**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**

WELLINGTON DA SILVA MATTOS

**Análise de Corrosão e Comportamento Mecânico de Ligas de
Alumínio Aeronáutico 7075-T6 Após Tratamento Térmico
usando a Técnica *Uphill***

São Carlos

2018

WELLINGTON DA SILVA MATTOS

**Análise de Corrosão e Comportamento Mecânico de Ligas de
Alumínio Aeronáutico 7075-T6 Após Tratamento Térmico
usando a Técnica *Uphill***

Versão Corrigida

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

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

Orientadora: Prof. Dra. Luralice de Campos F. Canale

São Carlos

2018

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

MATTOS, Wellington da Silva.

M435a Análise de Corrosão e Comportamento Mecânico de Ligas de Alumínio Aeronáutico 7075-T6 Após Tratamento Térmico usando a Técnica *Uphill*, Wellington da Silva Mattos; orientadora: Lauralice de Campos Franceschini Canale. São Carlos, 2018.

Tese (Doutorado - Programa de Pós-Graduação em Ciência 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, 2018.

1. Liga de Alumínio. 2. Tratamento Térmico. 3. Solubilização. 4. Precipitação. 5. Uphill. 6. Tensão Residual. 7. Têmpera. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **WELLINGTON DA SILVA MATTOS**.

Título da tese: "Análise de corrosão e comportamento mecânico de ligas de alumínio aeronáutico 7075-T6 após tratamento térmico usando o processo *uphill*"

Data da defesa: 16/07/2018.

Comissão Julgadora:

Resultado: *APROVADO*

Profa. Titular **Lauralice de Campos Franceschini Canale**
(Orientadora)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Lauralice Canale

Prof. Titular **Luiz Carlos Casteletti**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Luiz Carlos Casteletti

Profa. Dra. **Kátia Regina Cardoso**
(Universidade Federal de São Paulo/UNIFESP)

Kátia Regina Cardoso

Prof. Dr. **José Eduardo Spinelli**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

José Eduardo Spinelli

Prof. Dr. **Gustavo Franco Barbosa**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Gustavo Franco Barbosa

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

Prof. Titular **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Associado **Luís Fernando Costa Alberto**

*À minha esposa Neide, aos meus pais João e Maria,
à minha filha Pamella Christine,
Ao meu irmão Wesley e à minha sobrinha Bruna
E aos meus segundos pais Noel Antônio e Flaviana
dedico com muito amor
e carinho este Trabalho*

A idéia inicial para pesquisa desse projeto sobre a técnica “uphill” foi possível graças a visão empreendedora do Eng. Tom Croucher (in memorian), a qual é dele a seguinte frase:

“The bridge between the invention and successful application of useful technology has often been a mystery that is sometimes difficult to understand. Extremely effective and proven process, which often have the potential to provide both technical and economic advantages often go unnoticed for years (sometimes forever) before some situation occurs that dictates that their application must be taken seriously.”

Tom Croucher – Engenheiro Metalúrgico
(Tom Croucher Metallurgical Service, Norco, CA, USA)
Fonte: www.croucher.us

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pelo milagre da vida, pela oportunidade e saúde para estudar, direcionar, suprir todas necessidades e dar condições para completar este curso e vencer mais este grande desafio na minha vida.

Agradeço à Professora Lauralice de Campos F. Canale - minha orientadora, por me aceitar como seu aluno e me escolher para esse projeto, pela orientação tranquila e segura, por toda motivação e experiência passada e pela atenção e amizade desenvolvida ao longo desse trabalho.

Ao professor George E. Totten – meu co-orientador (Universidade de Portland/ GE Totten & Associates, EUA) também por me auxiliar na orientação desse projeto, pela visão de desenvolver esse projeto conosco, por toda experiência também recebida, atenção e amizade que desenvolvemos.

Ao professor Rodrigo C. Lemes (IFSP) por ter me motivado voltar a estudar e por todo auxílio e ajuda que recebi de sua parte, fundamentais para eu prosseguir.

Agradeço à família do Sr. Tom Croucher (falecido no início do desenvolvimento desta pesquisa) e a empresa Tom Croucher Metallurgical Service, Califórnia, EUA, as quais o representa, pela idéia inicial do projeto e por todo o suporte que recebi para o desenvolvimento desta pesquisa.

Ao Instituto Federal de São Paulo (IFSP) por me dar a oportunidade de me qualificar continuando meus estudos em paralelo com minha profissão.

A Universidade de São Paulo (USP) – Escola de Engenharia de São Carlos (EESC) através do Departamento de Engenharia de Materiais (SMM) por me receber como aluno e proporcionar a mim a oportunidade de estudar.

Aos professores Antônio Moreira (Dep. de Engenharia Mecânica, EESC-USP) e Arthur de Jesus Motheo (IQSC-USP) também pela co-orientação e parceria em partes específicas do projeto.

Ao professor Waldek W. Bose Filho e ao Técnico Douglas pelos ensaios mecânicos.

Ao professor Georg V. Voort (Consultor Struers) pela orientação de materiais e análises de amostras, assim como ao NAP-MA do Departamento de Engenharia de Materiais (EESC-USP) e ao LCE (UFSCar) pelas análises de microscopia.

Ao Eng. D. Scott MacKenzie (Houghton International Inc.) também por toda atenção, co-orientação no projeto e auxílio em material (fluido de têmpera) fornecido

para os experimentos assim como a Eng. Eliana (Houghton Brasil).

Aos colegas José Fernando, Luigi, Sandra e Elielson pelo auxílio e orientação tão preciosos em ensaios específicos do projeto.

Ao senhor José Antônio e funcionários (Maresa S.A.) pelo auxílio no projeto e execução de equipamento (câmara de vapor), além da empresa Equitex, ambos pela execução dos corpos de prova usados nesse projeto.

À prefeitura do campus da EESC e a administração do RU por autorizar a realização de parte específica dos ensaios assim como aos técnicos da caldeira, aos técnicos do IQSC-USP pelas ferramentas e os ensaios realizados de corrosão assim como ao IFSC-EESC pelo gás fornecido para os ensaios e à Metrologia da EESC pelos ensaios de distorção.

A todos os colegas, técnicos, funcionários e professores do Departamento de Engenharia de Materiais como externos ao Departamento e à Universidade pela ajuda sempre que precisei e bons momentos compartilhados, o meu muito obrigado.

E finalmente por toda a minha família, meus pastores e irmãos da minha igreja que oraram e torceram muito por mim e pela paciência nos períodos de ausência, meu agradecimento também do coração.

Que Deus na sua infinita Graça possa abençoar a todos ricamente.

“Quem são esses que vem voando como nuvens, e como pombas às suas janelas.”
(Isaías 60:8, +600 a.C.).

“E tu Daniel, encerra estas palavras e sela este livro, até o fim do tempo; muitos correrão de uma parte para a outra e o conhecimento se multiplicará.”
(Daniel 12:4, +530 a.C.).

“...; e, se subirem ao céu, dali os farei descer”. (Amós 9:26, +500 anos a.C.).

“Se te elevares como águia, e puseres o teu ninho entre as estrelas, dali te derrubarei, diz o Senhor”. (Obadias v.4, +500 a.C.).

RESUMO

MATTOS, Wellington da Silva (2018). *Análise de Corrosão e Comportamento Mecânico de Ligas de Alumínio Aeronáutico 7075-T6 Após Tratamento Térmico usando a Técnica Uphill*. 2018. 256 p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

Este trabalho descreve o conceito do processo *uphill* aplicado no tratamento térmico de ligas de alumínio. Uma técnica pouco difundida na literatura e com aplicações limitadas na indústria aeroespacial. É um processo também conhecido em inglês por *deep freezing* ou *tri-cycle stress relieving*. A técnica *uphill* é interessante do ponto de vista de redução de tensão residual, podendo atingir reduções maiores do que 80% como tem sido reportado na literatura. Este processo basicamente consiste em imergir a peça, depois da têmpera, em um ambiente criogênico, com o objetivo de obtenção de uma homogeneização da temperatura, seguido da transferência para uma câmara de vapor quente para obter um gradiente de temperatura, mantendo-se ainda as propriedades mecânicas obtidas com o tratamento térmico. Este trabalho mostra o desenvolvimento de um sistema *uphill* e a avaliação de propriedades mecânicas (tração, dureza e fadiga) e de corrosão. Os resultados mostraram que o sistema desenvolvido produziu gradientes térmicos elevados, responsável pelas reduções, de tensão e distorções. Com relação às propriedades mecânicas e resultados de corrosão, verificou-se que a técnica *uphill* traz benefícios quando comparada aos métodos tradicionais de têmpera e envelhecimento, com destaque o aumento de tenacidade à fratura e vida em fadiga sem perda significativa de resistência à corrosão, mantendo a linha de desempenho das têmperas com alta taxa de resfriamento. Embora com efeitos mais significativos para maiores espessuras, a técnica foi empregada com sucesso para peças de até ¼ pol. [6,35 mm].

Palavras-chave: Liga de Alumínio, Tratamento Térmico, Solubilização, Precipitação, Uphill, Tensão Residual, Têmpera.

ABSTRACT

MATTOS, Wellington da Silva (2018). *Corrosion and Mechanical Behavior Analysis of 7075-T6 Aeronautical Aluminum Alloys after Heat Treatment using Uphill Technique*. 2018. 256 p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

This work describes the concept of uphill process applied to heat treatment of aluminum alloys. Uphill applied in aluminum aerospace industry, but it is not very widespread in the techno-scientific literature. It is also a process known as "deep freezing" or "tri-cycle stress relieving". Uphill technique is much interesting from the point of view of residual stress reduction that can be higher than 80% as has been reported. This process basically consists of immersing the part in cryogenic bath, after quenching, getting homogenization and stabilization temperature of the part, followed by transferring for a hot steam chamber to obtain a temperature gradient. Stress reduction is obtained without deleterious effect in mechanical properties gained with the heat treatment. This work shows the development from a uphill system and the mechanical properties evaluation (tensile, hardness and fatigue) and corrosion. Results shown that the developed system can produce high thermal gradients generating stresses and distortion reduction. Related to mechanical properties and corrosion results, it was verified that the uphill technique brings benefits when compared to the traditional quenching and aging methods, highlighting the increase in toughness and fatigue life without meaningful loss of corrosion resistance and maintaining the performance when highest cooling rate is used. Although with more significant effect for thicker parts, this process was successfully applied for components up to ¼ pol.

Keywords: Aluminum Alloy, Heat Treatment, Solubilization, Precipitation, Uphill, Residual Stress, Quenching.

LISTA DE SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABM	Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais
ALCOA	Aluminum Company of America
AMS	Aerospace Materials Specifications
ASA	American Southwest Airlines
ASM	American Standards of Materials
ASTM	American Standard for Testing of Materials
C.F.C.	Cúbica de Face Centrada
C.L.	Contra a Laminação
CHT	Cryogenic Heat Treatment
Cp	Corpo de Prova
CT	Cryogenic Treatment
DC	Douglas Company
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
EUA	Estados Unidos da América
GP	Guinier-Preston
HRB	Dureza Rockwell B
HV	Dureza Vickers
IACS	International Annealed Copper Standard
IGC	Intergranular Corrosion
ksi	Kilo Square Inch
LN ₂	Liquid Nitrogen
MDD	Mc Donnell Douglas
MEV	Microscópio Eletrônico por Varredura
MIL	Military Standards
MPa	Mega Pascal
NDT	Non - Destructive Testing
NTSB	National Transportation Safety Board
PAG	Polyalkylene Glycol
PETG	Politereftalato de Etileno Glicol
PIB	Produto Interno Bruto

pH	Potencial de Hidrogênio
PSI	Pound Square Inch
QCW	Quenching in Cold Water
RT	Reduced Take-Off
SAE	Society of Automotive Engineers
SCC	Stress Corrosion Cracking
SL	Sentido da Laminação
ST	Short Transverse
sss	Solução sólida supersaturada
T	Temper
TC	Transversal Curto
TF	Trabalho a Frio
TL	Transversal Longo
TLV	Trouble Less Valve
TQ	Trabalho à Quente
USP	Universidade de São Paulo
UV	Ultra Violeta
UCON	Union Carbide Corporation
U.S.	United States
ZLP	Zona Livre de Precipitados
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área
A_o	Área da seção inicial do corpo de prova
Al	Alongamento
c	Constante de coeficiente de atrito ou fricção estático lubrificado
C_{carreg}	Fator de carregamento
C_{conf}	Fator de confiabilidade
c_{EL}	Coeficiente estático lubrificado
C_{superf}	Fator de superfície
$C_{tamanho}$	Fator de tamanho
C_{temp}	Fator de temperatura
C_p	Corpo de prova
d	Diâmetro
d_{cp}, D	Diâmetro do corpo de prova
d_E	Diâmetro externo
d_I	Diâmetro interno
d_N	diâmetro nominal
d_T	diâmetro do tubo
d_o	Diâmetro inicial do corpo de prova
E	Módulo de elasticidade ou módulo de Young
F	Força aplicada
F_{CP}, F_P	Carga axial
H	Distância entre dois apoios
L	Braço do momento

l	Alongamento
l_0	Comprimento inicial do corpo de prova
M	Momento
N	Número de ciclos de tensões suportado pelo corpo de prova até a fratura.
P	Pressão de trabalho
Q	Vazão de vapor
R_A	Componente de força em um ponto específico
S	Área da seção transversal do tubo
$S_{e'}$	Tensão limite de fadiga do material
$S_{F'}$	Tensão de resistência à fadiga teórica
S_M	Tensão de resistência do material a 1×10^3 ciclos
t	Espessura
T	Torque
T_{amb}	Temperatura ambiente
T_C	Coeficiente de transferência de calor
T_f	Temperatura de fusão
T_r	Temperatura de Recristalização
T_R	Taxa de resfriamento
T_s	Temperatura de saturação
U_T	Número Índice de Tenacidade
v	Velocidade de vapor
V_f	Volume específico para água saturada
V_g	Volume específico para vapor saturado
V_m	Volume específico médio

