pacífica. Atualmente, o continente conta com 53 países signatários, incluindo o Brasil, que ingressou no Tratado em 12 de setembro de 1983, iniciando o PROANTAR (HASHIMOTO, 2018; MARINHA DO BRASIL, 2019¹).

O Brasil, então, instaurou a sua base militar, denominada Estação Antártica Comandante Ferraz, em 6 de fevereiro de 1984, localizada na Península Keller, no interior da Baía do Almirantado, Ilha Rei George. Nela são realizadas pesquisas nas áreas de oceanografia, biologia, biologia marinha, glaciologia, geologia, meteorologia e arquitetura, além de permitir à Marinha do Brasil, com o apoio logístico da Força Aérea Brasileira, realizar uma das maiores operações de apoio logístico, em termos de complexidade e distância (MARINHA DO BRASIL, 2019¹).

O apoio logístico à base militar do Brasil e às pesquisas no continente Antártico, são realizadas, principalmente, por navios oceanográficos (NOc) e helicópteros, que transportam além de pessoas e material para a pesquisa, suprimentos para os pesquisadores que ficam alojados na base.

Durante essas operações, as aeronaves são expostas à baixas temperaturas e um intensivo esforço mecânico. Em dados publicados pela Marinha do Brasil sobre uma operação realizada em 2015, foi constatado que em 150 dias ao mar, o helicóptero realizou 119 horas de voo e 469 pousos (MARINHA DO BRASIL, 2019²). Devido a este intenso esforço mecânico aliado às baixas temperaturas, os componentes metálicos das aeronaves estão sujeitos a falhas por fadiga (SILVA, 2015).

As fadigas são falhas que ocorrem repentinamente sem que haja indícios de ocorrência. Pode ocorrer uma causa isolada, mas na maioria dos casos, ocorre devido a uma sequência de eventos. As principais causas são: projeto inadequado, processos de fabricação inadequados, manutenção incorreta ou insuficiente, tensões em serviços acima das esperadas, influência do meio, fragilização durante a fabricação ou operação, fadiga devido a cargas cíclicas ou carregamento dinâmico, utilização de materiais de alta resistência. As falhas por fadiga são mais comuns em componentes estruturais (BONORA, 2015).

Segundo Capellato (2014), a falha por fadiga é composta por três fases consecutivas: 1) nucleação ou iniciação da fissura por fadiga, que ocorre na superfície do corpo, devido a presença de defeitos como inclusões, pontos tripos e vazios; 2) propagação da fissura, quando a trinca cresce perpendicularmente a

tensão principal de tração; 3) ruptura, quando a trinca atinge um tamanho crítico, onde a propagação é instável, ocorrendo a fratura.

Em função das falhas por fadiga e as temperaturas negativas que as aeronaves são expostas, há a necessidade de estudar o comportamento dos materiais utilizados na fabricação dos componentes mecânicos dos meios operativos, que dão apoio logístico à Estação Antártica Comandante Ferraz.

2.3 Materiais mais utilizados na indústria aeronáutica

A indústria aeroespacial e aeronáutica utiliza diversos tipos de materiais para a construção de aeronaves e seus componentes. Porém esses materiais devem ser leves e resistentes para que possam suportar os efeitos aerodinâmicos e possibilitar uma maior disponibilidade de carga na aeronave. Dentre os mais utilizados, destacam-se: liga de alumínio, liga de titânio, compósito e aço inoxidável.

2.3.1 Liga de alumínio

O alumínio é o terceiro elemento mais encontrado na crosta terrestre e, devido as suas características, dentre elas leveza, resistência à corrosão e baixo ponto de fusão, esse elemento é utilizado na produção de variados itens. O alumínio metálico é obtido a partir da bauxita, pela redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3) (CARDOSO et al., 2011¹), entretanto, o alumínio puro não é utilizado na indústria aeronáutica por apresentar baixa resistência mecânica, sendo assim, são incorporados outros elementos químicos, formando as ligas de alumínio. Essas ligas são os materiais mais utilizados em função da alta razão resistência-peso, além de possuírem baixa densidade, facilidade de conformação e elevados níveis de resistência (CRUZ; MOURA, 2009).

A nomenclatura das ligas de alumínio não é padronizada internacionalmente, e conforme a *Aluminium Association* elas são classificadas com 4 dígitos, conforme especificado por KAUFMAN; ROOY (2004) e demonstrado na tabela 1.

Tabela 1: Classificação das ligas de alumínio

Classificação	constituição
1xxx	Alumínio com no mínimo 99% de pureza
2xxx	Ligas de cobre
3xxx	Ligas de alumínio manganês
4xxx	Ligas de alumínio sílica
5xxx	Ligas de alumínio magnésio
6xxx	Ligas de alumínio magnésio-sílica
7xxx	Ligas de alumínio zinco-magnésio
8xxx	Ligas de alumínio lítio
9xxx	Ligas de alumínio e outros elementos

Fonte: ROOY (2004)

Para a fabricação de aeronaves, as ligas das séries 2xxx e 7xxx são mais utilizadas e fazem do alumínio a melhor opção para fabricação de estruturas e dispositivos aeronáuticos, tornando-o um material versátil, utilizável e atrativo.

A liga 2xxx contém o cobre como o principal ligante, tem menor resistência à corrosão quando comparados aos outros grupos de ligas. Isso é atribuído à presença de pequenas células galvânicas criado pela formação de regiões ricas em cobre, que com o tempo formam cátodos de cobre metálico (KAUFMAN; ROOY, 2004). Por isso, na indústria de aviação, essas ligas são formadas por 99,34% de alumínio puro para maior resistência a corrosão, o que confere a menor taxa de crescimento de trincas. São comumente utilizadas na fuselagem (BARROS et al., 2015¹).

Já a liga 7xxx é anódica, tendo boa resistência à corrosão, entretanto, são suscetíveis a rachaduras por corrosão sob tensão (*stresscorrosion cracking* -SCC) (KAUFMAN; ROOY, 2004; RAMBABU et al., 2017).

2.3.2 Liga de titânio

O titânio é o quarto elemento metálico mais abundante na crosta terrestre. Apresenta baixa densidade, alta relação resistência/peso e alta resistência, tanto mecânica quanto à corrosão e erosão. Além disso, as ligas de titânio podem aumentar ainda mais a resistência à fratura e propriedades de fluência, tornando-o atraente para aplicações industriais (MOISEYEV, 2005).

O titânio é um elemento alotrópico, que possui transformação de fase. A fase α ocorre abaixo de 882 °C, como uma estrutura hexagonal compacta, tendo como característica uma boa estabilidade, mas não são passíveis de tratamento térmico para modificações de propriedades microestruturais. Já a fase β , é uma estrutura cúbica de corpo centrado presente em alta temperatura (<882 °C) e o seu ponto de fusão é de 1668 °C, apresenta boa propriedade mecânica e podem ser tratadas termicamente. Em função das limitações de cada fase, criou-se a liga $\alpha + \beta$, sendo a Ti-6Al-4V mais utilizada pela indústria aeronáutica (JOSHI, 2006).

A liga Ti-6Al-4V é bifásica e contém entre 4 e 6 % de estabilizadores β , e formada por 6% de alumínio (6AL) e 4% de vanádio (4V), o que confere maior resistência, menor ductilidade e formabilidade, porém as propriedades físicas dessa liga dependem de fatores como processamento termomecânico, composição química e impurezas intersticiais (BABU, 2008; SHA; MALINOV, 2009).

2.3.3 Compósito

De modo geral, denomina-se compósito a combinação de diferentes materiais com o objetivo de obter um material com propriedades distintas e superiores daquelas encontradas nos seus materiais precursores. Os materiais compósitos podem ser estruturais (apenas um material organizado de forma diferente) como, por exemplo, painéis *sandwich honeycomb* de alumínio. Os compósitos mais simples são formados por duas fases: matriz e dispersa. A fase matriz é um material contínuo, podendo ser polímero, cerâmica ou metal, que envolve a fase dispersa, que por sua vez é formada por fibras ou partículas que reforçam o material. As propriedades dos compósitos são afetadas pelas propriedades individuais de cada fase (RÖSLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Segundo Leite (2014):

“Compósitos se diferem dos materiais tradicionais, as peças fabricadas são compostas de duas componentes distintas – a fibra e a matriz (geralmente uma resina de polímero), que, quando combinadas, funcionam de forma interativa criando um novo material, as propriedades mecânicas de cada uma são complementadas, o que torna uma das principais vantagens da combinação de fibra / resina”

Os compósitos podem apresentar elevada resistência, rigidez específica, resistência à fadiga, resistência à corrosão e capacidade de absorver energia. Em

função dessas características aliada os reduzidos custos de manufatura, na indústria aeronáutica, os compósitos surgem como um substituto ao alumínio e suas ligas, reduzindo ainda mais o peso das aeronaves (SILVA, 2013).

2.3.4 Aço inoxidável

O aço inoxidável é o termo utilizado para designar ligas ferrosas com, pelo menos, 12% de cromo. Ao ser exposto ao ar, o cromo oxida, formando óxido de cromo (Cr_2O_3), o que resulta em uma proteção contra a oxidação. Para aumentar a resistência e melhorar as propriedades das ligas, são adicionados outros elementos, como molibdênio, níquel, silício, manganês, enxofre, carbono, nióbio e / ou titânio com distintas finalidades, como exemplo o molibdênio e o níquel para aumentar a resistência à corrosão e mecânica (HOLMBERG, 2008).

Os aços inoxidáveis são divididos em cinco grupos conforme característica da microestrutura, sendo: austenítico, martensítico, ferrítico, endurecidos por precipitação e duplex. Enquanto ferrítico, martensítico e austenítico são feitos de estruturas independentes, a estrutura de família duplex é um híbrido do ferrítico e austenítico. Essa classificação ocorre, pois, à temperatura ambiente, o ferro puro existe como estrutura ferrítica (α). Conforme aquecimento à temperatura superior a $910\text{ }^\circ\text{C}$ ($1670\text{ }^\circ\text{F}$) se transforma em estrutura austenítica (γ). Quando o ferro é aquecido ainda mais a uma temperatura de $2552\text{ }^\circ\text{F}$ ($1400\text{ }^\circ\text{C}$), ele se transforma novamente em estrutura ferrítica resultando nas fases ferríticas alfa e delta (AL-MANGOUR, 2015). Conforme o teor de liga, a fase de austenita pode ser estável ou metaestável, se transformando na fase martensítica (HEDSTRÖM; ODQVIST, 2015).

Os aços ainda podem ser classificados conforme a quantidade de carbono (aço carbono, aço liga de baixo teor em liga, aço liga de alto teor em liga, aço liga de médio teor em liga), composição química, quanto a sua aplicação, processamento, resistência e tratamento térmico (CHIAVERINNI, 1988)

A classificação quanto a composição química é mais usual e destaca-se a classificação SAE (*Society of Automotive Engineers* – EUA) e AISI (*American Iron and Steel Institute* - EUA) que utilizam a mesma nomenclatura (Tabela 2).

Tabela 2: Classificação SAE do aço

Classificação	constituição
1xxx	Aço-carbono simples
2xxx	Aço-níquel
3xxx	Aço-níquel-cromo
4xxx	Aço-molibdênio
5xxx	Aço-cromo
6xxx	Aço-cromo-vanádio
7xxx	Aço-cromo-tungstênio
8xxx	Aço-níquel-cromo-molibdênio
9xxx	Aço-silício-manganês

Fonte: Norma SAE

2.4 Aço SAE/AISI 4340

O aço SAE 4340 é uma liga da série 4xxx composta majoritariamente por cromo, níquel e molibdênio podendo conter outros elementos (Tabela 3), sendo considerado um aço de alta resistência e baixo teor em liga. É amplamente comercializado e aplicado nas indústrias automobilística, aeronáutica, aeroespacial e indústrias de manutenção na fabricação de peças que necessitam de um alto nível de resistência ao impacto e à corrosão.

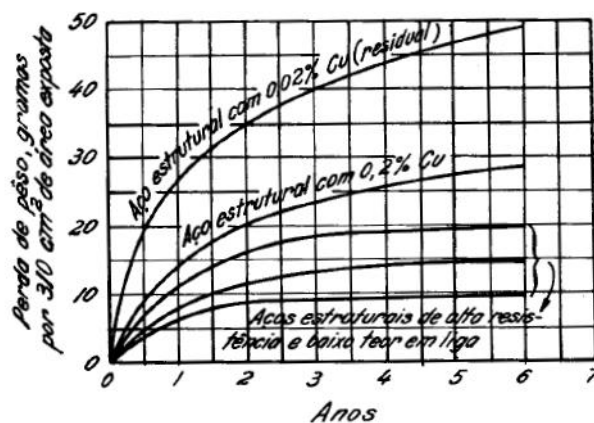
Tabela 3: Composição química do aço SAE/AISI 4340

Elementos químicos	Concentração (%)
Carbono	0,38-0,43
Manganês	0,60-0,80
Fósforo	< 0,030
Enxofre	< 0,04
Silício	0,15-0,30
Cromo	0,70-0,90
Níquel	1,65-2,0
Molibdênio	0,20-0,30

Fonte: Nunes et al. (2019)

Cada elemento da liga propicia um ganho na resistência, seja ela mecânica, à corrosão (Figura 1), variação de temperatura, desgaste, entre outras, atuando isoladamente ou em sinergia. O carbono atua como elemento endurecedor, aumentando a dureza e a resistência mecânica, devido a formação de carbonetos quando precipitado, entretanto, é mantido em baixas concentrações, pois reduz a ductilidade, resistência ao choque e soldabilidade. O cromo, como dito anteriormente, aumenta a resistência à corrosão e oxidação, aumenta também a endurecibilidade e a resistência a altas temperaturas e, quando combinado com o carbono, produz maior resistência ao desgaste, entretanto, tende a se concentrar na superfície do aço. O níquel atua de modo parecido ao cromo sobre a temperabilidade, aumentando a resistência dos aços recozidos, aumenta a tenacidade à baixas temperaturas, sem o inconveniente de se acumular na superfície. Já o molibdênio, melhora a resistência à corrosão, eleva a temperatura de crescimento de grão de austenita, produz maior profundidade de endurecimento, eleva a dureza e resistência à quente e formam partículas resistentes à abrasão (CHIAVERINNI, 1988, TEXEIRA, 2017).

Figura 1: Gráfico relacionado a corrosão e a composição dos aços estruturais.



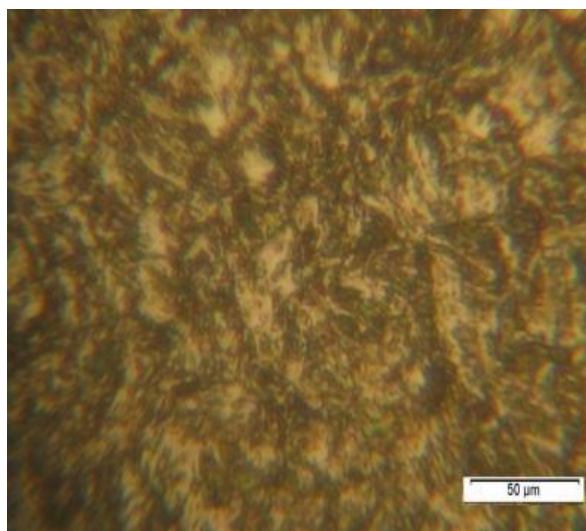
Fonte: Chiaverinni (1988)

Os aços SAE 4340 são considerados aços de ultra-alta resistência que combina profundo endurecimento (alta temperabilidade) com alta ductilidade, elevada resistência e razoável tenacidade, além de apresentar boa soldabilidade e alta resistência à fadiga (BARROS et al., 2015²), sendo, normalmente, empregado na condição de temperado e revenido. O tempo de revenimento é escolhido de acordo com a dureza desejada, considerando a predominância da microestrutura martensítica, responsável pela sua dureza (ANAZAWA et al., 2012).

O aço AISI 4340, classificado como médio carbono, é um aço multifásico e, dependendo do tratamento térmico a que for submetido, sua microestrutura pode ser constituída de martensita revenida, martensita não revenida, ferrita, carbonetos, bainita e austenita retida o que modifica suas propriedades (BARROS et al., 2015²; ABDALLA et al., 2008).

A microestrutura martensita revenida pode ser obtida a partir de um tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento, conduzindo esse aço para a melhor relação entre dureza e tenacidade. Na Figura 2 pode ser observado a estrutura martensítica do aço SAE 4340, onde nota-se a formação de ripas de martensita e região branca de austenita retida. O termo têmpera define o tratamento térmico que o aço é submetido a elevada temperatura (815-843 °C), acima da sua zona crítica, seguido de um resfriamento brusco em óleo, possibilitando que a austenita do material se transforme em martensita. Entretanto, a martensita obtida da têmpera possui elevados níveis de tensões residuais e baixa tenacidade, sendo necessária a realização de tratamento subsequente, conhecido como revenimento, que consiste no aquecimento da estrutura martensítica a temperaturas abaixo da zona crítica, com o objetivo de obter alterações microestruturais e alívio de tensões residuais provenientes da têmpera (COLPAERT, 2008).

Figura 2: Microestrutura martensítica SAE 4340



Fonte: Jamali, et al. (2017)

Segundo Chiaverini (1988), os dois microconstituintes essenciais no aço recozido é a ferrita, elemento que contém ferro alfa e elementos dissolvidos e carbonetos, contendo ferro e elementos da liga.

A bainita é formada através do resfriamento rápido (aproximadamente 10 a 104 segundos, temperatura que varia de 300 a 540 °C) proveniente da transformação austenítica. A perlita (ferrita e cementita - $\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$) surge em temperaturas acima de 540 °C e a martensita, abaixo de 300 °C (ABDALLA, 2006; TEXEIRA, 2017).

A austenita retida é formada pela transformação incompleta da austenita em martensita, se tornando um resíduo entre as placas de martensita. Esse resíduo pode ser tornar metaestável e degradar as propriedades mecânicas do aço (TEXEIRA, 2017).

2.4.1 Caracterização mecânica do aço SAE 4340

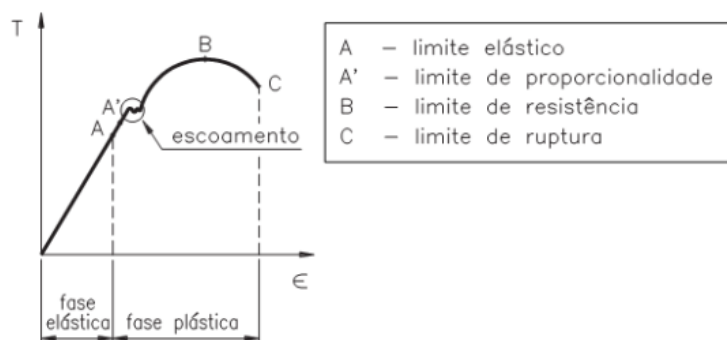
Para avaliar as características de um material, a aplicação de testes mecânicos é de fundamental importância, visto que essas características são influenciadas pela composição química e pela microestrutura, o que pode alterar o limite de escoamento e o limite de resistência à tração.

Os ensaios mecânicos são procedimentos padronizados que englobam testes, cálculos, gráficos e a averiguação das normas técnicas, e consistem na aplicação de forças que simulem o esforço que o material sofrerá em condições reais de uso, chegando aos limites extremos. Dentre os principais testes utilizados na indústria do aço, pode-se destacar o ensaio de tração e o de impacto.

2.4.1.1 Ensaio de tração

Na curva de tensão-deformação (Figura 2) pode-se observar distintas regiões, como a zona de comportamento elástico, região de escoamento das discordâncias, região de encruamento uniforme e região de escoamento não uniforme.

Figura 3: Curva tensão - Deformação de um material



Fonte: DALCIN (2007)

A deformação pode ser caracterizada conforme a reversibilidade do material em elástica (reversível) e plástica (irreversível) (FUKUHARA; SANPEI, 1993), sendo proporcional à tensão. Essa característica é influenciada pelo módulo de elasticidade (E), máxima tensão que material pode suportar sem apresentar deformação permanente (Figura 2, A) e quanto mais intensa as forças de atração entre os átomos, maior será o módulo de elasticidade. Essa variável é influenciada pela temperatura, que decresce com o aumento da temperatura (LAWRENCE, 1990; DALCIN, 2007).

A fase de escoamento (Figura 2) corresponde os limites entre as fases elásticas e plásticas caracterizado pelo aumento na deformação. O limite de resistência (Figura 2, B) é a tensão correspondente ao ponto máximo da carga atingida, chegando até o limite de ruptura (Figura 2, C), na qual ocorre a fragmentação do material (DALCIN, 2007).

Este teste é realizado em uma máquina universal que registra a força e a deformação conforme o teste é realizado, seguindo a metodologia proposta na norma ABNT NBR ISO 6892-2:2013 - Materiais metálicos - Ensaio de tração, elaborada pelo Comitê Brasileiro de Máquinas e Equipamentos Mecânicos (ABNT/CB-04).

Estudos de tração foram realizados avaliando as propriedades mecânicas do aço SAE 4340. Souza et al. (2001) encontraram limite de resistência à tração de 1.210 MPa; tensão limite de escoamento de 1.118 MPa; alongamento de 14,9% e dureza de 39 HRC.

Ensaio semelhante foi realizado por Cardoso et al. (2014) ao realizarem ensaio de tração e o limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e a tensão de ruptura em um aço SAE 4340 foi avaliado, seus resultados estão apresentados na tabela 5.

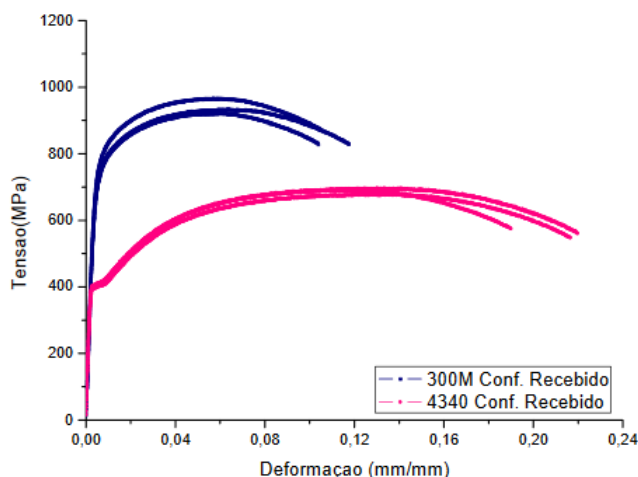
Tabela 4: Resultado do ensaio de tração no aço SAE 4340

Variável	Aço 4340
limite de resistência	687 $\pm$ 11 (MPa)
Limite de escoamento	405 $\pm$ 3 (MPa)
Tensão de ruptura	562 $\pm$ 11 (MPa)
Alongamento (AL/L)	21 $\pm$ 2 (%)

Fonte: Adaptado de Cardoso et al. (2014)

Cardoso et al. (2014) também comparou a curva de deformação do SAE 4340 com o aço 300M (Figura 3), observando a formação de serrilhado na transição entre a deformação elástica para a deformação plástica no SAE 4340.