W	Carga aplicada
W_{cf}	Fator de correção da carga
W_h	Valor do peso efetivo subtraído para obtenção do peso real
y	Máxima deflexão
Z	Constante definida pela condição de contorno
α	Microestrutura que corresponde à solução sólida superaturada
ΔT	Variação de temperatura
σ	Tensão
σ_c	Tensão compressiva
σ_E	Tensão de escoamento
σ_F	Tensão de fratura
σ_{LE}	Tensão limite de escoamento
$\sigma_{LR},$ S_{ut}	Tensão limite de resistência à tração
σ_N	Tensão normal
σ_P	Tensão limite de proporcionalidade
σ_T	Tensão trativa
ε	Deformação
T_C	Tensão de cisalhamento

SUMÁRIO

RESUMO.....	vii
ABSTRACT.....	ix
LISTA DE SIGLAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xiii
1. INTRODUÇÃO.....	01
1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	01
1.2. OBJETIVO.....	02
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	03
2.1. INTRODUÇÃO.....	03
2.2. ALUMÍNIO E LIGAS.....	08
2.2.1. Ligas de Alumínio.....	09
2.2.2. Tratamento Térmico de Ligas de Alumínio.....	10
2.2.2.1. Tratamento Térmico de Solubilização.....	13
2.2.2.2. Processo de Têmpera do Material.....	16
2.2.2.3. Tratamento Térmico de Envelhecimento.....	26
2.2.3. Processamento Termo-Mecânico.....	29
2.2.3.1. Tratamento Térmico Convencional e adição do Processo <i>Uphill</i>	35
2.2.3.2. Comparação dos Processos de Têmpera <i>Uphill</i> e Têmpera Criogênica.....	36
2.2.3.3. Discussão Relacionada ao Processo <i>Uphill</i>	39
2.2.3.4. Vantagens do Processo <i>Uphill</i>	45
2.2.3.5. Exemplos de Aplicação Industrial da Técnica <i>Uphill</i>	47
2.3. PROBLEMAS DE CORROSÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO.....	48
2.3.1. Tipos de Corrosão.....	49
2.3.1.1. Corrosão Localizada.....	49
2.4. DISTORÇÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO.....	60
2.4.1. Problemas de Distorção de Peças ou Empenamento.....	61
2.5. FADIGA EM LIGAS DE ALUMÍNIO.....	62
3.0. ESTUDOS DE CASO NA AVIAÇÃO.....	65
3.1. ACIDENTE ALOHA VOO AL 243.....	65
3.1.1. Causas Possíveis.....	65
3.2. ACIDENTE AMERICAN SOUTHWEST AIRLINES (ASA) VOO 529.....	67

3.2.1.	Causas Possíveis.....	67
3.2.2.	Detalhes da Pá da Hélice da Aeronave Acidentada.....	67
4.0.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	71
4.1.	MATERIAL USADO NO TRABALHO.....	71
4.2.	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	73
4.2.1.	Tratamento Térmico de Recozimento.....	75
4.2.2.	Tratamento Térmico de Solubilização.....	76
4.2.2.1.	Processo de Têmpera da Liga.....	77
4.2.3.	Técnica <i>Uphill</i>	79
4.2.3.1.	Fase Criogênica.....	79
4.2.3.2.	Câmara de Vapor.....	80
4.2.3.3.	Caldeira à Vapor.....	82
4.2.3.4.	Cálculo da Velocidade do Vapor da Caldeira para o Processo <i>Uphill</i>	89
4.2.3.5.	Unidade do Sistema de Aquisição de Dados.....	90
4.2.3.6.	Otimização do Processo <i>Uphill</i>	91
4.2.3.7.	Ensaio Comparativo para Medição do Gradiente Térmico para o Processo <i>Uphill</i>	97
4.2.3.8.	Análise por Inspeção por Boroscópio para o Processo <i>Uphill</i>	98
4.2.4.	Tratamento Térmico de Envelhecimento.....	100
4.2.5.	Resumo dos Tratamentos Térmicos.....	101
4.3.	Ensaios.....	102
4.3.1.	Ensaios para Verificação do Tratamento Térmico.....	102
4.3.1.1.	Dureza.....	102
4.3.1.2.	Condutividade Elétrica.....	103
4.3.2.	Análise de Distorção.....	106
4.3.3.	ENSAIOS MECÂNICOS.....	108
4.3.3.1.	Tração.....	108
4.3.3.2.	Ensaio de Fadiga.....	110
4.3.4.	ENSAIOS DE CORROSÃO.....	116
4.3.4.1.	Ensaio de Corrosão Sob Tensão (SCC).....	116
4.3.4.2.	Ensaio de Corrosão Intergranular (IGC).....	130
5.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	135
5.1.	RESULTADOS DA OTIMIZAÇÃO DO PROCESSO <i>UPHILL</i>	135
5.1.1.	Utilização do Vapor para o Processo <i>Uphill</i>	135

5.1.1.1.	Características do Vapor Usado no Processo <i>Uphill</i>	135
5.1.2.	Resultados para a Análise Comparativa do Gradiente Térmico do Processo <i>Uphill</i>	136
5.1.2.1.	Análise do Processo <i>Uphill</i> com uso de Água Fervente.....	136
5.1.2.2.	Análise do Processo <i>Uphill</i> com Uso de Vapor Puro.....	138
5.1.2.3.	Análise do Processo <i>Uphill</i> com uso de Vapor Saturado Úmido.....	139
5.1.2.4.	Análise do Gradiente Térmico.....	141
5.1.3.	Análise por Inspeção por Imagem.....	143
5.2.	CURVAS DE RESFRIAMENTO.....	145
5.2.1.	Resultados e Discussão para as Curvas de Resfriamento.....	145
5.3.	ANÁLISE DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA PARA IDENTIFICAÇÃO DOS PRECIPITADOS.....	146
5.4.	ANÁLISE DOS PARÂMETROS PARA VERIFICAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA DE ALUMÍNIO.....	152
5.4.1	Resultados e Discussão Relacionadas à Medição de Dureza.....	152
5.4.2.	Resultados para Medição de Condutividade Elétrica.....	155
5.4.3.	Discussão dos Resultados para Medição de Condutividade Elétrica	155
5.5.	ANÁLISE DE DISTORÇÃO.....	161
5.5.1.	Resultados e Discussão para o Ensaio de Distorção.....	161
5.6.	ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS.....	163
5.6.1.	Resultados dos Ensaio de Tração.....	163
5.6.1.1.	Resultados das Propriedades Mecânicas do Ensaio de Tração.....	163
5.6.1.2.	Discussão sobre os Resultados para as Propriedades Mecânicas.....	166
5.6.1.3.	Análise Fractográfica do Ensaio de Tração.....	168
5.6.1.4.	Discussão da Forma de Ruptura o Ensaio de Tração.....	170
5.6.1.5.	Análise de Imagens das Amostras das Seções de Ruptura.....	171
5.6.2.	Resultados e Discussão para os Ensaio de Fadiga.....	172
5.6.2.1.	Comparação de Vida em Fadiga para Diversos Meios de Resfriamento.....	172
5.6.2.2.	Discussão dos Resultados do Ensaio de Fadiga para a Comparação com os Diversos Meios de Resfriamento.....	174
5.6.2.3.	Análise Fractográfica.....	174
5.6.2.4.	Discussão dos Resultados Fractográficos.....	180
5.6.2.5.	Resultados do Comparativo de Aproximação das Curvas de Ensaio de Fadiga.....	182
5.6.2.6.	Discussão sobre o Comparativo de Aproximação das Curvas de Ensaio.....	183
5.7.	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE CORROSÃO.....	184

5.7.1.	Ensaio de Corrosão sob Tensão.....	184
5.7.1.1.	Resultados e Discussão para os Ensaios de Corrosão sob Tensão em Flexão e Tração.....	184
5.7.1.2.	Análise para Detecção de Trincas Após o Ensaio de SCC.....	190
5.7.1.3.	Detecção do Cloro na Superfície do Material Ensaiado em Névoa.....	190
5.7.1.4.	Análise de Condutividade Elétrica.....	191
5.7.1.5.	Resultados para as Análises Metalográficas de Amostras de SCC em Flexão.....	194
5.7.1.6.	Resultados para as Análises Metalográficas de Amostras de SCC em Tração após 600 Horas de Ensaio.....	202
5.7.1.7.	Resultados e Discussão para a Análise de Corrosão por <i>Pitting</i> em Corpos de Prova Testados para Corrosão sob Tensão.....	204
5.7.2.	Resultados para o Ensaio de Corrosão Intergranular.....	207
5.7.2.1.	Discussão dos Resultados do Ensaio de Tensão Corrosão Intergranular.....	212
6.	PUBLICAÇÃO E TRABALHOS EM ANDAMENTO.....	219
6.1.	TRABALHOS PUBLICADOS EM EVENTOS.....	219
7.	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS.....	225
7.1	CONCLUSÕES.....	225
7.2.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	227
	REFERÊNCIAS.....	229
	ANEXO 1.....	245
	ANEXO 2.....	247
	ANEXO 3.....	249
	ANEXO 4.....	251

1. INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Ao longo de pouco mais de um século de aviação, os materiais aplicados alcançaram níveis de avanços tecnológicos muito elevados e o alumínio e suas ligas, desde que substituíram as estruturas de madeira no início da segunda década do século 20 (Campbell, 2006), têm contribuído muito para essa história, visto sua contínua aplicação nesse setor, mesmo após esse longo período de tempo.

Uma das limitações do alumínio e suas ligas é a vida em fadiga, e a forma como o material é processado pode influenciar na sua vida útil, aumentando ou encurtando esse período.

Avaliações com base na análise de tensões residuais, corrosão intergranular entre outros podem garantir uma melhoria de processo, resultando em aplicabilidade com maior segurança.

Em aplicações estruturais ocorrem solicitações de pressurização, despressurização e horas contínuas de voo, necessitando assim que o componente apresente bom desempenho durante todo o tempo de vida útil da aeronave. Nesse sentido, alguns pontos de análise são importantes:

- Projeto adequado de aplicação do material;
- Manutenção adequada;
- Correta operação da aeronave.

Fatores como propagação de trincas por fadiga, tipos de corrosão e concentradores de tensão devem ser monitorados e avaliados com relação às suas extensões, pois alguns tipos de acidentes e incidentes aeronáuticos têm ocorrido devido a descompressões explosivas em que parte da fuselagem do avião se rompe lançando assentos, passageiros para fora do mesmo e em outros casos, simplesmente os componentes se desprendem da aeronave podendo causar um acidente grave.

O aperfeiçoamento de materiais aplicados à aviação tem como grande objetivo a redução de peso e incremento de resistência, com o objetivo de aumentar a eficiência e segurança operacional.

Ligas de alumínio já grandemente reconhecidas como as séries 2XXX e 7XXX e novas ligas metálicas de alumínio têm sido desenvolvidas para atender esses requisitos estruturais.

Nessas ligas o tratamento térmico tem fundamental importância.

Neste contexto, este estudo propõe a análise do comportamento de ligas aeronáuticas 7075 sujeitas a esforços de tração e fadiga e tipos de exposições sujeitas à corrosão sob diferentes condições de tratamento térmico.

1.2. OBJETIVO

Este estudo propõe a aplicação de uma técnica pós têmpera conhecida por processo *uphill* que apesar de já existente há décadas, é pouco difundida tanto a nível de mercado e indústria, como na área científica. Dessa forma, como o processo tem a função de atenuar o efeito de tensões residuais, deverá atuar na redução dos problemas de distorção e aumento de vida em fadiga do material. A pesquisa tem como objetivo desenvolver mais linhas de pesquisa relacionadas a propriedades mecânicas com base nesse processo, além de otimizar o comportamento em ambientes sujeitos a corrosão intergranular e corrosão sob tensão e alternativas de otimização deste processo, colaborando para melhorar suas propriedades visando aumento de eficiência e segurança na aplicação.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. INTRODUÇÃO

O alumínio e suas ligas têm características específicas que resultam na grande aplicabilidade desses materiais em várias áreas, principalmente na indústria aeroespacial.

Projetistas de estruturas aeronáuticas buscam materiais leves que atendam requisitos como tenacidade e durabilidade, que sejam tolerantes ao dano como menor custo de produção (Cassada; Liu; Staley, 2002).

A Figura 1 apresenta as solicitações previstas no projeto de uma aeronave.

Figura 1 - Requisitos de projeto de uma aeronave. Fonte: Texto adaptado de Cunha, 2004; Foto da aeronave Embraer E195-E2 (Embraer, 2017).

Especialistas buscam materiais que também possam contribuir para maior capacidade de carga paga no transporte aéreo comercial (Adjorlo; Marceau, 2005). Dessa forma, as ligas de alumínio têm atendido estes requisitos há décadas.