Figura 4: Resultado do ensaio de tração para o aço SAE 4340 e 300M



Fonte: Cardoso et al. (2014)

Sabe-se que a temperatura de revenimento influencia as propriedades mecânicas do aço. Barros et al. (2015) caracterizaram o aço com diferentes microestruturas, conforme a temperatura de revenimento (Tabela 5).

Tabela 5: Propriedades mecânicas do aço SAE 4340 conforme a temperatura de revenimento

Temperatura de revenimento (°C)	Resistência à tração (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento em 50mm (%)	Redução de área (%)	Dureza HB	Dureza HRC
205	1980	1860	11	39	520	53
315	1760	1620	12	44	490	50
425	1500	1365	14	48	440	46
540	1240	1160	17	53	360	39
650	1020	860	20	60	290	31
705	860	740	23	63	250	24

Fonte: Barros et al. (2015)²

Assim como no revenido, a temperatura de austenitização também influencia nas propriedades mecânicas. Lai et al. (1974) estudaram o efeito da temperatura de austenitização (870 e 1200 °C) na tenacidade à fratura da deformação plana e na

estrutura do AISI 4340, observando através de microscopia eletrônica de transmissão um grande aumento na quantidade de austenita retida nas amostras austenitizadas na temperatura mais alta, além de microestrutura consideravelmente alterada, com filmes espessos de austenita retida entre as ripas de martensita na maior parte da área examinada. Contrariamente, a austenitização a 870 °C não resultou em austenita retida. Quanto à tenacidade, foi observado um aumento aproximado de 80% nas amostras austenitizadas a 1200 °C, em comparação com as austenitizadas a 870 °C, e a resistência ao escoamento não foi afetada pela temperatura de austenitização.

Saeidi; Ekrami (2009) compararam as propriedades mecânicas dos aços 4340 com distintas microestruturas (bainita, martensita, ferrita-martensita e ferrita-bainita) produzidas por diferentes tratamentos térmicos e observaram que o aço com microestrutura bainita-ferrita tem melhor ductilidade e energia de impacto quando comparado aos aços com microestruturas martensita-ferrita e bainita completa, entretanto, as forças de escoamento e resistência deste aço são menores que as de escoamento e resistência à tração dos outros dois aços. Foi observado também o aumento na tenacidade da bainita-ferrita em comparação com as microestruturas martensita-ferrita e bainita.

2.4.1.2 Ensaio de impacto

O ensaio de impacto tem como finalidade caracterizar o elemento conforme seu comportamento dúctil-frágil, estando relacionado com a habilidade do material em se deformar antes da ruptura, e consiste em determinar a quantidade de energia total absorvida para causar a fratura completa do corpo-de-prova entalhado, ou seja, a sua tenacidade (KOIKE et al., 2006).

Um material é caracterizado quanto a sua tenacidade em dúctil e frágil (Tabela 6). Materiais dúcteis apresentam alta tenacidade, já os frágeis baixa. Sendo assim, um material é considerado tenaz, ou dúctil, quando absorve uma quantidade alta de energia antes da fratura. Esse comportamento é observado na curva de tensão-deformação com uma região de escoamento generalizado. O comportamento inverso é observado em materiais frágeis, absorvendo pouca energia antes da fratura e com pouca ou nenhuma zona de escoamento plástico (FIGUEREDO, 2004).

Tabela 6: Critérios para identificar e classificar as fraturas

Critérios de Classificação	Parâmetros de Análise	Dúctil	Frágil
Velocidade de Propagação de Trinca	velocidade	baixa velocidade de propagação da trinca	alta velocidade de propagação de trinca
Aspectos macroscópicos da superfície de fratura	reflexão da luz	opaca (cinzenta)	brilhante
	morfologia	fibrosa	granular
Deformação Plástica macroscópica	ductilidade	alta ductilidade (grande deformação)	baixa ductilidade (pequena deformação)
Deformação Plástica microscópica	dimensão da zona plástica	maior	menor
Energia de Fratura	tenacidade	grande quantidade de energia absorvida	pequena quantidade de energia absorvida
Modo cristalográfico	forma de separação	cisalhamento	clivagem
Micromecanismo de Fratura	aspecto topográfico	microcavidades	clivagem e fratura intergranular

Fonte: Tokimatsu (1995)

Anderson; Ted (2005) afirmou que uma fratura dúctil é formada em três estágios: 1) formação de uma superfície livre em uma partícula de inclusão ou segunda fase por qualquer interface de coesão ou fissuração de partículas; 2) crescimento do vazio ao redor da partícula por meio de deformação plástica e estresse hidrostático; 3) coalescência do vazio crescente com espaços adjacentes. Em materiais que as partículas e inclusões da segunda fase estão bem ligadas a matriz, a nucleação nula é frequentemente a etapa crítica, ocorrendo a fratura logo após a formação dos vazios. Quando a nucleação nula ocorre com pouca dificuldade, as propriedades da fratura são controladas pelo crescimento e coalescência de vazios; os vazios crescentes atingem um tamanho crítico, em relação a seu espaçamento e uma instabilidade plástica local se desenvolve entre os vazios, resultando em falha (Figura 4).

Ensaio de impacto foram realizados com o aço SAE 4340 por alguns pesquisadores; Zehnder; Rosakis (1990) investigaram a iniciação e propagação de fraturas dinâmicas no aço 4340, verificando que a resistência do material ao crescimento da trinca e sua magnitude depende da velocidade da trinca e das propriedades do material, sendo assim, esses pesquisadores afirmaram que o fator de intensidade de tensão e a resistência à fratura dinâmica do material determina uma equação de movimento para o comprimento da trinca.

Essa característica também sofre influência da temperatura. Ritchie et al. (1976) relataram que o aço AISI 4340 submetido a tratamento de austenitização à

O termo criogenia refere-se a temperaturas muito baixas, logo, um tratamento criogênico consiste em submeter um material a baixas temperaturas. Este tipo de tratamento só foi executável após 1883, quando foi possível liquefazer os gases, como o hidrogênio e o hélio, submetendo o material a temperaturas abaixo de $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (TIMMERHAUS; FLYNN, 2013).

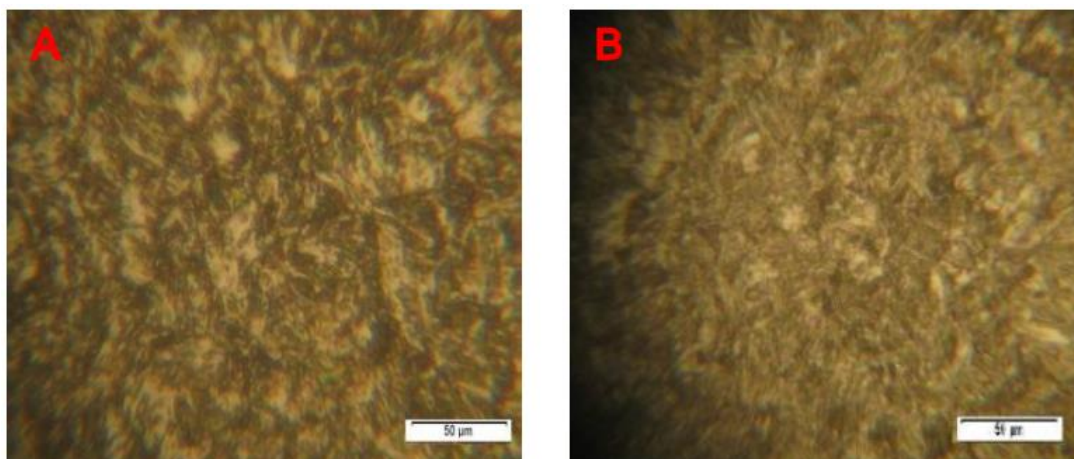
Em meados do século passado foram realizados os primeiros estudos científicos demonstrando que o tratamento criogênico melhorava as propriedades mecânicas do aço (EBERHARD, 1965; MADDOX; FREDERKING, 1966), entretanto, os relojoeiros suíços já se beneficiavam de tal procedimento, ao submeter as peças dos relógios as baixas temperaturas das montanhas, condicionando-os por meses, estabilizando a peça, tornando-a mais resistente (SWEENEY JR, 1986).

O tratamento criogênico não é um substituto para os tratamentos térmicos convencionais (têmpera e revenimento) e sim um complemento, que tem como objetivo transformar a austenita retida em martensita, estabilizá-la, além de formar carbonetos muito pequenos dispersos na estrutura martensita, o que aumentam a resistência e a firmeza da matriz de martensita e a resistência ao desgaste (MENG, 1994). Este tratamento é realizado submetendo o aço a temperatura aproximada de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ por um período específico.

JAMALI, et al. (2017) estudaram o efeito do tratamento térmico criogênico nas propriedades mecânicas do aço SAE 4340 e 4140.

As amostras de foram e atacadas com Nital a 2% e alisadas em microscópio óptico com magnificação de 200x. A figura 7(A) é a microestrutura do aço SAE 4340 antes do tratamento térmico criogênico, é possível observar uma microestrutura com a formação de ripas de martensita e região branca de austenita retida. Já a figura 7(B) nota-se que houve um aumento de martensita na microestrutura, devido à diminuição de austenita retida, essa alteração deve-se aplicação do tratamento térmico criogênico por 24 horas.

Figura 6: Amostras A e B do aço SAE 4340, antes e após tratamento criogênico, respectivamente.



Fonte: Jamali, et al. (2017)

Estudos foram realizados verificou-se a eficiência do tratamento criogênico no aço SAE 4340. Zhirafar; Rezaeian; Pugh (2007) avaliaram o efeito deste tratamento nas propriedades mecânicas e na microestrutura do aço SAE 4340. Para isso as amostras foram submetidas aos procedimentos térmicos convencionais e submetidas a aproximadamente -196°C por um período de 24 horas. Foi observado que o tratamento causou um ligeiro aumento na dureza média de 54,5 HRC, redução na tenacidade, menor área de cisalhamento, quando comparado ao tratamento convencional, sendo atribuída à transformação de uma pequena quantidade de austenita retida em martensita.

Estudos criogênicos também foram realizados em aços de outras famílias. Koneshlou; Meshinchi Asl; Khomamizadeh (2011) avaliaram os efeitos de tratamentos de baixa temperatura, sub-zero (-72°C por 8 horas) e criogênicos (-196°C por 8 horas) na microestrutura e propriedades mecânicas do aço AISI H13, podendo observar que, à medida que a temperatura diminuiu, mais austenita retida foi transformada em martensita, assim como a martensita se apresentou menor e mais uniformemente distribuída na microestrutura, resultando também na precipitação de mais partículas de carboneto uniformes e muito finas, o que ocasionou uma significativa melhora nas propriedades mecânica.

Bensely et al. (2009) avaliaram a influência do tratamento criogênico na fratura em aço carburado, observando menor propagação do estágio 1 de fratura, estando diretamente relacionado com a disponibilidade de austenita retida e tamanho de carbonetos, além de maior tempo para iniciação e propagação das trincas.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo foi abordada a metodologia usada para caracterização do material, análises e ensaios que foram realizados neste estudo.

3.1 Material analisado

O material em estudo neste trabalho são parafusos utilizados em helicópteros para fixar a cabeça do rotor principal ao mastro. O 1º Esquadrão de Helicópteros de Emprego Geral do Sul cedeu 24 parafusos que estavam com limite de vida útil vencida. A metodologia utilizada segue o fluxograma da Figura 6.

Figura 7: Parafuso utilizado para confeccionar corpos de prova

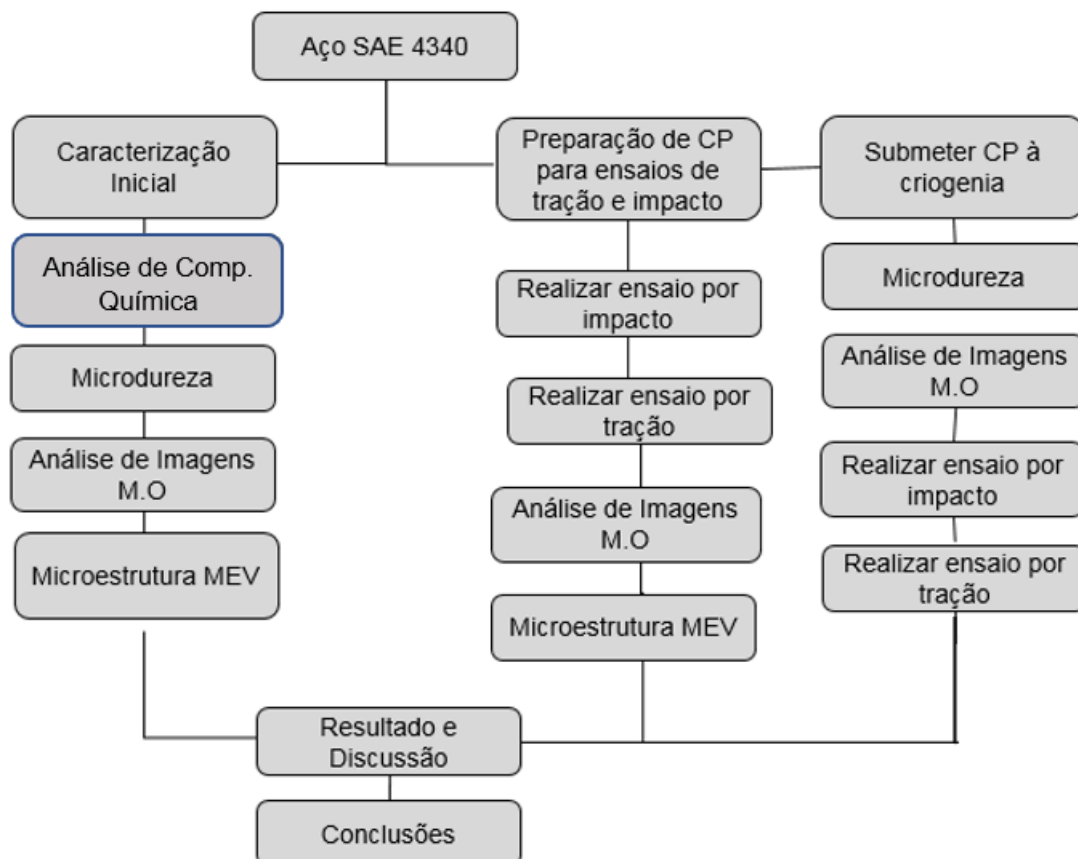


Fonte: O autor

3.2 Métodos

Para simplificação, é apresentado a seguir, um fluxograma das etapas desenvolvidas neste estudo.

Figura 8: Fluxograma do desenvolvimento do projeto



Fonte: O autor

3.3 Caracterização dos corpos-de-prova

Foram retiradas do parafuso três amostras para realizar a caracterização inicial do material, utilizando a policorte modelo BUHLER Delta Abrasimet, com dimensões aproximadas de 14mm X 25mm (diâmetro x comprimento). A caracterização inicial realizada nos laboratórios da FURG, constituída pela análise de composição química, utilizando o espectrômetro de emissão óptica por plasma, tratamento criogênico por 48h em uma das amostras, metalografia, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia por energia dispersiva (EDS) e medição de microdureza *Vickers*.

3.4 Usinagem dos corpos de prova para ensaio de impacto *Charpy*

Os corpos de provas foram usinados no Laboratório de Usinagem da FURG, Campus Carreiros.

Este material foi levado à fresadora modelo MS 400-2, marca STRIGON, conforme figura 9, para usinagem das faces, pode-se obter a dimensão de 9mm, devido às dimensões dos parafusos que foram retirados os materiais. Os corpos de prova foram marcados e cortados na policorte modelo 10-2145-206, série 679-BDS-00532, marca Buehler, conforme figura 10.

Foram usinados um total de 12 corpos de prova para ensaio de impacto *Charpy*, nos quais 6 foram submetidos ao tratamento criogênico em nitrogênio líquido. Os outros 6 corpos de prova não receberam nenhum tratamento térmico. Nos corpos de prova para ensaio de Charpy, foi realizado entalhe tipo “C”, conforme ASTM E-23, porém com 4,5 mm de profundidade, conforme figura 11.

Figura 9: Fresadora



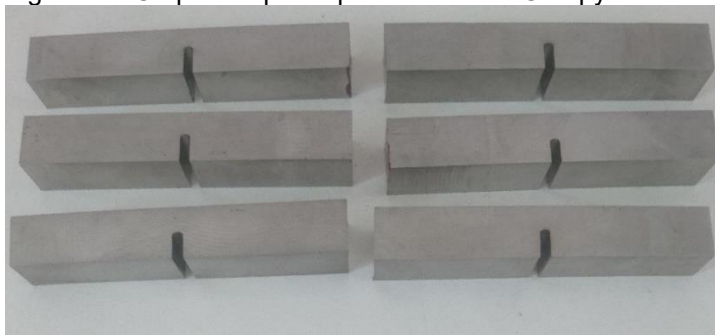
Fonte: O autor

Figura 10: Policorte



Fonte: O autor

Figura 11: Corpos de prova para ensaio de Charpy



Fonte: O autor

3.5 Usinagem dos corpos de prova para ensaio de tração

Os corpos de provas foram usinados no Laboratório de Usinagem da FURG, Campus Carreiros.

Este material foi levado ao torno mecânico universal, modelo Mascote MS 205 AS, marca Nardini, conforme figura 12, para usinagem, onde foram confeccionados os corpos de prova para ensaio de tração.

Figura 12: Torno Mecânico



Fonte: O autor

Foram usinados um total de 6 corpos de prova para ensaio de tração, 3 foram submetidos ao tratamento criogênico em nitrogênio líquido. Os outros 3 corpos de prova não receberam nenhum tratamento térmico. Os corpos foram confeccionados de acordo com as normas da ABNT NBR ISO 6892, conforme figura 13.

Figura 13: Corpo de prova ensaio de tração.



Fonte: O autor

3.6 Processo de resfriamento em temperatura criogênica

O tratamento criogênico foi realizado no Centro Integrado de Análises da FURG, onde nove corpos de prova foram colocados em banho de nitrogênio líquido, em reservatório apropriado, conforme figura 14 a temperatura de -196°C por 48 horas e depois retornaram à temperatura ambiente, naturalmente.

Tendo em vista que estudos já foram realizados para avaliar o efeito do tratamento criogênico, por 24 horas, nas propriedades mecânicas e na microestrutura do aço SAE 4340 e foi observado que o tratamento causou um ligeiro aumento na dureza, redução na tenacidade, menor área de cisalhamento e transformação de uma pequena quantidade de austenita retida em martensita.

Optou-se em realizar, para este estudo, o tratamento criogênico durante 48 horas, por se tratar de um aço 4340 modificado, utilizado pela indústria aeronáutica, que preza pelo controle da qualidade dos materiais e métodos empregados na confecção dos componentes, a fim de garantir segurança dos operadores.

Figura 14: Reservatório para nitrogênio líquido



Fonte: O autor

Após o tratamento térmico de criogenia nos corpos de prova, foram realizados os ensaios de impacto *Charpy* e tração.

3.7 Análise de caracterização

3.7.1 Análise química

Foi realizada análise química do material para caracterização, sendo utilizado o espectrômetro de emissão óptica por plasma, marca Oxford Instruments, modelo Foundry Master, conforme figura 15.

Para analisar a composição química do parafuso utilizado para fixar do rotor principal ao mastro do helicóptero foi utilizada uma amostra lixada do material e realizada a análise em três pontos diferentes da amostra.

Figura 125: Espectrômetro



Fonte: O autor

3.7.2 Análise micrográfica

Para preparação das amostras para análise via microscópio óptico (MO), as amostras foram lixadas à úmido, com o auxílio de lixas de granulometria de: 120, 220, 320, 400, 600 e 1200. Após esta etapa, as amostras foram polidas utilizando feltro de polimento e suspensão de alumina com granulometria de 3 μm . Posteriormente foram submetidas ao ataque químico por imersão durante 5 segundos, utilizando reativo Villela. Após o ataque, a superfície foi lavada com álcool isopropílico e em seguida foi efetuada a secagem com jato de ar quente.

A caracterização das amostras foi desenvolvida através da microscopia óptica, para a obtenção da microestrutura foi utilizado o microscópio óptico modelo GX51F, série 0F68306, marca Olympus, conforme figura 16.

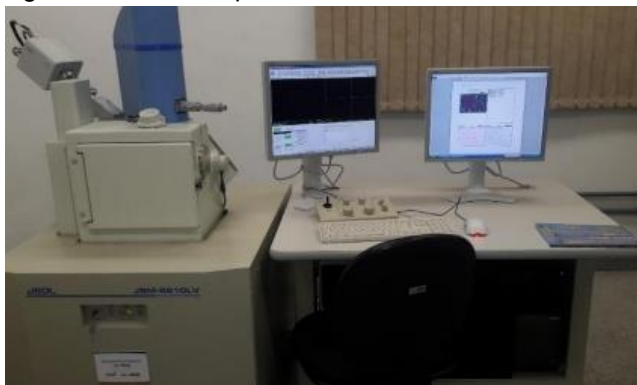
Figura 16: Microscópio óptico



Fonte: O autor

Como passo subsequente, para entender melhor a microestrutura do material foi realizada uma micrografia, através do microscópio de varredura eletrônica (MEV), marca Jeol modelo JSM – 6610LV, conforme figura 17. Com o auxílio da microsonda EDS foi realizada análise quantitativa dos elementos químicos nas diversas fases e microconstituintes contidos na microestrutura do material em estudo. Essa análise foi realizada da periferia até o núcleo da amostra para verificar se havia algum tipo de tratamento superficial.

Figura 17: Microscópio Eletrônico de Varredura com microsonda de EDS



Fonte: O autor

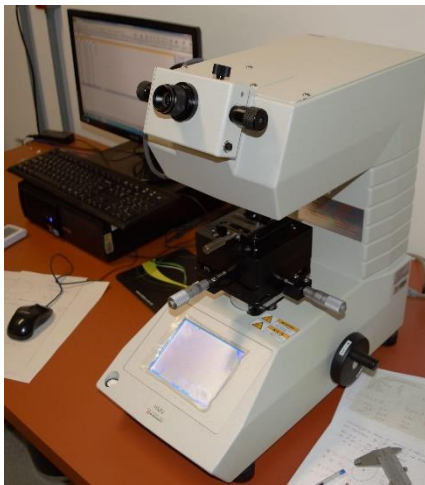
3.7.3 Medição de dureza e microdureza *vickers*

Foram realizados cinquenta e oito pontos de medição de microdureza Vickers nas amostras pré e pós tratamento criogênico. Essas medições de microdureza foram feitas da borda até o centro e teve como objetivo a comparação de microdureza entre as amostras, bem como verificar se os parafusos receberam algum tratamento térmico

para aumentara sua dureza. Foi utilizado a carga de 0,3 Kgf/mm² para microdureza *Vickers*.