Embora os materiais compósitos tenham ganhado espaço na constituição de uma aeronave, aproximadamente 90% dos pedidos são de aeronaves de estruturas metálicas.

Segundo Ingrid Jorg da Aleris International as aeronaves de um corredor ou de

fuselagem estreita (*narrowbodies*) continuarão a utilizar metais como estrutura primária em suas fuselagens por um longo período (Scott; Trompiz, 2013).

Os fabricantes aeronáuticos estão mais restritivos com o uso de compósitos nessa classe de aeronaves (Scott; Trompiz, 2013).

Para projetos aeronáuticos futuros é esperado que estruturas aeronáuticas sejam híbridas, ou seja, aeronaves tendem a ter em parte estruturas em ligas de alumínio, e em parte de compósitos, de acordo com Christophe Villemain-Group Constellium (Scott; Trompiz, 2013).

De acordo com Campbell (2006), as ligas de alumínio de alta resistência são e permanecerão como importantes materiais de estruturas de aeronaves, mesmo em aviões de combate, nos quais a composição das estruturas de materiais compósitos já alcança 20 a 30%, mas as ligas de alumínio possuem ainda porcentagem significativa.

Há uma discussão sobre a capacidade de análise de comportamento estrutural de materiais compósitos ao longo do tempo em aplicação estrutural de aeronaves (Arvai, 2010), levando em conta ciclos de operação e horas de voo que precisa ser comprovado ainda para ser seguro de fato.

Inspeções em estruturas em compósitos exigem, em caso de pousos forçados, análises por ensaios não destrutivos, enquanto que muitas avarias em estruturas em ligas de alumínio podem ser identificadas através de inspeções sem grandes complexidades (Arvai, 2010).

Os projetos atuais de algumas aeronaves de dois corredores ou de fuselagem larga (*widebodies*) levam em conta extensa aplicação de materiais compósitos como o Boeing 787 (Figura 2(e)) com 50% de sua estrutura base desses materiais para 20% em liga de alumínio (Aero, 2006).

A Figura 2 apresenta a relação dos principais tipos de materiais empregados em estruturas de aeronaves comerciais de passageiros em operação atualmente.

Figura 2 - Relação dos principais tipos de materiais empregados em estruturas de aeronaves comerciais de passageiros em operação. Fonte: Boeing Commercial Airplanes, Airbus Industrie, Bombardier Aerospace, AERO Magazine (2006) e Saha (2017).

Mesmo com o avanço em materiais compósitos em algumas aeronaves novas de dois corredores como o Boeing 787 e Airbus A350 (Figura 2(e- f)), o mercado de aviação de passageiros para essa classe de aviões continua forte com a utilização de aeronaves já bem-sucedidas com estrutura ainda na maior parte em ligas de alumínio.

A Tabela 1 mostra um comparativo entre ligas de alumínio e materiais compósitos.

Tabela 1 - Comparativo entre as ligas de alumínio e materiais compósitos.

COMPARATIVO ENTRE LIGAS DE ALUMÍNIO E MATERIAIS COMPÓSITOS APLICADOS NA AVIAÇÃO		
	Ligas de Alumínio	Materiais Compósitos
Propriedades Mecânicas	Boa resistência mecânica (série 7XXX) superior ao aço 1010 (resistência à tração de 605 MPa para 7178-T6) ¹ , tolerância ao dano (série 2XXX), alta tenacidade à fratura, módulo de elasticidade (3 x menor que o aço) ² .	Alta resistência mecânica sendo que para a fibra de carbono de alta resistência à tração e diâmetro da fibra de 8 µm chega a 3500 MPa e fibra de vidro também de alta resistência com diâmetro da fibra de 8-14 µm chega a 4600 MPa ³ .
Peso	Metal de baixo peso. A liga de alumínio-lítio é 7 a 10 % mais leve que as ligas de alumínio tradicionais devido à baixa densidade do lítio e chega a 2,55g/cm ³ para a liga 8090 ⁴ .	São estruturas mais leves sendo que a densidade para a fibra de aramida ³ chega 1,43 a 1,47 g/cm ³ . Mas dependendo do compósito, para se obter o mesmo nível de tolerância ao dano da liga de alumínio, necessita-se mais camadas inviabilizando-se a vantagem do peso segundo avaliou um fabricante ⁵ .
Temperatura de Operação	Devido ao baixo ponto de fusão do alumínio ⁶ , as temperaturas de trabalho se limitam a períodos curtos de 204 a 260°C [400 a 500°F] e períodos longos restritos de 121-149°C [250 a 300°F] dependendo da liga ⁷ . Uma liga 7075-T6 de de espessura menor que 50 mm pode perder 35% da sua resistência operando a 177°C ¹ .	Pode variar desde 100°C para o polietileno até em alguns casos mais de 2000°C [3632°F] para compósitos em fibra de carbono como o T800 ³ .
Corrosão	Ótima resistência para boa parte das ligas em diversos ambientes apesar de ser um material susceptível a corrosão ⁷ . O revestimento em Alclad protege o material da liga ¹ . A liga Al-Li é mais resistente que outras ligas de alumínio.	Não são sujeitos a corrosão. Apesar disso, muitos tipos de compósitos a base de polímeros reforçados por fibras podem absorver certos produtos químicos em volta do ambiente onde está solicitado e gerar tensões internas adversas no material ⁸ . Quando são usados em contato com metais como alumínio ou titânio, podem induzir corrosão galvânica em peças metálicas ⁸ .
Durabilidade	Já conhecida devido o longo tempo de aplicação das ligas de alumínio na aeronáutica em mais de 90 anos.	Será confirmada somente através do longo tempo de aplicação, horas de voo e ciclos de operação de aeronaves.
Inspeções	Tipos de danos estruturais mais fáceis de identificar e de reparar. Muitas vezes não requer análises tão complexas para sua identificação.	Danos equivalentes requerem análises por NDT. Danos podem ocorrer internamente na fibra de carbono e não serem visíveis externamente ⁵ .
Processo de Fabricação	Segue os tradicionais métodos já conhecidos e tecnologia mais acessível e de maior domínio. Material de fácil usinagem.	Técnicas construtivas intensivas e laboriosas. A automação pode auxiliar no processo de fabricação ⁹ . Exige novos processos de fabricação, domínio de tecnologia menos conhecidos e menos acessíveis. Equipamentos de produção de nova geração, e de custo elevado de tecnologia, sendo mais caros.
Custo	Material de baixo custo.	Material de alto custo.
Meio Ambiente	Material 100% reciclável.	A dificuldade de separar fibras de carbono das malhas de metal dificultam a reciclagem ou tornam impraticável ⁵ .
Segurança	Maior tolerância ao dano em impacto. Por ser menos rígido, absorve mais energia devido ao impacto em um acidente. Por possuir alta condutividade elétrica, possui menor susceptibilidade a danos por raios. Não é um material tóxico.	Possuem relativamente baixa tolerância ao impacto ⁸ . Por ser mais rígido, fadiga em um impacto separando fibras de carbono de resina. Possui susceptibilidade a danos por raios. Necessidade maior do uso de EPI's ao trabalhar com material devido reação tóxica ou infecções na pele ¹⁰ . Em caso de fogo, a toxicidade dos materiais e o potencial de fogo pode ser perigoso e é ainda alvo de discussão ⁵ .
Aplicação Atual na Aviação	Uso em aviões de um e dois corredores de forma extensa. Extensa aplicação na aviação militar.	Principalmente em alguns aviões de dois corredores mas limitada em aviões de um corredor. Mais abrangente em aviões militares de combate.

Fonte: ¹Kaufman (2002), ²Coppermetal (2016), ³Baker, Dutton e Kelly (2004), ⁴Joshi (2007), ⁵Arvai (2010), ⁶Askeland e Phulé (2004), ⁷Campbell (2006), ⁸Mallick (2008), ⁹Niu (1988), ¹⁰Delp, Bent e McKinkey (1987).

Com a aplicação de novas ligas de alumínio a fabricante aeroespacial norte-americana Boeing estima obter:

- 10% de redução de custo operacional;
- 12% de redução de consumo de combustível.

A Alcoa estima que o uso de ligas de Al-Li no novo Boeing 777 pode:

- Reduzir o peso de uma aeronave em 10%;
- Redução de custo de fabricação e reparo em 30% (Wilhelm, 2013).

A Embraer, fabricante aeronáutico brasileiro, lançou a nova geração dos seus bem-sucedidos jatos comerciais E-Jets de um corredor (Figura 1) com novos motores e para faixa de 70-120 passageiros. A estrutura básica da aeronave continua com grande parte em liga de alumínio, inclusive com uso de novas ligas.

Essa empresa assinou um acordo de longo prazo com a Alcoa Aerospace no valor de mais de US\$ 400 milhões para fornecimento de ligas de alumínio para revestimentos e reforços das asas e chapas para fuselagem desta nova família de jatos (Defesanet, 2016).

Isso demonstra a importância da inovação contínua, tanto em projetos de ligas de alumínio quanto em processamento das mesmas.

Informações contidas na Figura 3, mostram um histórico de aplicação de ligas de alumínio em estruturas aeronáuticas civis e militares.

Figura 3 - Início da aplicação de ligas de alumínio em revestimentos superiores das asas em aeronaves civis e militares ao longo do século XX. Fonte: Adaptação de Lukasak, 1991.

As indústrias de alumínio continuam investindo em novas ligas e aumentando suas linhas de produção para fornecimento aos fabricantes aeronáuticos (Barrington; Black, 2001), a despeito dos avanços dos materiais compósitos aplicados em aeronaves (Arvai, 2010).

Assim, ao longo de mais de 90 anos de aplicação dessas ligas na área aeronáutica, várias técnicas têm sido desenvolvidas por especialistas e metalúrgicos industriais para otimizar o tratamento térmico e se atingir níveis significativos de redução de tensão residual nesses materiais, com ganhos em desempenho de outras propriedades.

O processo *uphill* entra neste ciclo industrial como uma importante técnica para alcançar um melhor desempenho em tratamento térmico, tendo como alvo o alívio de tensões em peças complexas. Neste trabalho, são apresentados os conceitos de tensão residual associado ao tratamento térmico de ligas de alumínio, e suas implicações, a importância e a necessidade do processo *uphill* e sua inclusão nesse cenário de tratamento térmico mostrado.

2.2. ALUMÍNIO E LIGAS

O alumínio é, através de seu material base (bauxita), o segundo metal mais abundante na natureza. Como elemento químico, é o terceiro mais abundante no planeta, atrás somente do oxigênio e silício (Askeland; Phulé, 2008).

Foi descoberto em 1809 por Sir Humphrey Davy e isolado pela primeira vez por H.C. Oersted em 1825 (ABAL, 2003).

Em 1886, os cientistas Charles Martin Hall (EUA) e Paul Héroult (França) desenvolveram o procedimento eletrolítico para a redução do alumínio a partir da alumina, surgindo o processo Hall-Héroult.

O alumínio é o metal mais fabricado e utilizado entre os metais não ferrosos, sendo assim superado apenas pelo aço. É um material de baixo custo e de acessível obtenção e fabricação, sendo de domínio de diversos países. Possui baixa densidade, moderada resistência mecânica, alta condutividade elétrica e térmica, é um material não magnético e que fornece alta resistência à corrosão (Askeland, 1994).

A Tabela 2 apresenta as características do alumínio.

Tabela 2 - Características e propriedades gerais do alumínio.

PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO (>99,5%)	
Posição na Tabela Periódica	M.R. G.3A*
Número atômico	13
Peso atômico	26,98
Raio atômico	0,143 nm
Estrutura cristalina a 20°C	CFC
Densidade	2,71 g/cm ³
Índice de dureza Rockwell (HRB)	1
Tensão de escoamento	17 MPa
Tensão lim. de resist. à tração	45 MPa
Módulo de elasticidade	69 GPa
Alongamento	35%**
Coefficiente de poisson	0,33
Temperatura de fusão	655°C
Temperatura de recristalização	150°C
Temperatura de vaporização [atm.]	2494°C
Calor específico (0-100°C)	0,22 Cal./g°C
Condutividade térmica (25°C)	0,56 Cal./cm °C
Condutividade elétrica	62,0 % IACS
Resistividade elétrica	2,82x10 ⁻⁸ Ω.m
Comportamento magnético	Não magnético
Custo por quilograma	US\$ 1,32***
Coloração	Prateado

* Se refere a um Metal Representativo do Grupo 3A da Tabela Periódica.

**Se refere a metal base 1100-0 conforme Sverdlin (2003);

*** Custo com base em preços médios de 1998 a 2002.

Fonte: Tabela Periódica; Brick, Pense e Gordon (1977), Askeland e Phulé (2008), Coppermetal Aços e Metais (2009).

Uma das suas principais características é que possui alta relação resistência-peso, o que contribui para aplicação de suas ligas em estruturas aeronáuticas (Campbell, 2006).

Todas essas características colaboram para sua ótima inserção e permanência no mercado por décadas, além de ser 100% reciclável (Modern Marvels, 2017).

2.2.1. Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio foram desenvolvidas com o objetivo de aumentar a resistência mecânica do alumínio e ampliar o campo de aplicação desse material tão versátil em termos de usabilidade, mantendo-se outras propriedades como baixa densidade, alta condutividade térmica e elétrica e sem prejuízo significativo da resistência à corrosão comparado com o metal base.

Na Tabela 3 são apresentadas as ligas de alumínio desenvolvidas e seus elementos de liga constituintes principais.

Tabela 3 - Ligas de alumínio e seus elementos de liga constituintes.