Para medição de microdureza *Vickers* as amostras foram lixadas à úmido, obedecendo a seguinte granulometria: 120, 220, 320, 400, 600 e 1200. Após serem lixadas as amostras foram polidas, utilizando feltro de polimento e suspensão de alumina com granulometria de 3 µm e, posteriormente, submetidas ao ensaio de microdureza *Vickers*, marca SHIMADZU modelo HWT-2T, conforme figura 18.

Figura 18: Microdurômetro



Fonte: O autor

3.7.4 Ensaio de impacto *charpy*

Para este ensaio foi utilizada uma máquina de ensaio de impacto Charpy, marca Jinan Shidai Shijin Instruments, modelo JB-300AI/C, com capacidade máxima de absorção de energia de 300J, conforme figura 19.

Para realizar o ensaio de impacto Charpy foi utilizado um total de 12 corpos de prova, os ensaios foram realizados em temperatura ambiente. Foram ensaiados 06 corpos de prova com tratamento criogênico e o outros 06 sem tratamento.

O valor da energia absorvida por cada corpo de prova foi lido diretamente na escala da máquina.

Figura 19: Máquina de ensaio de impacto Charpy



Fonte: O autor

3.7.5 Ensaios mecânicos de tração

Para este ensaio foi utilizada uma máquina universal de ensaio mecânico de marca Instron, modelo Emic 23-300, capacidade máxima de carga 300kN, conforme figura 20.

Para realização dos ensaios foi utilizado controle de deslocamento com uma velocidade de carregamento de 100 mm/min. Foram ensaiados um total de 6 corpos de prova em temperatura ambiente. Foram ensaiados 3 corpos de prova com tratamento criogênico e os outros 3 sem tratamento.

Figura 20: Máquina universal de ensaio



Fonte: O autor

4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 Análise química

Foi realizada a caracterização do material através da análise de composição química, obtidos através do espectrômetro de emissão óptica por plasma. Foram realizados três pontos de medições, partindo da periferia para o centro da amostra a fim de verificar se havia variação de composição química no metal em estudo. Os resultados estão apresentados na Tabela 07.

Tabela 7: Tabela de composição química

	Elementos Químicos (%)								
	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Co	Cu
Ponto 1	92,700	0,411	0,377	0,152	1,880	0,545	3,810	0,007	0,021
Ponto 2	92,700	0,397	0,298	0,156	1,870	0,544	3,830	0,007	0,023
Ponto 3	92,700	0,383	0,371	0,155	1,870	0,536	3,840	0,007	0,035
Média	92,700	0,397	0,349	0,154	1,873	0,542	3,827	0,007	0,026
DesvPad	0,000	0,014	0,044	0,002	0,006	0,005	0,015	0,000	0,008

	Elementos Químicos (%)						
	V	W	Pb	Sn	Ca	N	Ce
Ponto 1	0,009	0,008	0,007	0,018	0,006	0,002	0,045
Ponto 2	0,009	0,008	0,007	0,089	0,005	0,003	0,073
Ponto 3	0,009	0,008	0,006	0,011	0,004	0,002	0,011
Média	0,009	0,008	0,007	0,039	0,005	0,002	0,043
DesvPad	0,000	0,000	0,001	0,043	0,001	0,001	0,031

Fonte: O autor

A partir dos resultados obtidos de composição química, e através do banco de dados do espectrômetro, comparou-se com a composição química do aço SAE 4340, conforme Tabela 3, concluiu-se que a liga em questão é, efetivamente, o aço SAE 4340 modificado.

4.2 Avaliação de microdureza vickers

Na tabela 08 são apresentados os resultados das medições de microdureza Vickers (HV03) na amostra do material base, ou seja, antes do tratamento criogênico.

Tabela 8: Resultados da medição de microdureza do material base.

Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Ponto 5	Ponto 6	Ponto 7	Ponto 8	Ponto 9
411	423	426	436	401	403	409	414	416
Ponto 10	Ponto 11	Ponto 12	Ponto 13	Ponto 14	Ponto 15	Ponto 16	Ponto 17	Ponto 18
431	411	432	413	433	433	428	418	416
Ponto 19	Ponto 20	Ponto 21	Ponto 22	Ponto 23	Ponto 24	Ponto 25	Ponto 26	Ponto 27
420	427	425	424	420	421	427	437	418
Ponto 28	Ponto 29	Ponto 30	Ponto 31	Ponto 32	Ponto 33	Ponto 34	Ponto 35	Ponto 36
429	440	410	423	439	425	414	426	446
Ponto 37	Ponto 38	Ponto 39	Ponto 40	Ponto 41	Ponto 42	Ponto 43	Ponto 44	Ponto 45
421	428	416	417	425	451	418	410	427
Ponto 46	Ponto 47	Ponto 48	Ponto 49	Ponto 50	Ponto 51	Ponto 52	Ponto 53	Ponto 54
434	408	424	431	417	410	418	421	414
Ponto 55	Ponto 56	Ponto 57	Ponto 58					
433	449	441	435					
Média	423,68	DesvPad	11,02					

Fonte: O autor

Conforme apresentado na Tabela 08, foram realizados 58 pontos de medições do material base, sendo iniciadas na periferia até o centro da amostra, a fim de verificar a presença de tratamento térmico superficial, onde o ponto 1 é a periferia e o 58 é o núcleo. O valor médio de microdureza encontrado é de $423,68 \pm 11,02$, esse valor está aproximadamente do encontrado por Barros (2015), quando temperado e revenido a 425 °C.

Na tabela 09 são apresentados os resultados das medições de microdureza *Vickers* (HV03) na amostra após o tratamento térmico de criogenia.

Tabela 9: Resultados da medição de microdureza após tratamento criogênico.

Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Ponto 5	Ponto 6	Ponto 7	Ponto 8	Ponto 9
408	418	427	428	443	453	424	436	430
Ponto 10	Ponto 11	Ponto 12	Ponto 13	Ponto 14	Ponto 15	Ponto 16	Ponto 17	Ponto 18
435	446	423	454	440	449	437	440	434
Ponto 19	Ponto 20	Ponto 21	Ponto 22	Ponto 23	Ponto 24	Ponto 25	Ponto 26	Ponto 27
426	441	427	441	444	426	411	440	430
Ponto 28	Ponto 29	Ponto 30	Ponto 31	Ponto 32	Ponto 33	Ponto 34	Ponto 35	Ponto 36
428	452	468	444	449	434	445	433	429
Ponto 37	Ponto 38	Ponto 39	Ponto 40	Ponto 41	Ponto 42	Ponto 43	Ponto 44	Ponto 45
438	439	424	422	456	465	431	425	461
Ponto 46	Ponto 47	Ponto 48	Ponto 49	Ponto 50	Ponto 51	Ponto 52	Ponto 53	Ponto 54
456	455	450	424	428	451	448	454	445
Ponto 55	Ponto 56	Ponto 57	Ponto 58					
441	419	448	434					
Média	438,05	DesvPad	13,17					

Fonte: O autor

Conforme apresentado na Tabela 09, foram realizados 58 pontos de medições do material após tratamento criogênico, sendo iniciadas na periferia até o centro da amostra.

Tabela 10: Médias das microdurezas: material base e pós tratamento criogênico

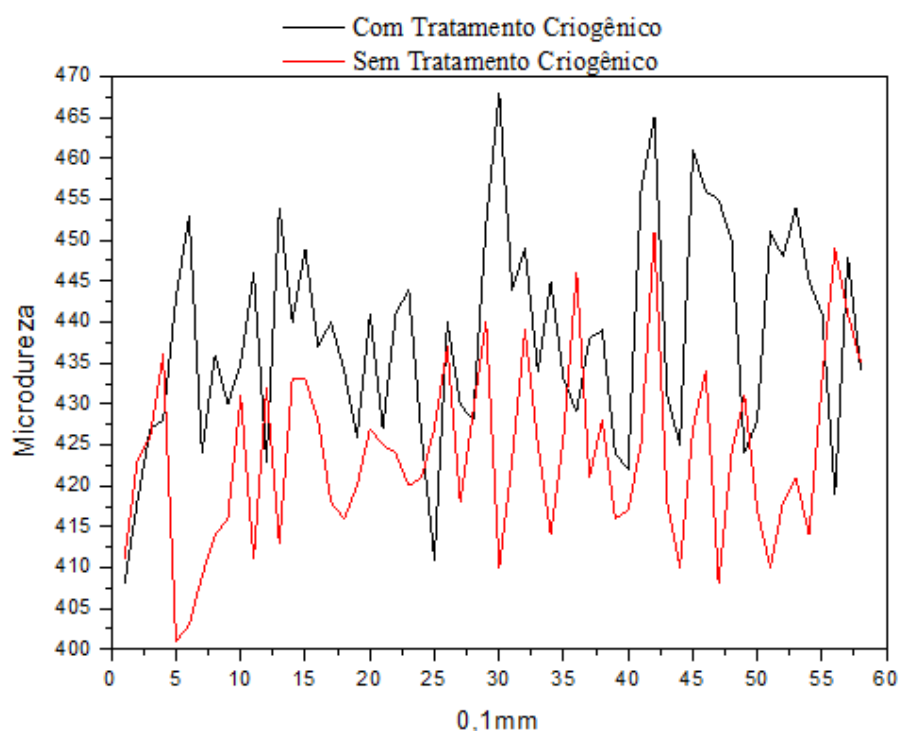
Resultados das médias de microdureza (HV 03)	
Material base	Após tratamento criogênico
423,68 ± 11,02	438,05 ± 13.17

Fonte: O autor

Conforme apresentado na Tabela 10 a amostra aumentou sutilmente a microdureza em relação ao material base após o tratamento térmico de criogenia.

Na figura 21 são apresentadas de forma gráfica o perfil de microdureza *Vickers* do material base e do material após o tratamento criogênico, considerando sua seção transversal.

Figura 21: Perfil microdureza do material base e após tratamento criogênico



Fonte: O autor

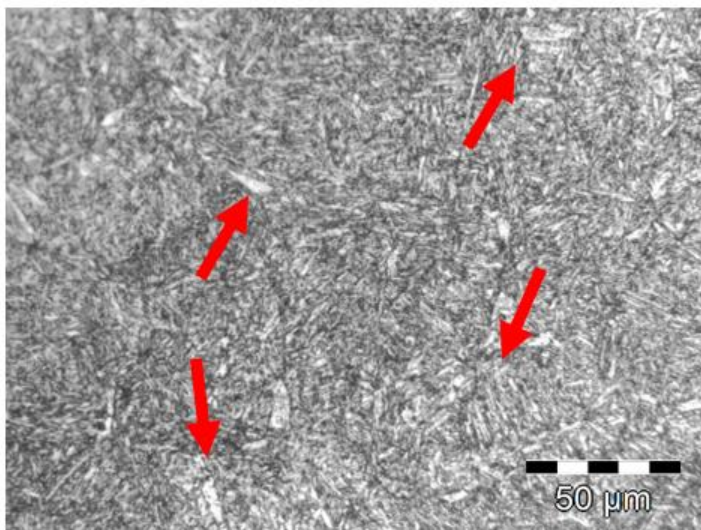
Comparando-se os perfis de microdureza de corpos de prova antes e depois do tratamento de criogenia, pode-se notar que após esse tratamento a amostra teve um sutil acréscimo de microdureza ao longo de toda seção transversal, isso deve-se a possíveis transformações de austenita retida em martensita. É importante ressaltar que a amostra apresentou maiores valores de microdureza principalmente na periferia/superfície da peça, quando tratada por criogenia.