ELEMENTOS DE LIGA PRINCIPAIS NA CONSTITUIÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO							
	Alumínio	Cobre	Manganês	Silício	Magnésio	Zinco	Outros
1XXX	X						
2XXX	X	X					
3XXX	X		X				
4XXX	X			X			
5XXX	X				X		
6XXX	X			X	X		
7XXX	X					X	
8XXX	X						X
9XXX	Não aplicável atualmente						

Fonte: Shackelford (2008) e U.S. Department of Transportation e Federal Aviation Administration (FAA), (1973).

2.2.2. Tratamento Térmico de Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio podem ser divididas em duas classes conforme Askeland (1994), Department of Defense (1998), U.S. Department of Transportation, FAA e Airman Testing Standards Branch (2008):

- Ligas forjadas – grupo de ligas de alumínio conformadas ou forjadas e que sofrem esforço em nível plástico para obtenção e acabamento.
- Ligas fundidas – obtidas do lingote após fusão do material;

Ambos os grupos de ligas de alumínio, tanto forjados como fundidos são classificados com 4 números conforme os exemplos a seguir:

3 X X . 0

7 X X X

Designação das ligas de alumínio para forjados e fundidos. Fonte: Campbell (2006), Department of Defense (1998), U.S. Department of Transportation, FAA e ATSB (2008).

Cada um dos grupos acima relacionados a ligas de alumínio podem ser classificados em duas categorias conforme mostrados na Tabela 4:

- Ligas de alumínio não tratadas termicamente;
- Ligas de alumínio tratadas termicamente;

Nas ligas de alumínio não tratáveis termicamente, o aumento de suas propriedades mecânicas se dá por meio de trabalho à frio, encruamento (U.S. Department of Transportation; FAA; Airman Testing Standards Branch, 2008);

Entre os exemplos temos a seguir:

- Ligas de alumínio series 1XXX e 3XXX – recozidas (O);
- Ligas de alumínio series 5XXX – encruadas (H) (Department of Defense, 1998, Herring, 2012).

Entre as ligas de alumínio tratadas termicamente, o aumento das propriedades mecânicas acontece pelos fenômenos de endurecimento por precipitação.

A Tabela 4 mostra os tipos de ligas de alumínio e a forma como são trabalhadas.

Tabela 4 - Tipos de ligas de alumínio e a forma como são trabalhadas.

CATEGORIAS DE LIGAS DE ALUMÍNIO				
Séries de Ligas Forjadas	Elementos Principais da Liga	Trabalho Mecânico	Tratados Termicamente	Não Tratados Termicamente
AA1XXX	Alumínio puro	X		X
AA2XXX	Cobre	X	X	
AA3XXX	Manganês	X		X
AA4XXX	Silício	Maioria	Não todos	
AA5XXX	Magnésio	X		X
AA6XXX	Magnésio-Silício	X	X	
AA7XXX	Zinco	X	X	
AA8XXX	Outros (Ferro, Lítio, Nióbio)	X	X	
Ligas Fundidas				
1XX.0	Alumínio puro			
2XX.0	Cobre		X	
3XX.0	Silício-Cobre/ Silício- Magnésio		Não todos	
4XX.0	Silício		Não todos	
5XX.0	Magnésio		Não todos	
6XX.0	Magnésio-Silício		Não aplicável	
7XX.0	Zinco		X	
8XX.0	Estanho		X	

Fonte: Adaptação de Davis (1993), Department of Defense (1998) e Campbell (2006).

Há uma nomenclatura especial para o tratamento térmico das ligas de alumínio. A Tabela 5 mostra essas denominações, que ainda podem sofrer subdivisões dentro

de cada uma dessas classificações, como pode ser visto nas Tabelas 6, 7 e 8.

Tabela 5 - Classificação básica das têmperas das ligas de alumínio.

Classificação das Têmperas de Ligas de Alumínio		
Terminologia	Significado	Descrição
F	Como fabricado	Para produtos obtidos em processo de formação sem qualquer controle especial relacionado ao tratamento térmico ou trabalho mecânico.
H	Encruado	Para produtos obtidos em processos de formação com aumento de resistência através de encruamento ou trabalho a frio, independente se passou por tratamento térmico adicional para reduzir a resistência.
O	Recozidos	Para produtos formados mecanicamente e que foram recozidos para diminuir a resistência e para produtos fundidos recozidos para se obter melhor estabilidade dimensional e ductilidade.
T	Tratados termicamente	Para produtos tratados termicamente que passam ou não por encruamento ou trabalho a frio com o objetivo de produzir têmperas estáveis que não sejam F, H, O.
W	Solubilizados	Condição de tempera instável após tratamento térmico de solubilização para ligas que sofrem um rápido envelhecimento a temperatura ambiente.

Fonte: Adaptação de Department of Defense (1998), ABAL (2003) e Hering (2012).

As Tabelas 6 a 8 apresentam as subdivisões mais comuns das têmperas básicas conforme a Tabela 5 anterior.

Tabela 6 – Subdivisão básica das têmperas “T” para ligas de alumínio.

CLASSIFICAÇÃO BÁSICA DAS TÊMPERAS "T"	
T1	Material que sofre resfriamento brusco após o processo de conformação a uma temperatura elevada e é envelhecido naturalmente para uma condição de elevada estabilidade. É usado para materiais que não passam por trabalho a frio após serem resfriados, após conformação a alta temperatura ou na situação em que uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas, despreza-se os efeitos do encruamento.
T2	Produto que sofre resfriamento de forma brusca após o processo de conformação a uma temperatura elevada, sendo trabalhado a frio e após é envelhecido naturalmente até uma condição de elevada estabilidade. É usado para materiais que são conformados a alta temperatura após passarem por resfriamento brusco e depois passam por trabalho a frio para aumento de resistência mecânica considerando-se o efeito do encruamento quando uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas.
T3	Material que passa por tratamento térmico de solubilização, a seguir é trabalhado a frio e então é envelhecido naturalmente para a condição de elevada estabilidade. É usado para materiais que passam por trabalho mecânico a frio para incremento de resistência mecânica após solubilização considerando-se o efeito do encruamento quando uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas.
T4	Material que passa por tratamento térmico de solubilização e a seguir é envelhecido naturalmente para a condição de elevada estabilidade. É usado para materiais que não passam por trabalho mecânico a frio após solubilização ou na situação em que uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas, despreza-se os efeitos do encruamento.
T5	Produto que sofre resfriamento brusco após passar por processo de conformação a alta temperatura e é envelhecido artificialmente. É usado para materiais que não passam por trabalho mecânico a frio após resfriamento brusco após conformação a alta temperatura ou na situação em que uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas, despreza-se os efeitos do encruamento.
T6	Material solubilizado seguido de envelhecimento artificial sem sofrer deformação plástica após solubilização, não sendo considerados efeitos de encruamento. Tipo de processo para material que não passa por trabalho mecânico após solubilização ou na situação em que uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas, despreza-se os efeitos do encruamento.
T7	Material que passa por tratamento térmico de solubilização e a seguir é super-envelhecido ou estabilizado. Processo que tem como objetivo uso produtos já solubilizados e envelhecidos artificialmente continuando o envelhecimento após obtenção de máxima resistência visando controle dimensional e prevenção do risco de desenvolvimento de corrosão sob tensão.
T8	Material que passa por tratamento térmico de solubilização, a seguir sofre trabalho mecânico a frio e em seguida é envelhecido artificialmente. O objetivo é o aumento de resistência mecânica considerando-se o efeito do encruamento quando uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas.
T9	Material que passa por tratamento térmico de solubilização, a seguir é envelhecido artificialmente e em seguida sofre trabalho mecânico a frio. Aplicado em material que sofre trabalho mecânico a frio visando aumentar a resistência mecânica após envelhecimento artificial.
T10	Produto que sofre resfriamento brusco após passar por processo de conformação a uma alta temperatura, a seguir é trabalhado a frio e finalmente é envelhecido artificialmente. Aplicado em material que sofre trabalho mecânico a frio visando aumento de resistência mecânica considerando-se o efeito do encruamento quando uma vez estabelecidos os limites para propriedades mecânicas.

Obs.: Dígitos exceto zero, podem ser adicionados à classificação TX da nomenclatura básica das têmperas para mostrar variação no tratamento térmico e por consequência mudanças nas características do produto. Fonte: Adaptação de Department of Defense (1998), Kaufman (2000) e ABAL (2003).

Tabela 7 - Subdivisão das têmperas “T” para ligas de alumínio por estiramento e/ ou compressão.

SUB-DIVISÕES PARA TÊMPERA “T”	
T42	Usado em peças que sofrem alívio de tensões por estiramento e compressão após a mesma ser solubilizada e envelhecida naturalmente a partir do estado recozido ou como e fabricado para a condição estável.
T52	Usado em peças que sofrem alívio de tensões apenas por compressão após solubilização ou resfriamento a partir de uma a alta temperatura por processo de conformação para produzir deformação permanente de 1 a 5%.
T54	Usado em peças obtidas por forjamento livre que sofrem alívio de tensão através de estiramento e novo forjamento a frio (compressão) na matriz de acabamento.
T62	Usado em peças que sofrem alívio de tensões por estiramento e compressão após a peça ser solubilizada e envelhecida artificialmente a partir do estado recozido ou como fabricado.

Obs.: As têmperas T42/ 62 podem ser usadas em materiais acabados e tratados termicamente independente da condição de tempera submetida quando o tratamento térmico gera propriedades mecânicas aplicáveis a estas têmperas.

Fonte: Adaptação de Department of Defense (1998), Kaufman (2000), ABAL (2003) e Herring (2012).

Tabela 8 - Subdivisão das têmperas “T” para ligas de alumínio para alívio de tensões por estiramento.

CLASSIFICAÇÃO DAS TÊMPERAS “T” PARA ALÍVIO DE TENSÕES	
T51	Alívio de tensões por estiramento. É empregado para placas, barras laminadas ou trabalhadas a frio e acabadas, anéis forjados e laminados quando estirados após tratamento térmico de solubilização ou resfriamento brusco após conformação a alta temperatura. Esses materiais não podem ser mais endireitados uma vez estirados. Chapas laminadas a frio: deformação permanente de 1,5 a 3%. Barras e vergalhões laminados a frio: deformação permanente de 1 a 3%. Anéis forjados ou laminados : deformação permanente de 1 a 5%.
T510	Alívio de tensões por estiramento. É empregado para barras, perfis, tubos extrudados e trefilados quando sofrem estiramento após tratamento térmico de solubilização ou resfriamento brusco após conformação a alta temperatura. Esses materiais não podem ser mais endireitados uma vez estirados. Barras, vergalhões, perfis e tubos extrudados: deformação permanente de 1 a 3%; tubos trefilados: deformação permanente de 1,5 a 3%.
T511	Alívio de tensões por estiramento. É empregado para barras, vergalhões, perfis, tubos extrudados e trefilados quando estirados após tratamento térmico de solubilização ou resfriamento brusco após conformação a alta temperatura. É possível que esses materiais sejam levemente endireitados após estiramento para atender tolerâncias definidas. Barras, vergalhões, perfis e tubos extrudados: deformação permanente de 1 a 3%; tubos trefilados: deformação permanente de 1,5 a 3%.

Fonte: Adaptação de Department of Defense (1998), ABAL (2003) e Herring (2012).

Assim, de acordo com Barrington e Black (2001), o desenvolvimento do tratamento térmico para alumínio e ligas tem o objetivo de aumentar as propriedades mecânicas fornecendo um equilíbrio entre elas adicionado a um melhor desempenho em relação à resistência à corrosão.

As ligas de alumínio são tratadas termicamente seguindo um processo que é dividido em duas fases principais: solubilização e envelhecimento.

2.2.2.1. Tratamento Térmico de Solubilização

Uma liga que foi submetida ao tratamento térmico de solubilização, foi aquecida e resfriada rapidamente com a finalidade de reter fases que são difundidas em solução sólida (Harris, 1988).

No tratamento térmico de solubilização, o aquecimento se dá em temperaturas que podem variar de 449 até 579°C conforme Department of Defense (1991), dependendo do tipo de liga de alumínio.

Os elementos de liga mais comuns nas ligas de alumínio são: cobre, zinco, silício, manganês e magnésio (Askeland; Phulé, 2008) e são dissolvidos na matriz de alumínio até um limite máximo. O zinco é o elemento soluto com maior solubilidade no alumínio, com um nível máximo de 66,4% (Hatch, 1984). A dissolução dos elementos de liga gera uma solução sólida supersaturada (sss) metaestável, ou seja, pode ainda evoluir a ponto de se obter maior estabilidade. Além disso, a solução sólida é rica em soluto o que gera aumento de resistência devido a dissolução desses elementos na liga (Higgins, 1983; Askeland, 1994; Asthana; Kumar; Dahotre, 2006).

A Figura 4 mostra um esquema de uma liga de alumínio após solubilização.

Figura 4 - Esquema da dissolução dos elementos de liga no alumínio após tratamento térmico de solubilização. Fonte: Adaptação de Hunt, 2000.

Na solubilização, a peça é mantida na temperatura adequada durante um tempo estabelecido chamado de *soaking time*¹ ou tempo de encharque.

A temperatura de solubilização é próxima da temperatura de fusão eutética sendo necessário haver um controle estreito da temperatura durante o tratamento (Mackenzie, 2005), sendo que a máxima temperatura de solubilização para a liga 7075 é de 499°C conforme American Society of Testing of Materials (ASTM) B918/ B918M-09 (2009b).

Nesta fase, não há praticamente influência de tensões residuais na microestrutura que seriam capazes de causar algum tipo de distorção (Keleshian et al., 2011).

A Figura 5 representa o diagrama de equilíbrio de fases parcial de uma liga de alumínio onde é apresentada a metalurgia do tratamento térmico (Harris, 1988) e são mostrados os limites médios de temperatura para os tratamentos térmicos de solubilização (6), recozimento (7) e envelhecimento ou endurecimento por

¹Esta expressão conhecida em inglês por *soaking time* se refere ao tempo que o material permanece em temperatura de solubilização. Tem como referência inicial para medição do tempo que o material alcança o valor mínimo do alcance de temperatura (U.S. Department of Transportation; FAA; Airman Testing Standards Branch, 2008).

precipitação (8).

Na Figura 5 é possível notar que o limite de solubilidade dos elementos de liga é praticamente nulo à temperatura ambiente e aumenta com a temperatura até um nível determinado, ou seja, a taxa de dissolução dos elementos de liga aumenta com o aumento da temperatura (Croucher, 1982a). Por exemplo para a liga hipotética em questão, o limite de solubilidade é de aproximadamente 5%. Este limite de solubilidade é alcançado à temperatura próxima à linha *solvus* ou correspondente à linha limite de solubilidade no estado sólido. A linha no gráfico acima da *solvus* é a chamada *liquidus*, onde o material já se encontra em estado fundido.

Figura 5 - Diagrama de equilíbrio de fases parcial de uma liga de alumínio hipotética.
Fonte: Adaptado de Harris, 1988.

Em muitas ligas de alumínio, a máxima dissolução dos elementos de liga ocorre logo abaixo da temperatura de fusão desses elementos de liga onde em geral se atinge níveis elevados de resistência e a qual corresponde a chamada faixa ou limite de temperatura eutética (Croucher, 1982a) e indicada na Figura 5 como (2). Assim, deve-se evitar ultrapassar essa temperatura durante a solubilização.

Dessa forma, o objetivo do tratamento térmico de solubilização é reter o máximo de elementos de liga ou maior quantidade possível de átomos do soluto na matriz de alumínio (solvente) durante um período suficiente, a fim de se obter máxima resistência nesta fase ainda que o material seja macio comparado a fase seguinte de tratamento térmico de envelhecimento. Além disso, durante o resfriamento, é necessário evitar a formação prematura de precipitados que podem comprometer negativamente as propriedades mecânicas após envelhecimento (Figura 5(5)), de

forma que esses precipitados venham a se desenvolver durante esta última fase do tratamento térmico, garantindo-se o ganho de propriedades esperadas. Isso ocorre a taxas adequadas de resfriamento após solubilização normalmente elevadas, que garantem a retenção dos elementos solutos na matriz à temperatura ambiente por meio da fase intermediária de têmpera a ser discutida a seguir.

As características para acomodação das peças no forno como mostrado em Society of Automotive Engineers (SAE) Aerospace Materials Specifications (AMS) 2770H (2006), contribuirão para um aquecimento homogêneo da peça, seguindo uma separação de 25,4 mm para peças de até 6,35 mm [1/4 pol.] de espessura, enquanto que peças mais espessas devem ser separadas de pelo menos 25,4 mm mais o correspondente a sua própria espessura. Já as peças mais espessas e mais complexas necessitarão mais espaço entre elas (SAE AMS 2770H, 2006).

2.2.2.2. Processo de Têmpera da Liga Metálica

A seguir, após a solubilização, o material é retirado rapidamente do forno e resfriado em banho de têmpera, com o objetivo de manter essa solução sólida supersaturada à temperatura ambiente (até o resfriamento a $\approx 25^{\circ}\text{C}$).

Esse tempo de transferência deve ser monitorado e deve-se garantir que não seja ultrapassado os tempos recomendados na Tabela 9, função da espessura do componente. Isso porque há ligas com grande tendência à formação de precipitados não endurecedores ou ligas sensíveis à têmpera (Lym; Shercliff, 1993). Para outras ligas não sensíveis à têmpera, o tempo de atraso é superior a 45 segundos (ASTM B918/ B918M-09, 2009b).

Tabela 9 - Tempo máximo de atraso para transferência da liga de alumínio do forno para o banho de têmpera de acordo com a espessura do material.

TEMPO MÁXIMO DE ATRASO PARA A REMOÇÃO DA PEÇA DO FORNO PARA TRANSFERÊNCIA PARA A TÊMPERA		
Espessura da peça		Tempo máximo de atraso [s]
mm	[pol.]	
$\leq 0,40$	[0,016]	5
0,41 até 0,784	[0,017 até 0,031]	7
0,784 até 2,286	[0,031 até 0,090]	10
$> 2,286$	[> que 0,090]	15

Fonte: Adaptação de SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b).

Uma vez mergulhada num fluido vaporizável, o processo de resfriamento ocorrerá pelos mecanismos descritos na Figura 6.

Figura 6 - Fases do processo de têmpera. Coeficiente de transferência de calor gerado em cada fase: Fase 1: 100 a 200 W/m².K; Fase 2: 10000 a 20000 W/m².K e Fase 3: 700 W/m².K. Fonte: Autor.

A Tabela 10 fornece os valores das taxas de resfriamento recomendadas para as respectivas espessuras, evitando-se com isso, a formação dos precipitados não endurecíveis.

Tabela 10 – Taxa de resfriamento para diversas espessuras de chapas de liga de alumínio ao longo do processo de têmpera.

TAXA DE RESFRIAMENTO PARA VÁRIAS ESPESSURAS EM LIGA DE ALUMÍNIO	
Espessura Nominal	Taxa de resfriamento
mm [pol.]	°C/s
1,6 [0,063]	482 a 982
6,35 [0,25]	116 a 182
25,4 [1]	10 a 24

Fonte: Adaptação de SAE AMS 3025B (2000).

Durante a têmpera, deve-se impedir a formação de precipitados nos contornos de grão, consequência de baixa taxa de resfriamento, conforme Figura 7(a), mantendo-se somente a solução sólida supersaturada à temperatura ambiente. Caso isto não ocorra, pode-se gerar uma não uniformidade da liga, com perda de propriedades e risco de corrosão intergranular.

Se a taxa de resfriamento for elevada, não ocorre formação de precipitados de elementos de ligas de alumínio nos contornos dos grãos (Figura 7(b)), retardando dessa forma a formação de precipitados nesta fase, o que contribuirá para o aumento de resistência do material na fase final de tratamento térmico ou envelhecimento.

Com resfriamento rápido, ocorre uma grande variação de temperatura. Isto ocorre principalmente, pois a superfície em contato direto com fluido de têmpera resfria mais rápido, enquanto ocorre um resfriamento mais lento na parte interna da peça.

Durante os estágios seguintes de resfriamento estes gradientes desaparecem, mas seus efeitos causam uma disposição desigual de tensões residuais (Croucher, 2009a).

Figura 7 - Ilustração de dois tipos de microestruturas de ligas de alumínio tratadas termicamente após têmpera: a. para baixa taxa de resfriamento (têmpera lenta); b. para alta taxa de resfriamento (têmpera rápida). Fonte: Autor.

O fato de o processo de difusão ser retardado, mantendo os elementos em solução sólida, contribui para alcançar melhores níveis de resistência, tenacidade e resistência à corrosão quando a liga for envelhecida (Simencio; Canale; Totten, 2011).

O resfriamento na têmpera pode ser conseguido com o uso de:

- Água fria, água quente, nitrogênio, óleos como polímeros, sal ou ao ar, entre outros tipos.

No caso da água, as taxas de resfriamento são particularmente sensíveis à temperatura do banho.

A Figura 8 traz um comparativo das taxas de resfriamento para diversas temperaturas de água usada como fluido de têmpera.

Figura 8 - Curvas de resfriamento em função da variação da temperatura da água para placa em liga de alumínio 7075 de 12,7 mm [1/2 pol.]. Fonte: Adaptado de Croucher (1982b).

Na fase de têmpera, a microestrutura da peça ou componente tratado está mais sujeito a sofrer com concentração de tensão ou a chamada tensão residual.

De acordo com Croucher (2011), quanto maior a espessura da peça, maior o nível de tensões presentes após têmpera. Um exemplo dessas peças são as de

liga de alumínio forjadas ou de formato complexo. Trabalhos mecânicos posteriores também contribuem para gerar tensões adicionais.

Em uma das suas pesquisas, Ko et al. (2013), mediram a temperatura em dois pontos distantes na mesma peça durante a têmpera em água e a diferença máxima alcançada foi de 124°C, e a presença desse gradiente térmico, causou elevada tensão residual na peça.

Pesquisas indicam que o tipo de fluido de têmpera pode influenciar no desempenho do material, sendo possível conseguir melhores resultados com soluções aquosas de polímeros do que com água ou outros tipos de fluidos de têmpera, relacionado com níveis de tensão residual e distorção (Blackwood; Mueller, 1983; Nicol et al., 1996; Simencio; Canale; Totten, 2011).

No caso das soluções de polímeros, os mais adequados para as ligas não ferrosas são os polialquileno glicóis (PAG), sendo que a sua concentração na solução poderá definir a presença de maior ou menor gradiente térmico e com isso, maior ou menor tensão residual.

Para a liga de alumínio 7075 por exemplo, uma das de maior aplicação em estruturas aeronáuticas, a concentração de polímero pode variar de 28 (Dow, 2005) até 34% (SAE AMS 2770H, 2006) dependendo do tipo de polímero e espessura do material.

Esses polímeros de têmpera de alumínio têm uma característica interessante: apresentam a chamada solubilidade inversa. Tornam-se insolúveis em água a partir de certa temperatura de aquecimento, sendo que dependendo do produto e do fabricante tal temperatura é de aproximadamente 74°C (Houghton, 2012), formando um filme superficial desenvolvendo assim, um modo particular de resfriamento. Após, quando o fluido é resfriado, volta a ser solúvel com a água.

Este filme isolante superficial é primordial para desenvolver a funcionalidade do fluido de têmpera por meio da solubilidade inversa (Singleton, 1968).

Este tipo de resfriamento superficial é um fenômeno chamado de “remolhamento explosivo” (Figura 9) e, para polímeros usados como fluido de têmpera ocorre à taxas de resfriamento mais elevadas e mais homogêneas garantindo baixos gradientes térmicos e baixos níveis de tensão residual e distorção (Kavalco et al., 2012).

Para essa situação, o mecanismo de remolhamento explosivo gerado pela têmpera em polímero de acordo com Totten, Bates e Jarvis (1989) reduz o

coeficiente de transferência de calor convectivo da superfície do material otimizando-se a uniformidade da temperatura entre a superfície e o núcleo ou centro da peça.

Figura 9 - Exemplo da ocorrência do fenômeno de remolhamento explosivo através do resfriamento de um metal aquecido com o uso de polímero de têmpera do tipo PAG. Fonte: Tensi, Stich e Totten (1995).

2.2.2.2.1. Taxa de resfriamento e tensão residual

Na aplicação das ligas de alumínio, as tensões residuais têm sido causa de grande preocupação durante os processos de tratamento térmico e fabricação de peças e componentes desse material, principalmente para o setor aeroespacial.

Um grande volume de peças e de componentes durante processo de fabricação, e durante a operação em aeronaves têm sido retrabalhados ou mesmo descartados devido a falhas associadas a tensões residuais, incluindo-se falhas devido a trincas por fadiga associadas a esse problema.

Considerando-se ligas de alumínio endurecidas por tratamento térmico como as séries 2XXX/ 4XXX/ 6XXX/ 7XXX e 8XXX, além de suas ligas fundidas (Department of Defense, 1998), de acordo com Croucher e Butler (1983), a têmpera é o estágio do tratamento térmico onde tensões residuais são desenvolvidas em grande intensidade.

Devido a um mais rápido resfriamento na superfície, ocorre contração gerando-se tensões compressivas na superfície da peça. Um resfriamento mais lento ocorre internamente na mesma peça gerando-se tensões trativas internamente como mostrado na Figura 10.

Assim, basicamente, tensões residuais são esforços que continuam em uma peça por exemplo, após eliminação de toda e qualquer carga aplicada no material (Neves; Oliveira; Braga; da Silva, 2014).

Figura 10 - Esquema das tensões trativas e compressivas desenvolvidas na peça.
Fonte: Autor.

Essas tensões correspondem a esforços internos no material resultantes de um desbalanceamento entre tensões compressivas e trativas na peça criadas durante o tratamento térmico (principalmente durante a têmpera), mas também pode ocorrer durante um processo mecânico como usinagem, por exemplo.

Elas são geradas na peça através de esforços mecânicos ou gradientes de temperatura durante o tratamento térmico e causam deformação plástica desigual (Croucher; Butler, 1983). A idéia principal para resolver este problema é partindo de uma região ou área do material em estado elástico, a mesma progredir para um estado plástico (Croucher, 1983a).

Para conseguir o alívio de tensões com elevação da temperatura, necessitar-se-ia de temperaturas muito altas para que a tensão de escoamento da liga caia a valores abaixo da tensão residual instalada. Neste caso, essas altas temperaturas provocariam excesso de envelhecimento, provocando uma redução da resistência mecânica do componente (Croucher, 2009a).