4.2 Análise microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras foi desenvolvida através de análise metalográfica no laboratório de metalografia da FURG.

Na Figura 22 está representada a microestrutura do material base, sem tratamento criogênico.

Figura 22: Microestrutura do material base atacadas com reativo Villela

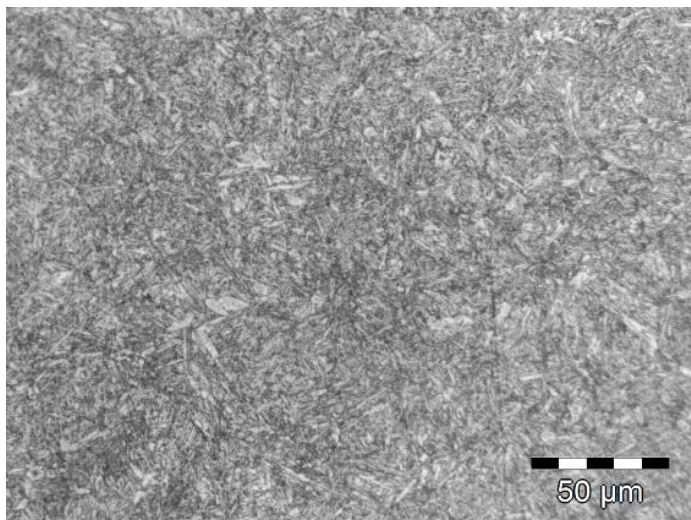


Fonte: O autor

É possível notar uma microestrutura martensítica com a presença de pequenas ilhas de austenita retida.

Já na Figura 23, está representada a microestrutura do material após tratamento criogênico. Verifica-se na mesma a presença de martensita na microestrutura, porém sem a visualização de pequenas fases claras, como visto nas amostras não tratadas por criogenia. Sugere-se que as partes claras, visualizadas, que provém da austenita retida, tenham se transformado em martensita não revenida. Tal visualização explica, também, o sutil aumento da microdureza encontrado na amostra após o tratamento criogênico.

Figura 23: Microestrutura do material após tratamento criogênico atacadas com reativo Villela.

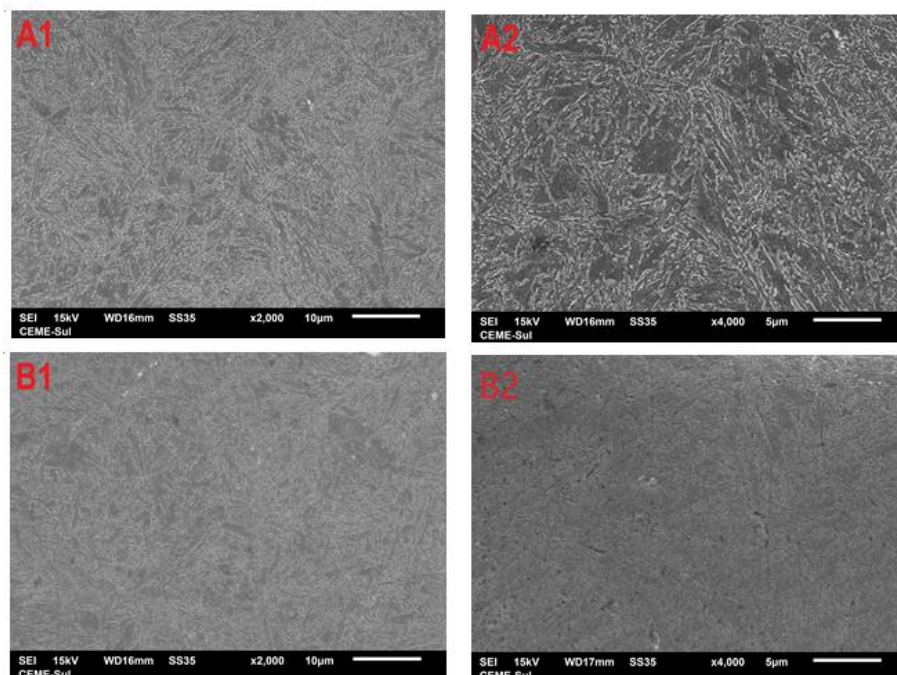


Fonte: O autor

Para uma melhor análise microestrutural, as amostras foram avaliadas, ainda, por microscopia eletrônica de varredura (MEV). As magnificações utilizadas foram de 2000x e 4000x para cada amostra.

A Figura 24 apresenta as micrografias da liga antes do tratamento térmico criogênico e atacadas com reativo Villela, (A1) e (A2) núcleo e (B1) e (B2) periferia da amostra.

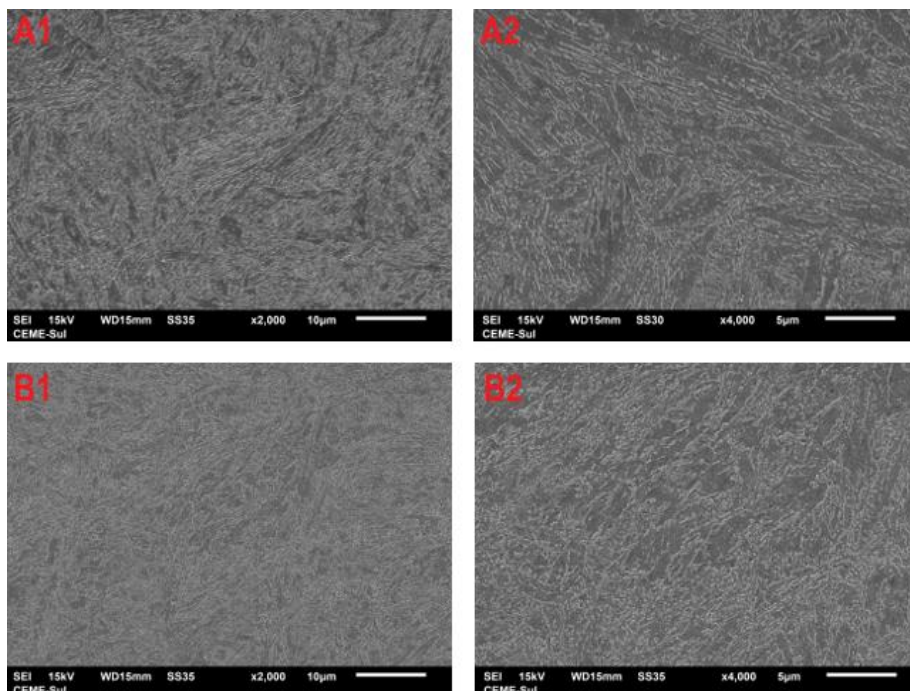
Figura 24: Amostras pré tratamento térmico criogênico atacadas com reativo Villela (A1) e (A2) Núcleo da amostra e (B1) e (B2) Periferia da amostra



Fonte: O autor

Em todas as amostras verifica-se a presença de martensita e pequeno volume de austenita retida (fases claras). Comparando as microestruturas do núcleo e da periferia, é observado uma diminuição do tamanho dos grãos, quando se aproxima da superfície da peça. Acredita-se que a superfície, por apresentar naturalmente taxas de resfriamento maiores, apresenta uma martensita mais refinada.

Figura 25: Amostras após o tratamento térmico criogênico atacadas com reativo Villela (A1) e (A2) Núcleo da amostra e (B1) e (B2) Periferia da amostra



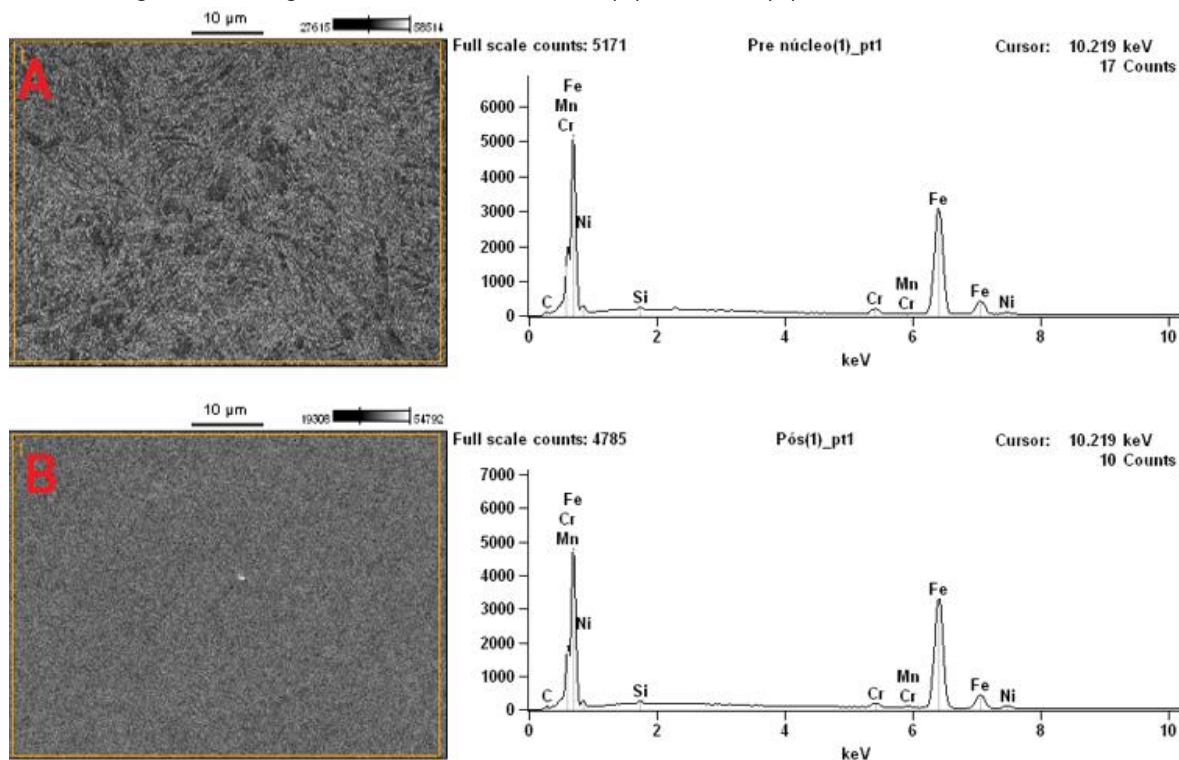
Fonte: O autor

A Figura 25 apresenta as microestruturas das amostras que foram submetidas ao tratamento térmico criogênico por 48 horas e, posteriormente, atacadas com reativo Villela, (A1) e (A2) núcleo e (B1) e (B2) periferia das amostras.

A partir dessas imagens observa-se que todas constituídas por martensita, tanto no núcleo como próximo a superfície do parafuso.

A fim de comprovar a homogeneidade dos constituintes ao longo da seção transversal da peça, foi utilizado a microsonda EDS, acoplada ao MEV. A Figura 26 apresenta os espectros da composição química de uma amostra sem tratamento de criogenia, obtidos através do EDS. Como não houve variações da composição química entre o núcleo e a periferia da amostra, evidencia-se que não há tratamento térmico superficial. Os elementos químicos, presentes nesta liga e detectados através de microanálise EDS, são: Fe, Ni, Cr, C, Mn e Si, com predominância do Fe.