Quanto mais rápido for o resfriamento, ou maior a taxa de resfriamento, maior será a tendência de se formar tensão residual e, dessa forma, ocorrer distorção na peça posteriormente. Isto é resultado de maior gradiente térmico gerado (Qiu-cheng; Li-tao; Wei, 2005). Supondo que ocorra equilíbrio de tensões internas, sendo, tensões compressivas e trativas no mesmo nível, quando um componente ou peça do material passa por usinagem, a parte removida do material faz a peça perder o equilíbrio de tensões internas. A falta dessas tensões removidas durante este processo, faz com que a peça se mova para atingir novamente um novo estado de equilíbrio de tensões

(Croucher, 2009a).

Isto ocorre quando a tensão residual é diferente de zero, assim, a peça moverá ocorrendo distorção da mesma. Isto tudo cria uma instabilidade dimensional que influenciará em sua precisão dimensional (Dolan; Robinson, 2004).

Assim, devido à rápida ação da têmpera, que gera severos gradientes térmicos, elevado nível de tensões residuais é desenvolvido (Qiu-cheng; Li-tao; Wei, 2005), e que iniciam na primeira fase da têmpera, numerada como fase 1 do resfriamento (Figura 6) quando começa a formar o filme de vapor na superfície em volta da peça, sendo uma fase de baixa velocidade de resfriamento como visto no gráfico.

Na segunda fase, numerada como 2 da mesma Figura 6, inicia-se a transferência de vapor quando o resfriamento é muito rápido e ocorre formação e bolhas e alta taxa de transferência de calor devido a taxa de resfriamento ser muito alta. Assim, o processo de resfriamento principalmente nesta fase, afeta propriedades de dureza, ductilidade e tensões ou esforços internos que tendem a serem maiores.

Na última fase numerada como 3 da Figura 6, a velocidade de resfriamento volta a reduzir, diminuindo a formação e bolhas.

Uma das formas de se reduzir a tensão residual de peças ou componentes com formato simples ou mais simétrico é, através de trabalho mecânico, como estiramento ou ainda comprimindo o material (Croucher, 2009a), gerando deformação plástica (Robinson et al., 2012).

Por outro lado, para peças ou componentes de construção complexa não é possível se conseguir resultados satisfatórios com este processo. Assim, tensões residuais não podem ser aliviadas usando este método.

Mesmo na fase final de tratamento térmico da liga de alumínio chamada de envelhecimento, não ocorre decréscimo ou relaxação dos níveis de tensão residual conforme reportado por Tanner e Robinson (2008), Robinson et al. (2012), Robinson, Tanner e Truman (2014) e Robinson e Redington (2015).

Em geral, as peças e componentes de construção aeronáutica em ligas de alumínio como chapas finas possuem espessuras que vão de 0,4 a 2,43 mm mas grandes aeronaves podem ter peças com espessuras de 9 mm conforme U.S. Department of Transportation e FAA (2012) ou placas pesadas de 2,03 mm ou mais (Kroes et al., 2013). Em estruturas de asas de aviões de transporte a espessura pode chegar até 15,24 mm de espessura (Kroes et al., 2013).

A porcentagem média de tipos de peças em estruturas aeronáuticas é

apresentada conforme a Tabela 11.

Tabela 11 – Porcentagem de peças fabricadas em liga de alumínio de grandes e pequenas espessuras em aeronaves por fabricante.

PORCENTAGEM MÉDIA APROXIMADA DE FORMAS DE PEÇAS EM LIGA DE ALUMÍNIO EM AERONAVES DE TRANSPORTE DE GRANDE PORTE POR FABRICANTE		
Classificação das Formas de Peças	Porcentagem da Estrutura (%) ¹	Porcentagem da Estrutura (%) ²
Chapas de revestimento	39,1	24,4
Placas	30,2	20,0
Forjados ³	10,2	10
Extrudados ⁴	10,2	35,6
Outros	10,2	10

1. Se refere a porcentagem média para fabricantes aeronáuticos europeus;
2. Se refere a porcentagem média para fabricantes aeronáuticos norte-americanos.
3. Peças de maior complexidade e de tendência maior de geração de tensão residual após têmpera.

Fonte: Adaptação de Gregson (1995). Dados aproximados de acordo com gráficos da Figura 2.1 página 50.

A Figura 11 mostra os pontos de localização de grandes peças forjadas em liga de alumínio em uma aeronave comercial de grande porte.

Figura 11 – Localização e formas gerais de grandes peças forjadas em liga de alumínio na aeronave comercial de passageiros Mc Donnell Douglas (MDD) DC-10. Fonte: Adaptado de Turley e Gassner (1972).

Via de regra são também de geometria complexa, como mostrado na Figura 12

(a – e), potencializando o problema das tensões residuais.

Figura 12 - Exemplos de peças de construção complexa em liga de alumínio usadas em aeronaves. a. Janela lateral forjada em AA7050-T7452 (Fonte: Cunha, 2004); b. Componente de fixação do banjo do motor N°2 (central) em AA7075-T73 da aeronave MDD DC-10; c. Piso em viga em Al-Li forjado do Airbus A380 (Fonte: Airbus Industrie); d. Estrutura do pábrisa de um Boeing 747 (Fonte: <http://almtechgroup.com/ballistic-polycarbonate-forming>); e. Hélice forjada em liga de alumínio (Fonte: U.S. Department of Transportation; FAA, 2012).

Devido a temperatura de tratamento térmico, as ligas de alumínio não atingem redução de tensão residual durante a fase de envelhecimento, considerando que sua temperatura pode variar somente de 96 até 279°C (ASTM B918/ B918M-09, 2009b), sendo muito baixa para se conseguir algum efeito para alívio de tensões e assim, a influência do envelhecimento na redução da tensão residual é desprezível (Hill; Barker; Willey, 1959; Godlewski; Su; Pollock, 2013; Robinson; Redington, 2015).

Outras situações também como longas exposições até 50 horas não causam efeitos significativos relacionados à tensão residual devido a tensão de escoamento não sofrer considerável mudança ou redução (Orner; Kulin, 1964).

Assim, uma outra forma de se conseguir bons resultados com a redução de tensão residual em tratamento térmico de ligas de alumínio pode ser através da substituição de fluido de têmpera usual de água pela mistura de certa concentração de polímero com água com o objetivo de atenuar o gradiente de temperatura (Es-Said et al., 2007).

De qualquer forma, a efetividade de um bom polímero pode ser limitada em peças complexas que tendem a manter tensões residuais em pontos específicos que não são cobertos durante a têmpera.

2.2.2.3. Tratamento Térmico de Envelhecimento

Finalmente, na segunda fase do tratamento térmico das ligas de alumínio, a peça sofre o chamado envelhecimento ou endurecimento por precipitação, sendo que o nome desse tratamento térmico é devido o ganho de propriedades mecânicas com a geração de precipitados que ocorre com o tempo. A temperatura usada é menor que a de solubilização, podendo variar de 96 até 279°C (ASTM B918/ B918M-09, 2009b), dependendo do tipo de liga de alumínio e produto.

A peça é mantida a esta temperatura durante um período de tempo, estabilizada e após isso é tirada do forno e resfriada em água fria ou ao ar calmo.

O endurecimento por precipitação que ocorre a temperatura ambiente, sem nenhuma forma de aquecimento do material é considerado envelhecimento natural (T4 por exemplo), enquanto que a partir do momento que a liga recebe um aquecimento mínimo específico conforme citado anteriormente considera-se envelhecimento artificial (T6 por exemplo).

Para se evitar um envelhecimento natural de uma liga de alumínio, normalmente refrigera-se o material, caso seja necessário um tempo entre a têmpera e o envelhecimento artificial, o que é comum acontecer para diversas ligas de alumínio.

A diminuição da temperatura inibe a difusão, impedindo a precipitação.

A Figura 13 mostra as fases do tratamento térmico de ligas de alumínio, sendo solubilização (A) seguida de resfriamento ou têmpera (B) e finalmente o envelhecimento (C). Nesta figura é destacada a fase crítica da formação de tensão residual após solubilização (A) e durante a têmpera (B). A influência do envelhecimento (C) no gráfico relacionado à tensão residual é considerado desprezível (Hill; Barker; Willey, 1959; Godlewski; Su; Pollock, 2013; Robinson; Redington, 2015).

Figura 13 - Diagrama hipotético de fases de liga de alumínio usado durante o tratamento térmico de ligas de alumínio desde a solubilização até o envelhecimento. Fonte: Autor.

O processo de envelhecimento tem como objetivo o aumento de dureza e resistência mecânica. Conforme Askeland e Phulé (2008), a principal vantagem do endurecimento por precipitação está no incremento de limite de escoamento do material. Isso ocorre com a decomposição da solução sólida supersaturada produzindo partículas de precipitados, que são possíveis de se formar com os elementos de liga (Hunt, 2000). Aglomerados ou agrupamento de átomos de soluto formam núcleos para a chamada zona GP² (Hunt, 2000; Campbell, 2006) conforme Figura 14(B). Estes aglomerados são grupos de átomos que neste estágio são de difícil identificação. Nesta fase também começa a ocorrer um aumento de dureza e possuem características como estrias devido ao seu pequeno tamanho. A difusão de átomos adicionais do soluto para o núcleo forma a seguinte estrutura de transformação chamada de fase θ' conforme Figura 14(C), mais visível, causando o aumento em tamanho da fase precipitada. Ocorre uma disposição regular dos átomos e possui coerência com a matriz produzindo um aumento adicional de dureza.

Ao longo do processo de envelhecimento, ocorre mais difusão dos átomos do soluto, gerando o desenvolvimento de outras fases de menor coerência com a matriz.

A fase seguinte é chamada de θ' conforme Figura 14(C), e assim, tem orientação aleatória, sendo mais visível. Tanto para esta fase como as anteriores, a orientação específica mantém a coerência com a matriz de alumínio

² De acordo com Hunt (2000) e Campbell (2006), o acrônimo "GP" vem dos pesquisadores Guinier e Preston, e "Zona GP" é uma fase de envelhecimento onde ocorre formação de grupos de átomos do soluto que resulta em núcleos quando ocorre precipitação do metal de liga.

sendo fases maiores em tamanho.

No fim do processo de tratamento térmico, ocorre o último estágio ou formação da fase θ conforme Figura 14(D), que é incoerente com a matriz, sendo antes um composto intermetálico (Huda; Taib; Zaharinie, 2008).

Diferente das outras, esta última fase é maior em tamanho e pode-se visualizá-la em um microscópio óptico (Huda; Taib; Zaharinie, 2008). Nesta situação, a liga está superenvelhecida.

A dureza em mais alto nível é uma mistura das fases θ'' e θ' (Hunt, 2000) como mostrado na Figura 14 que apresenta as fases de envelhecimento onde é possível identificar os níveis de dureza através do tempo.

Na Figura 14, a fase de pico de envelhecimento (B) para a série 2XXX (liga Al-Cu), corresponde às fases θ'' e θ' e para a série 7XXX (liga Al-Zn) essa fase corresponde ao composto η' . Já a fase de superenvelhecimento (C) para a série 2XXX (liga Al-Cu), corresponde ao composto θ e para a série 7XXX (liga Al-Zn) essa fase corresponde ao composto η (Major, 2008).

Figura 14 - Variação de dureza de acordo com a zona GP e outras formações de fases durante o envelhecimento de ligas de alumínio. Fonte: Autor.

De acordo com Hunt (2000), a fonte de aumento da resistência através deste tratamento térmico vem da interação das discordâncias com essas pequenas partículas de precipitados durante a deformação.

O objetivo do processo de endurecimento por precipitação é se obter um nível máximo de resistência mecânica e dureza para atender os requisitos pré-estabelecidos.

Segundo Askeland e Phulé (2008), uma das limitações de aplicação de ligas de alumínio envelhecidas é a temperatura. Como as ligas de alumínio adquirem melhores propriedades mecânicas durante o envelhecimento por precipitação que ocorre em uma faixa de temperatura bem inferior à solubilização, temperaturas mais elevadas de aplicação podem gerar maior crescimento de precipitados. Esse

crescimento resulta em perda dessas propriedades e por fim solubilização da microestrutura, em caso de temperaturas mais elevadas acima da *solvus*, quando ocorrerá re-solubilização da segunda fase de precipitados na matriz provocando perda de dureza por difusão dos átomos do soluto. Outra situação é quando ocorre soldagem de ligas de alumínio envelhecidas. Na região da zona termicamente afetada (ZTA) formada por duas áreas distintas, uma é mais aquecida e pode sofrer re-solubilização. Com um resfriamento lento, essa região formará fase θ em regiões de contorno do grão, função da baixa velocidade de resfriamento, gerando também fragilidade do material. Em outra área menos aquecida que fica junto ao metal base sofrerá menor transferência de calor e pode, neste caso, sofrer super-envelhecimento (Askeland; Phulé, 2008).

2.2.3. Processamento Termo-Mecânico

Segundo Croucher (2009a), um processo é considerado termo-mecânico por ser um tratamento térmico envolvendo variação de temperatura no material e mecânico, pois o alívio de tensões residuais envolve deformação mecânica em nível plástico.

Assim, a técnica *uphill* é um exemplo de processo termo-mecânico aplicado a ligas de alumínio com o objetivo de aliviar ou eliminar tensões residuais devido à têmpera (Croucher, 2014).

Foi desenvolvida há quase 60 anos atrás por equipes de engenheiros metalúrgicos da ALCOA dos Estados Unidos (Hill; Barker; Willey, 1959).

Este processo é conhecido pelo termo em Inglês *deep freezing* ou *tri-cycle stress relieving* como apresentado por Totten, Webster e Bates (2003), “[...] assim como *cold stabilization*”. (Newton Heat Treatment).

O problema de tensão residual em peças forjadas de ligas de alumínio, por exemplo, tem gerado um grande número de peças não aprovadas aumentando os custos de produção, além de avarias durante operações (Axter, 1980). A técnica *uphill* é denominada como um processo termo-mecânico pois envolve tratamento térmico e a geração de alívio de tensões que ocorre por deformação plástica (Hill; Barker; Willey, 1959; Croucher, 2009a).

Informações até o final da década de 50 apresentam certas limitações relacionadas ao alívio de tensões usando este processo. Neste tempo, especialistas

da Alcoa pesquisaram em detalhes este processo e começaram a usar LN₂ e vapor para obtenção e resultados mais efetivos.

Sua eficiência é direcionada a gerar elevados níveis de gradientes térmicos capazes de desenvolver tensões residuais opostas às já existentes na peça antes do processo, ou seja, geradas durante a têmpera a partir da exposição da peça a um resfriamento à baixa temperatura e logo a seguir a um rápido aquecimento (Hill; Barker; Willey, 1959).

Este calor fornecido à peça pode vir a partir de vapor a alta velocidade para se obter o elevado gradiente térmico esperado.

As novas tensões opostas devem reagir de forma a cancelar as tensões residuais já presentes na peça devido à têmpera.

Apesar disso, a têmpera *uphill* não influencia nas propriedades mecânicas (Hill; Barker; Willey, 1959), por não envolver elevadas temperaturas. Assim é possível gerar resultados satisfatórios com gradientes de temperaturas a partir de níveis de vapor a certa temperatura.

Assim, a técnica *uphill*, basicamente, tem os seguintes objetivos:

- Desenvolver um gradiente térmico a partir de uma temperatura muito baixa até uma temperatura elevada;
- A temperatura não pode ser tão alta para não implicar em perda de propriedades;
- Esta variação de temperatura tem que ser capaz de gerar deformação em nível plástico (Hill; Barker; Willey, 1959).

2.2.3.1. Tratamento Térmico Convencional e Adição do Processo *Uphill*

Após o tratamento térmico de solubilização, a peça ou componente é temperado usando adequado fluido de têmpera como água ou polímero, por exemplo.

Como visto que a têmpera é uma fase crítica para a geração de tensão residual, um nível significativo de tensões trativas e compressivas aparecem durante este estágio. (Croucher, 2009a).

Especialistas em tratamento térmico têm investido tempo e pesquisas para desenvolver formas para se conseguir alívio de tensões sem implicação de redução de resistência mecânica ou comprometimento da estabilidade dimensional.

Por consequência, a idéia sobre o processo *uphill* é que este pode desenvolver tensões compressivas em estado plástico após ação térmica sobre tensões trativas resultantes da têmpera, tendo assim, tensões compressivas como absolutas. Para

isso, a tensão de escoamento deve ser reduzida permitindo ser criado um novo estado de tensões residuais devido ao aumento de temperatura, (Lim et al., 2014) e que seja mais elevado em estado plástico (Croucher, 2009a), então é possível que o alívio de tensões ocorra.

Conforme Croucher (2011), o fenômeno de alívio de tensões residuais por esse processo termo-mecânico ocorre pela repentina mudança de temperatura do estado criogênico a $-196,5^{\circ}\text{C}$ ou muito frio para a temperatura de vapor a aproximadamente 100°C que causa reversão das áreas de compressão diferenciais da peça conforme a Figura 15(4). Esses esforços internos que causam desbalanceamento de tensões são desenvolvidos na peça durante a têmpera (Figura 15(1-3)). O choque térmico violento que corresponde a um significativo gradiente térmico na peça, é responsável por gerar uma expansão diferencial elevada entre a camada externa da peça (superfície), que está comprimida e a camada interna (núcleo), o qual está em regime trativo, contribuindo para o alívio de tensões de forma efetiva.

A Figura 15 apresenta um esquema do processo de formação e tensão residual seguido de processo termo-mecânico (*uphill*) para alívio de tensões.

Figura 15 – Processo de formação da tensão residual em uma peça, seguido do alívio de tensões por meio do processo uphill. Fonte: Autor. (Texto adaptado de Lados; Apelian; Wang, 2010 (1,2,3); Croucher, 2009a, 2011(4)).

Assim, a técnica *uphill* basicamente consiste nas seguintes fases (Croucher, 1983, 2009b):

I- Logo após têmpera, a peça segue para um resfriamento em ambiente criogênico como, por exemplo, em nitrogênio líquido (LN₂)³ a -196,5°C ou armazenamento em caixa de gelo a temperatura de -17,8°C, por exemplo, para evitar algum risco de precipitação, seguindo as orientações conforme Tabela 12.

Tabela 12 - Tempo máximo de atraso entre a têmpera e resfriamento da peça e período máximo em refrigeração.

TEMPO DE ATRASO MÁXIMO APÓS TÊMPERA PARA RESFRIAMENTO DA PEÇA E PERÍODO MÁXIMO EM REFRIGERAÇÃO				
Liga de alumínio série	Atraso máximo [min.]	Tempo de armazenamento máximo em refrigeração [dias]		
		-12°C [10°F]	-18°C [0°F]	-23°C [-10°F]
2XXX	15	1	30	90
Outras séries	30	7	30	90

Fonte: Adaptado de SAE AMS 2770H (2006).

O propósito desse resfriamento é permitir que a peça alcance estabilidade ou homogeneização da temperatura.

Os efeitos de precipitação podem ser eliminados em ligas série 7XXX mantendo-se a temperaturas abaixo de -40°C enquanto que a refrigeração à temperaturas mais elevadas não evita a ocorrência de geração de precipitação devido ao envelhecimento natural que ainda pode ocorrer conforme Mackenzie (2005).

II- Logo a seguir, a peça é transferida para uma câmara de vapor;

III- Então a têmpera *uphill* é concluída com o uso de vapor com alta velocidade na câmara de vapor, levando alguns segundos dependendo da espessura do material para manter as propriedades mecânicas obtidas com o tratamento térmico e com menos concentração de tensão residual;

IV- A temperatura pode ser medida dentro e fora da câmara de vapor e direto na peça com o intuito de monitorar a variação de temperatura e obter um gradiente térmico;

A medição de tensão residual pode ser realizada logo após concluído o

³Nitrogênio Líquido é um gás e líquido extremamente frio e inerte sob pressão podendo causar queimaduras graves e congelamento. É um gás não inflamável e que em elevadas concentrações pode causar asfixia, pois pode deslocar ar do ambiente. É produzido industrialmente em grandes quantidades por destilação fracionada do ar líquido, sendo comum o uso da abreviação LN₂. É o nitrogênio puro em estado líquido. A pressões atmosféricas (69 kPa), o nitrogênio líquido ferve a 77K (-195,80°C), sendo um fluido criogênico. (Fonte: White Martins, 2013).

processo *uphill*;

V – A seguir, a peça vai para o último estágio do tratamento térmico quando ocorre o tratamento de envelhecimento da liga de alumínio. (Croucher, 2014).

Esta fase causa precipitação dos elementos de liga em solução sólida resultando em um aumento da resistência mecânica e dureza da liga até um nível máximo.

O processo tradicional de tratamento térmico das ligas de alumínio é apresentado na Figura 16.

Figura 16 - Processo de tratamento térmico convencional de ligas de alumínio. Fonte: Autor.

A Figura 17 apresenta a inclusão do processo *uphill*.

Figura 17 - Tratamento térmico de ligas de alumínio usando o processo *uphill* em destaque. Fonte: Autor.

2.2.3.2. Comparação dos Processos de Têmpera *Uphill* e Têmpera Criogênica

Um erro comum tem sido considerar a têmpera *uphill* equivalente a têmpera criogênica (resfriamento) usualmente em LN₂. No caso o LN₂ é frequentemente usado, mas podemos citar outros fluidos criogênicos conforme Chiaverini (1996) como argônio, hidrogênio, hélio, e oxigênio que também podem ser utilizados. Entretanto, a têmpera *uphill* e a têmpera criogênica são processos fundamentalmente diferentes. A seção anterior apresentou uma visão geral das duas etapas constituintes do processo de têmpera *uphill*, que é formada de um resfriamento criogênico seguido de aquecimento por vapor a alta velocidade.

Após o processo de têmpera *uphill* ser completado, a peça é então envelhecida para alcançar endurecimento por precipitação.

A têmpera criogênica de ligas de alumínio, também conhecida em inglês como *cryoquenching* (Siewert, 1967) é constituída de uma única etapa imediatamente após o tratamento térmico de solubilização e é usualmente aplicada usando-se LN₂ para reduzir tensão residual (Croucher, 2014), quando o componente sai do forno e é imediatamente imerso no banho a baixíssima temperatura.

Após a têmpera criogênica, o componente é então envelhecido. Não há um processo com vapor intermediário durante o tratamento térmico. A Figura 18 ilustra esquematicamente um processo criogênico.

A têmpera *uphill* é um processo mais antigo e foi primeiramente reportado durante o período da década de 1930 (Lados; Apelian; Wang, 2010) e finalmente desenvolvido dentro de um processo comercial no período da década de 1950 (Croucher, 1983a), enquanto que a têmpera criogênica de ligas de alumínio foi desenvolvida durante a década de 1960 (Siewert, 1967).

Figura 18 - Tratamento térmico de ligas de alumínio usando-se têmpera criogênica (*cryoquenching*). Fonte: Autor.

Um fato interessante deste processo é que, esperava-se que o resfriamento do alumínio quente em LN_2 seria bem rápido, mas na verdade não é isto que ocorre, devido a formação de um filme de vapor estável e uniforme em torno da peça (Croucher, 2014). A têmpera criogênica tem sido usada para produzir baixa distorção relativamente à têmpera convencional em água ou soluções aquosas de polímeros (Sckhatme; Kamath, 1968). Devido à baixa distorção alcançada com o resfriamento criogênico comparado com a têmpera convencional, este processo tem uma aplicação importante na produção de espelhos para aplicação no espaço (Zewari; Barthelmy; Ohi, 2005).

O resfriamento criogênico tem sido apresentado como um tipo de têmpera que apresenta bons resultados para chapas finas, até 5 mm, de ligas 6061 e 2024 enquanto gera excelentes propriedades mecânicas com baixa distorção e tensão residual se comparado com a têmpera em água. Isto ocorre, pois, a primeira gera um filme de vapor mais estável em torno da peça ou componente durante a fase de resfriamento (L'yushko; Bedarev, 1968; Croucher, 2014). Espessuras maiores que 5 mm, resultaram em perdas de propriedades mecânicas. Além disso, a análise microestrutural de materiais temperados criogenicamente mostra uma microestrutura uniforme sem as indesejáveis fases secundárias dissolvidas.

Em um estudo usando corpos de prova em anéis em C em liga de duralumínio D16AM aplicados na marinha (Figura 19), sendo um tipo de liga de alumínio de origem russa, e com 5 mm de espessura, a distorção e deformação produzidas pela água fria, água fervente e LN_2 foram comparadas. Os resultados mostrados na Tabela 13

indicam que a distorção foi menor para têmpera em LN₂ (L'yushko; Bedarev, 1968).

Figura 19 – Anel em “C” em liga de duralumínio D16AM de 5 mm de espessura.
Fonte: L'yushko e Bedarev (1968).

Tabela 13 – Comparativo dos níveis de distorção e deformação para diferentes têmperas para corpos de prova em anel de aplicação naval tipo C de liga de alumínio aeroespacial russa D16AM1.

COMPARATIVO DOS NÍVEIS DE DISTORÇÃO E DEFORMAÇÃO PARA DIFERENTES FLUIDOS DE TÊMPERA					
Parâmetros	Unidades	Fluido de Têmpera			
		Água	Água	Nitrogênio	Ar
Temperatura do Processo	°C [°F]	20 [68]	90 [194]	-196,5 [-321,7]	Ambiente
Distorção Mínima ¹	mm	0,145	0,1	0,025	0,015
Distorção Máxima ¹	mm	0,5	0,33	0,1	0,06
Deformação ¹	Kgf/cm ²	45	44	42,5	22,5

1. Valores aproximados de acordo com o gráfico original.

2. Liga Duralumínio D16AM é uma liga de alumínio aeroespacial russa com uma composição nominal de: alumínio (94%); cobre (4%); magnésio (1%). Pequenas quantidades de manganês e silício podem estar presentes.

Fonte: Adaptação de L'yushko e Bedarev (1968).

Na referência de Gogte et al. (2014), foi reportado um “tratamento criogênico” (CT) intermediário entre a têmpera e o processo de envelhecimento. A rugosidade dos componentes da liga 6061 se tornou significativamente maior relativo ao tipo de têmpera convencional à temperatura ambiente. Após 18 a 21 horas em tratamento à temperaturas criogênicas, foi percebido um aumento significativo na dureza e uma melhora na rugosidade da superfície, e acabamento após usinagem, o qual foi associado a presença de precipitados mais refinados (Gogte et al., 2014). As

conclusões deste estudo são mostradas a seguir:

1. Tratamento criogênico a -185°C por 18 a 21 horas entre têmpera e envelhecimento em grau T6 produziu uma dureza aproximadamente 3 vezes maior do que quando o tratamento criogênico não havia sido realizado.
2. Variações em condutividade elétrica indicam diferenças no comportamento de precipitação secundária induzida pelo tratamento criogênico o qual é dependente do tempo.
3. Tratamento criogênico melhora a rugosidade da superfície após usinagem comparativamente ao processo convencional sem banho criogênico.