Figura 26: Imagens analisadas em EDS - (A) Núcleo e (B) Periferia da amostra.



Fonte: O autor

A análise obtida pela microsonda EDS é semi-quantitativa, portanto a quantidade de elementos constituintes do material em estudo não é precisa.

4.3 Avaliação da Energia de Absorção via Ensaio de Impacto *Charpy*

Os ensaios de transição dúctil- frágil foram realizados em equipamento não convencional sem instrumentação. A tabela 11 mostra a comparação de energia absorvida do material base com os corpos de prova que foram submetidos ao tratamento térmico criogênico por 48 horas.

Tabela 11: Tenacidade do Material Base x Tratado criogenicamente por 48h.

	Resultados do Ensaio de Impacto Charpy (J)	
	Material Base	Tratado criogenicamente por 48h
Amostra 1	44	38
Amostra 2	42	40
Amostra 3	44	40
Amostra 4	42	40
Amostra 5	44	38
Amostra 6	44	38
Média	43,33	39,00
DesvPad	1,03	1,09

Fonte: O autor

Nota-se na Tabela 11, que os resultados de energia absorvida pelo material base são um pouco maiores do que a do material tratado criogenicamente por 48 horas, ou seja, o material tratado criogenicamente teve queda na resistência ao impacto. Esse resultado corrobora com a média dos resultados de microdureza apresentados na Tabela 10, na qual o material base tem a microdureza um pouco inferior à microdureza do material tratado criogenicamente por 48 horas, tornando este mais frágil.

4.4 Ensaios de tração

Para esses testes em aço SAE 4340 modificado, foram utilizados 03 corpos de prova temperados e revenidos e 03 temperados, revenidos e submetidos à criogenia. Todos os resultados foram identificados em tabelas e gráficos, contendo a tensão de escoamento com 0,02% de deformação por falta de patamar de escoamento, tensão máxima, tensão de ruptura e alongamento das duas condições.

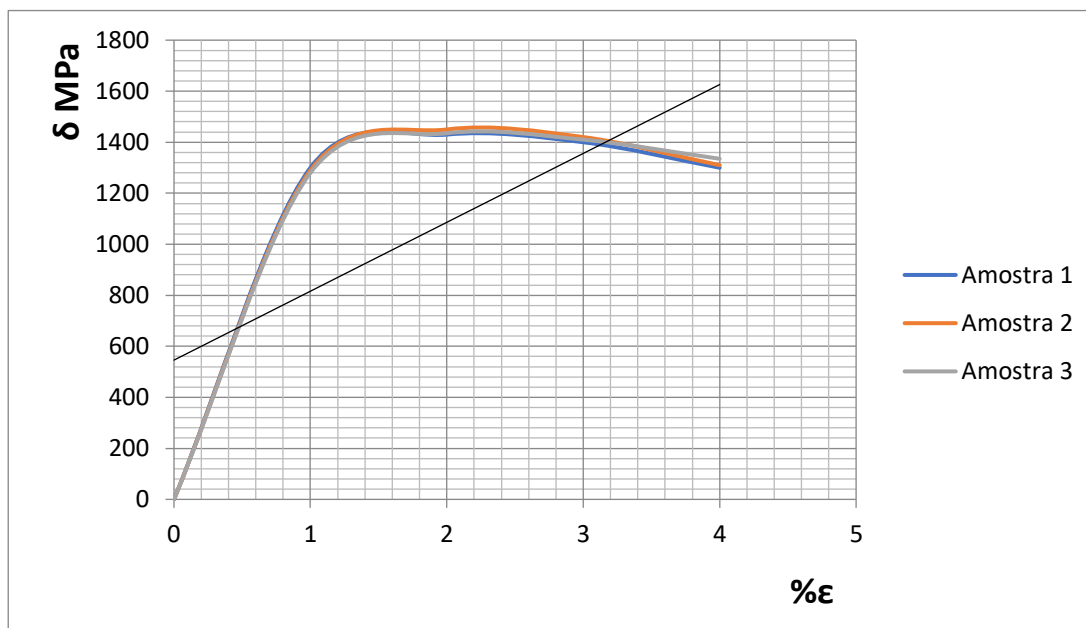
A Tabela 12 e a Figura 27 apresentam os resultados obtidos para as amostras ensaiadas dos corpos de prova foram submetidos a têmpera e revenimento.

Tabela 12: Ensaio de tração material base.

	Tensão de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Alongamento (%)
Amostra 1	1278	1430	1300	3
Amostra 2	1270	1450	1310	2
Amostra 3	1279	1440	1305	3

Fonte: Autor

Figura 27: Gráfico tensão-deformação das amostras SAE 4340 modificado.



Fonte: Autor

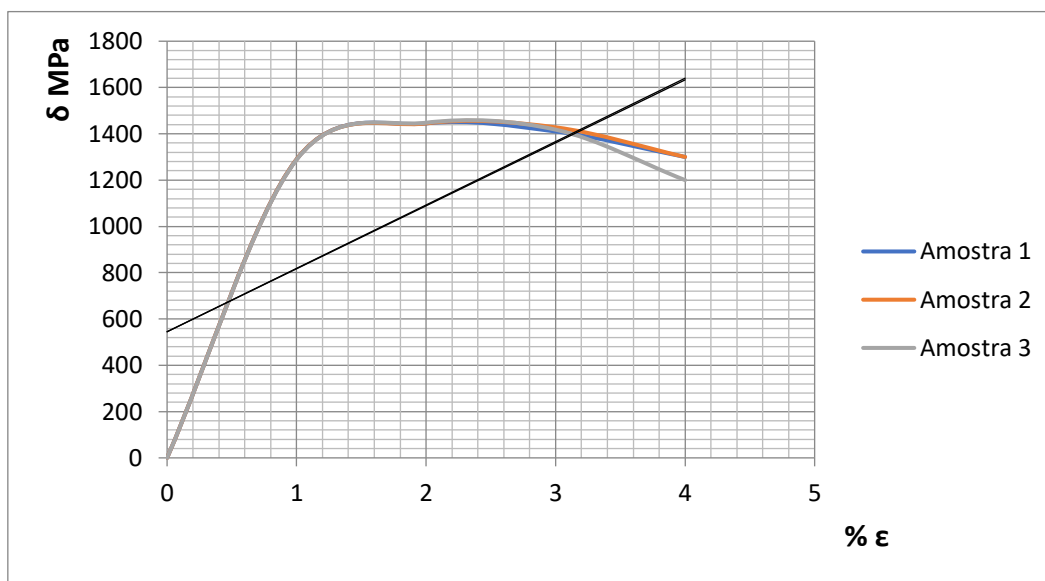
A Tabela 13 e a Figura 28 apresentam os resultados obtidos para as amostras ensaiadas, os corpos de prova foram submetidos a têmpera e revenimento e, posteriormente, ao tratamento de criogenia.

Tabela 13: Ensaio de tração após tratamento térmico criogênico.

	Tensão de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Alongamento (%)
Amostra 1	1268	1430	1300	3
Amostra 2	1270	1440	1310	2
Amostra 3	1272	1440	1315	3

Fonte: Autor

Figura 28: Gráfico tensão-deformação de amostras de SAE 4340 após tratamento criogênico.



Fonte: Autor

A partir desses resultados pode-se notar que, apesar do tratamento criogênico realizado no SAE 4340 modificado, não foi percebido mudanças significativas no limite de escoamento e na tensão de ruptura. Nota-se então que o efeito da criogenia é percebido de maneira mais eficaz nos ensaios de microdureza e impacto.

Com base no estudo desenvolvido, foi observado que, apesar de sutil, há um ganho de dureza na superfície das peças tratadas por criogenia. O aço SAE 4340 modificado apresenta bom comportamento mecânico em condições convencionais, o tratamento criogênico, apesar de indicar um ganho limitado, pode ser o diferencial em aplicações extremas como os parafusos utilizados nos helicópteros que dão apoio logístico à OPERANTAR.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos conclui-se que:

- A composição química das amostras atende as especificações do aço SAE 4340 modificado;
- As microestruturas de todas as amostras são constituídas por martensita revenida e pequeno volume de austenita retida na condição preliminar. Após aplicação do tratamento criogênico a austenita retida transformou-se em martensita não revenida, porém em volume reduzido;
- Os aços tratados por criogenia apresentaram um aumento de 3,4% nos valores de microdureza que, apesar de limitado, pode trazer benefícios em condições extremas;
- O comportamento da transição dúctil-frágil apresentou redução de 11,10% da energia absorvida, nas amostras após o tratamento térmico criogênico; e
- Verificou-se variações não significativas no limite de resistência, e alongamento das amostras que foram submetidas ao tratamento criogênico.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização de ensaios de DRX nas amostras após o tratamento criogênico;
- Utilização de outros aços que possuam características semelhantes para a comparação com o SAE 4340 modificado; e
- Realização de ensaios de fadiga térmica e corrosão.

7 REFERÊNCIAS

7.1 Referências nominais

ABDALLA, A. J. et al. Relationship between microstructure, mechanical properties and dislocation substructures in a multiphase steel. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 23, n. 2, p. 52-57, 2008.

ABNT NBR ISO 6892-2:2013; **Materiais Metálicos - Ensaio de Tração Parte 2: Método de ensaio à temperatura elevada**. ABNT NBR ISO 6892-2:2013. 21 páginas.

AL-MANGOUR, Bandar. Powder metallurgy of stainless steel: state-of-the art, challenges, and development. **Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application**, Nova Science Publishers, v. 80, p. 37, 2015.

ALMEIDA, André Luiz de. **A evolução do poder aeroespacial brasileiro**. 2006. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

ANDERSON, Ted L.; ANDERSON, Ted L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. CRC press, 2005.

BABU, Bijish. **Physically based model for plasticity and creep of Ti-6Al-4V**. 2008. Tese de Doutorado. Luleå tekniska universitet.

BARROS¹, Marcelo André Santiago; FUJIYAMA, Roberto Tetsuo; LEITE, Jandecy Cabral. Advantages of applying composite material to replace metal alloys in aviation. **Journal of Engineering and Technology for Industry Applications**, v. 1, n. 3, 2015.

BARROS², Renato Araujo et al. Caracterização de um aço AISI/SAE 4340 com diferentes microestruturas através da técnica de tríplice ataque. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 34, n. 2, p. 71-74, 2015.

BERTAZZO, Roberto Portella. A crise da indústria aeronáutica Brasileira: 1945-1968. **History (BA)**, Universidade Federal de Juiz de Fora, 2003.

BONORA, R. G. **Influência do tratamento superficial 3IP na vida em fadiga dos aços ABNT 4340 e 15-5 PH para aplicação aeronáutica**. 126f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

CAPELLATO, C. M. **Axial fatigue of 15-5 PH stainless steel treated by plasma immersion ion implantation**. 2014. 49 f. **Graduate Work (Graduate in Materials Engineering)** - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

CARDOSO, José Guilherme da Rocha¹ et al. A indústria do alumínio: estrutura e tendências. **BNDES Setorial**, v. 33, p. 43-88, 2011.

CARDOSO, Andréia de Sousa Martins et al. Tratamento térmico e de superfície dos aços 4340 e 300M após soldagem a laser. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 34, n. 1, p. 14-23, 2014.

CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos, 7a. Edição. São Paulo: **Publicação da Associação Brasileira de Metais**, p. 425-426, 1984.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 3 a Edição. São Paulo: **Instituto de Pesquisas Tecnológicas, Edgard Blucher**, 2018.

CRUZ, Marcio Fernando; DE MOURA NETO, Carlos. Friction Stir Welding—Review: Potencial de Aplicação na Indústria Aeroespacial. **XI Simpósio de Aplicações Operacionais em Áreas de Defesa, DCTA, São José dos Campos, SP, Brasil**, 2009.

DALCIN, GABRIELI BORTOLI. Ensaio dos Materiais. **Trabalho De Conclusão de Curso Apresentado ao Departamento do Curso de Engenharia Industrial Mecânica da Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões**, 2007.

DAVIS, Joseph R. et al. **Aluminum and aluminum alloys**. ASM international, 1993.

EBERHARD, Dullberg. **Cryogenic quenching method**. U.S. Patent n. 3,185,600, 25 maio 1965.

FIGUEIREDO, Kleber Mendes de. **Aplicação de ensaio de impacto Charpy instrumentado no estudo da tenacidade à fratura dinâmica nas soldas a arco submerso em aços para caldeiras**. 2004. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

FUKUHARA, Mikio; SANPEI, Asao. Elastic moduli and internal friction of low carbon and stainless steels as a function of temperature. **ISIJ international**, v. 33, n. 4, p. 508-512, 1993.

GOBBI, SILVIO JOSÉ. Influência do Tratamento Criogênico na resistência ao Desgaste do aço para Trabalho a Frio AISI D2. Dissertação de Mestrado. Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia. 2009.

HASHIMOTO, Flávio Henrique Navarro. Geopolítica da Antártida: a atuação do Brasil no Continente de Gelo. **Revista Intellector-ISSN 1807-1260-CENEGRI**, v. 15, n. 30, p. 121-133, 2018.

HEDSTRÖM, Peter; ODQVIST, Joakim. Deformation-Induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels—Introduction and Current Perspectives, in “. **Stainless Steel**, p. 81-106, 2015.

HOLMBERG, B. **Stainless Steels. Their properties and their suitability for welding**. Avesta Polarit Welding interim report, 11 p., 2008.

JAMALLI, Abdul Ralf et al. **Effect of Cryogenic Treatment on Mechanical Properties of AISI 4340 and AISI 4140 Steel**. Mehran University Research Journal of Engineering & Technology Vol. 38, No. 3, 755-766 July 2019

JOSHI, Vydehi Arun. **Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features**. Crc Press, 2006.

KOIKE, A. T. et al. A INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA APARENTE DO AÇO ABNT 4340. **Anais do 17º CBCIMat-15 a**, v. 19. 2006.

LAI, G. Y. et al. The effect of austenitizing temperature on the microstructure and mechanical properties of as-quenched 4340 steel. **Metallurgical Transactions**, v. 5, n. 7, p. 1663-1670, 1974.

LAWRENCE, H. V. V. Princípios de Ciência dos Materiais. **São Paulo: Edgard Blücher Ltda**, v. 427, 1990.

LEE, Woei-Shyan; YEH, Gen-Wang. The plastic deformation behaviour of AISI 4340 alloy steel subjected to high temperature and high strain rate loading conditions. **Journal of materials processing technology**, v. 71, n. 2, p. 224-234, 1997.

LEITE, Vinicius Reis Leite Reis. Estado da arte dos materiais compósitos na indústria aeronáutica. **Revista Ciências Exatas**, v. 20, n. 2, 2014.

MADDOX, J. P.; FREDERKING, T. H. K. Cooldown of insulated metal tubes to cryogenic temperatures. In: **Advances in Cryogenic Engineering**. Springer, Boston, MA, 1966. p. 536-546.

MARINHA DO BRASIL¹. **Programa Antártico Brasileiro**. 2019. Disponível em: <<https://www.marinha.mil.br/secirm/proantar#estacao>>. Acesso em: 24. set.2019.

MARINHA DO BRASIL². **Militares regressam da OPERANTAR XXXIV após seis meses em missão**. 2019. Disponível em: <<https://www.marinha.mil.br/node/1042>>. Acesso em: 24. set.2019.

MENG, Fanju et al. Role of eta-carbide precipitations in the wear resistance improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1.4 C tool steel by cryogenic treatment. **ISIJ international**, v. 34, n. 2, p. 205-210, 1994.

MOISEYEV, Valentin N. **Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications**. CRC press, 2005.

NUNES, Marlon Muniz et al. Analysis of Quenching Parameters in AISI 4340 Steel by Using Design of Experiments. **Materials Research**, v. 22, n. 1, 2019.

KAUFMAN, John Gilbert; ROOY, Elwin L. **Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications**. Asm International, 2004.

RAMBABU, PPNKV et al. Aluminium alloys for aerospace applications. In: **Aerospace Materials and Material Technologies**. Springer, Singapore, 2017. p. 29-52.

RITCHIE, Robert O.; FRANCIS, Benjamin; SERVER, William L. Evaluation of toughness in AISI 4340 alloy steel austenitized at low and high temperatures. **Metallurgical Transactions A**, v. 7, n. 6, p. 831-838, 1976.

RITCHIE, Robert O.; HORN, R. M. Further considerations on the inconsistency in toughness evaluation of AISI 4340 steel austenitized at increasing temperatures. **Metallurgical Transactions A**, v. 9, n. 3, p. 331-341, 1978.

RÖSLER, Joachim; HARDERS, Harald; BAEKER, Martin. **Mechanical behaviour of engineering materials: metals, ceramics, polymers, and composites**. Springer Science & Business Media, 2007.

SAEIDI, N.; EKRAMI, A. Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 523, n. 1-2, p. 125-129, 2009.

SHA, Wei; MALINOV, Savko. **Titanium alloys: modelling of microstructure, properties and applications**. Elsevier, 2009.

SILVA, Geraldo Gustavo Xavier da. **Desenvolvimento de processo de fabricação de compósito plano polimérico e fibra de vidro para uso em revestimento aeronáutico pelo processo de Moldagem por Infusão de Resina (RTM)**. Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia de materiais, Rede temática em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto, da Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais e da Universidade do Estado de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SILVA, Paulo Luís Rodrigues da. **Influência do dano resultante do processo de furação no comportamento à fadiga de materiais compósitos**. Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2015.

SOUZA, Renato Chaves et al. Análise da fadiga, corrosão e desgaste abrasivo do cromo duro eletrodepositado e revestimento de carbetto de tungstênio por HVOF no aço ABNT 4340. *Projeções*, v.19/20, p. 59-69, 2001.

SWEENEY JR, Thomas P. Deep cryogenics: the great cold debate. **Heat Treat.**, v. 18, n. 2, p. 28-32, 1986.

TEIXEIRA, Leone Braga. **O efeito do tratamento criogênico nas propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE 4340**. Monografia para obtenção do Grau de Bacharel em Engenharia Automotiva, Faculdade UnB Gama, Universidade de Brasília, Brasília, 2017.

TIMMERHAUS, Klaus D.; FLYNN, Thomas M. **Cryogenic process engineering**. Springer Science & Business Media, 2013.

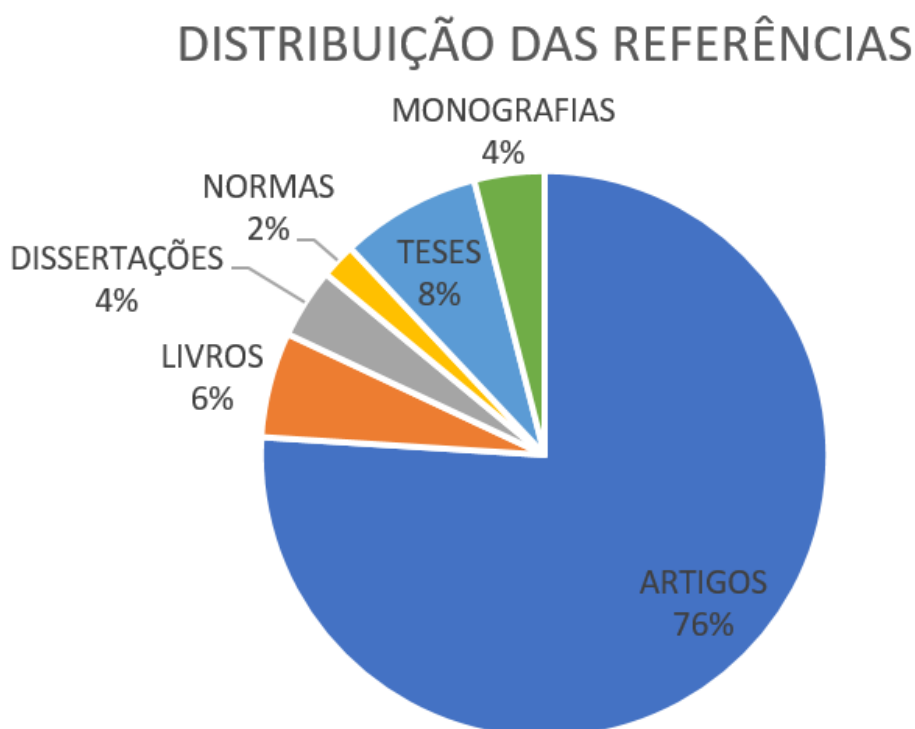
TOKIMATSU, Ruis Camargo. **Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga**. 1995. 440 f. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. Disponível em: <<http://www.repositorio.unicamp.br/handle/REPOSIP/263206>>. Acesso em: 2 mai. 2019.

TSCHIPTSCHIN, André Paulo; PINEDO, Carlos Eduardo. Estrutura e propriedades do aço inoxidável austenítico AISI 316L Grau ASTM F138 nitretado sob plasma à baixa temperatura. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 63, n. 1, p. 137-141, 2010.

ZEHNDER, Alan T.; ROSAKIS, Ares J. Dynamic fracture initiation and propagation in 4340 steel under impact loading. **International Journal of Fracture**, v. 43, n. 4, p. 271-285, 1990.

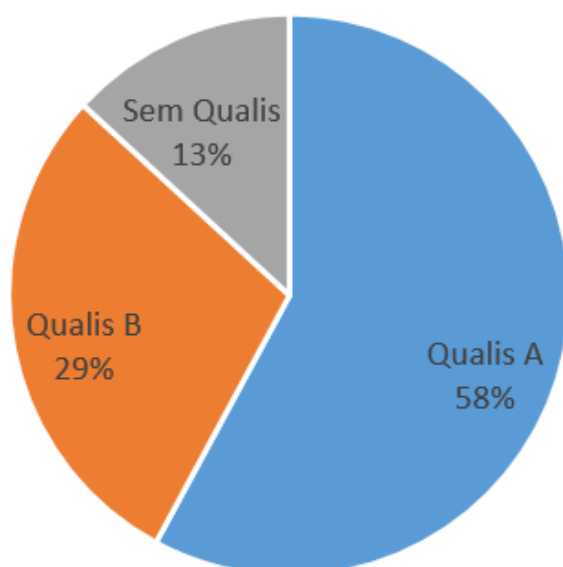
ZHIRAFAR, S.; REZAEIAN, A.; PUGH, M. Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 186, n. 1-3, p. 298-303, 2007.

7.2 Referências por estrato



7.3 Referências por qualis

DISTRIBUIÇÃO DOS ARTIGOS POR QUALIS



7.4 Referências por data dos artigos

DISTRIBUIÇÃO POR DATA DOS ARTIGOS