Um outro estudo referente ao tratamento térmico, incluindo têmpera *uphill* e envelhecimento foi realizado por Ko et al. (2013), denominado de *Cryogenic Heat Treatment* (CHT). Neste estudo, a tensão residual de um cilindro em liga de alumínio 6061 foi medido após:

1. Têmpera em água seguido de envelhecimento em condição T6;
2. Têmpera em água seguido de processo *uphill* e sem envelhecimento;
3. Têmpera em água, processo *uphill* e seguido de envelhecimento em condição T6 (CHT).

Entretanto, neste trabalho, o processo *uphill* envolveu o uso de água fervente e não vapor. As tensões residuais compressivas foram reduzidas em 40% quando usando-se o processo *uphill* e chegou a 65% após o uso de *uphill* seguido de envelhecimento conforme mostrado na Tabela 14. Na Tabela 15 é mostrado o aumento em dureza obtido pelo processo *uphill* seguido de envelhecimento com relação ao processo de têmpera convencional em água.

Tabela 14 - Comparativo de alívio de tensões entre o processo *uphill* e CHT usando-se têmpera em água para liga de alumínio 6061.

ALÍVIO MÁXIMO DE TENSÃO COMPRESSIVA A PARTIR DE TÊMPERA EM ÁGUA		
Tipo de Processo	Processo	Tratamento Térmico Criogênico (CHT)
Térmico	"Uphill"	("Uphill" + Envelhecimento Artificial)
Redução de Tensão Residual [%]	40	65

Fonte: Adaptação de Ko et al. (2013).

Tabela 15 - Comparativo de dureza de acordo com os vários tipos de tratamentos térmicos para a liga de alumínio 6061.

DUREZA CONFORME OS TIPOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS				
Tipos de Trat. Térmico	Têmpera em água	Envelhecimento T6	Têmpera “Uphill”	Tratamento Térmico (CHT)
Dureza (HV)	81,6	116,4	84,4	126

Fonte: Adaptação de Ko et al. (2013).

2.2.3.3. Discussão Relacionada ao Processo *Uphill*

Uma das questões levantadas sobre a têmpera *uphill* é direcionada à espessura do componente de liga de alumínio na qual é possível obter um significativo alívio de tensão residual. Peças com até 6,35 mm [1/4"], normalmente apresentam baixo gradiente de temperatura entre a parte central da peça e sua superfície. Então, na maioria das situações, isto mostra que peças de pequena espessura normalmente não costumam apresentar considerável tensão residual (Croucher, 2014). Para peças mais espessas, quando as mesmas sofrem têmpera, ocorre um elevado gradiente de temperatura, que gera como resultado uma considerável tensão residual, tornando interessante a aplicação deste processo termo-mecânico.

A Figura 20 mostra a relação do gradiente de temperatura e a taxa de alívio de tensão residual.

Figura 20 - Taxa de alívio de tensão residual em relação ao gradiente de temperatura. Fonte: Adaptação de Pellman, Kilhefner e Baxter (1989).

Nas Figuras 21 e 22 são apresentados os níveis de tensões tratativas e compressivas para peças de ligas de alumínio série 7075 para espessuras de 12,7 mm [1/2 pol.] na Figura 21 e de 50,8 mm [2 pol.] na Figura 22, para o tratamento térmico convencional usando têmpera em água fria, água quente e tratamento térmico usando o processo *uphill*.

Figura 21 - Níveis de tensões compressivas (C) e tratativas (T) para peças de espessura de 12,7 mm [1/2 pol.] de liga de alumínio 7075. Fonte: Adaptação de Hill, Barker e Willey (1959).

Figura 22 - Níveis de tensões compressivas (C) e tratativas (T) para peças de espessura de 50,8 mm [2,0 pol.] de liga de alumínio 7075. Fonte: Adaptação de Hill, Barker e Willey (1959).

Outro ponto de discussão é se realmente seria interessante o uso do processo *uphill*, a partir do tratamento térmico de envelhecimento. Se haveria algum nível considerável de redução dos níveis de tensão residual. No trabalho reportado por Benett (1959), por meio de exames de raio-x, foi possível um alívio de tensões residuais da ordem de 25 a 40% com amostras de ligas de alumínio envelhecidas que tinham em sua composição certa porcentagem de cobre.

De acordo com Hill, Barker e Willey (1959), os laboratórios de pesquisa da Alcoa conduziram algumas análises de ligas de alumínio envelhecidas artificialmente para descobrir quais seriam os resultados com relação à relaxação de tensão residual. As amostras mostraram uma redução da tensão residual e superficial entre 15% a 40% e uma redução de 20% ao longo da espessura.

Já com o processo *uphill*, aplicado antes do envelhecimento, é possível alcançar um alívio de tensões de 80% ou mais em relação ao método convencional. Assim, os resultados de relaxação de tensão residual, após envelhecimento, tornam-se desprezíveis. Além disso, de acordo com Hill, Barker e Willey (1959), com este importante processo de têmpera, que proporciona elevado gradiente térmico e deformação mecânica, agrega alívio de tensões residuais superiores e significativos comparado com o que pode ser alcançado com envelhecimento natural ou artificial.

Croucher (2009a), afirma que as temperaturas máximas possíveis atingidas para ligas de alumínio em tratamento térmico de envelhecimento são baixas a ponto de não conseguir diminuir os níveis de tensão de escoamento.

Assim, o envelhecimento não consegue levar a microestrutura da peça a progredir para um regime plástico, mantendo tensão residual em níveis elevados. Para deformações que agem apenas para reduzir níveis de tensão de escoamento, assim como temperaturas elevadas de envelhecimento, em ambas as situações não são suficientes para efetivamente reduzir a resistência ao escoamento com o objetivo de alcançar um alto grau de alívio de tensões.

A Figura 23 mostra que o longo tempo em envelhecimento à alta temperatura, tende a reduzir a tensão de escoamento final da peça à temperatura ambiente. Por outro lado, a tensão de escoamento não é grandemente afetada. Se no caso uma baixa temperatura de envelhecimento for usada, dessa forma, a microestrutura interna mesmo envelhecida, progride para um estado plástico, e com isso, então não ocorre relaxação da tensão residual (Croucher, 2009a).

Já para o envelhecimento a altas temperaturas, mesmo para um curto tempo,

provoca uma significativa queda no nível de tensão de escoamento. Assim, embora a peça consiga entrar no regime plástico, há o risco de formação de precipitados e, por consequência, decréscimo nos valores de tensão de escoamento (Croucher, 2009a).

Baseado nessa informação, devido à tmpera, ideal realizar o processo *uphill* logo depois desta fase, ou de acordo com Lados, Apelian e Wang (2010), at aproximadamente 30 minutos aps a mesma, devido a microestrutura da pea estar com baixa tenso de escoamento, o que uma situao ideal para o efeito da ao do processo *uphill*.

Figura 23 - Influncia do tempo em tratamento trmico de envelhecimento na reduo da tenso de escoamento da liga de alumnio.

Fonte: Adaptao de Orner e Kulin (1964).

Por outro lado, sabendo-se que o processo *uphill* eficiente para peas espessas, pode-se dizer sobre peas forjadas que aps passarem por este processo termo-mecnico (*uphill*), tendem a sofrer estiramento mecnico quando ocorre sobreposio de tenses sobre tenses induzidas que foram geradas durante o processo *uphill* e que contribuem para um estado de equilbrio de tenses.

Assim, mesmo que a pea tenha que passar por trabalho mecnico como estiramento, conforme exposto por Hill, Barker e Willey (1959), com o processo termo-mecnico de *uphill*, fabricantes que trabalham com peas forjadas tm observado baixo nvel de problemas como empenamento ou outros relacionados com usinagem posterior para a mesma pea.

Os mesmos autores mostram em seu trabalho que, a peça tratada termicamente com o processo *uphill* comparada a outra com a mesma especificação, mas apenas tratada termicamente e que sofreu trabalho à frio para alívio de tensões, tiveram resultados parecidos de queda nos níveis de tensão residual a ponto de serem próximas ou mesmo iguais para ambos os casos.

Em seu trabalho, Lim et al. (2014) mostraram que um tubo de liga de alumínio 6061 usinado, que após alívio de tensões com o uso da técnica *uphill*, teve a sua precisão dimensional aumentada e com baixa distorção, enquanto que, para a situação usando apenas têmpera em água antes do envelhecimento, foram percebidos após usinagem muitos problemas de distorção.

Sobre tensão residual em peças forjadas, Qiu-cheng, Li-tao e Wei (2005), em sua pesquisa usaram uma outra nova opção de processo *uphill* para um anteparo estrutural de fuselagem de aeronave com liga de alumínio 7050 com 70 mm de espessura e de complexa construção. Esta mesma peça após resfriada em LN₂ a -196,5°C segue para o próximo estágio do processo *uphill*, só que ao invés da peça ser transferida para uma câmara de vapor convencional com vapor aquecido a alta velocidade, a peça foi mergulhada em um fluido de têmpera classificado como QCW-01 com o objetivo de alcançar homogeneização a alta temperatura [150°C] e permaneceu neste banho durante aproximadamente 15 minutos, quando então foi resfriada até a temperatura ambiente. Os autores puderam mostrar que foi possível obter até 71% de redução de tensão residual após este processo *uphill*, e em seguida, realizar com esta mesma peça tratada termicamente, operação de usinagem com 30% de redução no tempo, gerando redução de custos, pois não houve necessidade de remoção significativa de material, uma vez que a peça se encontrava plana, ou seja, sem distorção.

Tubos temperados em água testados por Lim et al. (2014) foram usados para o processo *uphill* tanto em água quente como em vapor aquecido a alta velocidade. Foi observado que não ocorreu um significativo decréscimo de tensão residual compressiva. Já quando se usando o processo *uphill*, foi possível obter significativa redução de tensão residual usando-se água fervente e melhores resultados ainda foram observados com rajada de vapor aquecido. Todas as medições foram realizadas antes e depois do tratamento térmico de envelhecimento, mostrando que com o processo *uphill* é possível reduzir os níveis de tensão residual, mesmo após o envelhecimento, como mostrado na Figura 24.

Figura 24 - Comparativo da tensão residual compressiva no eixo Z após alguns tipos de tratamentos térmicos. Fonte: Adaptação de Lim et al. (2014)

É esperado que o uso de gás hélio possa fornecer resultados um pouco melhores do que LN₂ relacionados com o aumento de resistência (Kaufman; Bogardus; Wanderer, 1968; Kaufman, 2002) e ser possível atingir algumas vantagens (Willey, 1958). Isto pode ocorrer devido um maior gradiente térmico que é possível gerar após a rajada de vapor a alta velocidade na câmara para a peça que estaria a menor temperatura antes, ou seja, -268,93°C.

De acordo com Kaufman, Bogardus e Wanderer (1968) e Kaufman (2002), em média, as resistências das ligas de alumínio aumentam significativamente na faixa de temperaturas de -73,4°C a -252,78°C mas ocorre pouca variação para temperaturas mais baixas.

Em seu trabalho, Pellman, Kilhefner e Baxter (1989), fazendo uso do conceito do processo *uphill*, substituiu o vapor convencional a alta velocidade por um fluido a base de flúor e carbono e líquido chamado *perfluormetildecalin* com características inertes e estável a 400°C. Seus testes indicaram o alívio de tensões foi superior a 90% conforme a Tabela 16. Todos esses testes foram possíveis devido a capacidade desse fluido gerar elevado diferencial de temperatura sendo superior ao processo *uphill* convencional baseado no vapor a alta velocidade. Este gradiente de temperatura chega a alcançar até 252,8°C, excedendo assim o mais elevado gradiente térmico alcançado antes de 188,4°C como mostrado na Tabela 16.

2.2.3.4. Vantagens do Processo *Uphill*

Entre as vantagens da técnica *uphill*, pode-se salientar:

- Este processo gera tensões de reação oposta gerando um equilíbrio dos esforços internos, diminuindo o efeito de tensões trativas, reduzindo-se tensões residuais;
- Ocorre redução da corrosão intergranular (IGC), bem como de corrosão sob tensão (SCC), devido ser um processo rápido, mantendo uma grande vantagem da têmpera: não permitir alteração da microestrutura, não formar precipitados evitando-se corrosão.

Na Tabela 16 mostra-se os resultados dos testes com a técnica *uphill* com alguns métodos usando baixas temperaturas e aquecimento e os resultados obtidos com alívio de tensões.

Tabela 16 – Resultados comparativos usando diversos métodos com a técnica *uphill*.

ANÁLISE COMPARATIVA DOS MÉTODOS USADOS PARA O PROCESSO “UPHILL”			
Método usado	Temperatura de resfriamento °C [°F]	ΔT °C [°F]	Alívio de tensões residuais
Nitrogênio líquido, perfluorometildecalin com vapor a alta velocidade	-195,6 [-320]	252,8 [487]	>90%
Nitrogênio líquido e vapor a alta velocidade	-195,6 [-320]	188,4 [371]	82%
Uso de gelo seco com vapor a alta velocidade	-37,8 [-100]	103,9 [219]	48%
Nitrogênio líquido e água fervente	-195,6 [-320]	43,4 [110]	19%
Uso de gelo seco e água fervente	-37,8 [-100]	43,4 [110]	19%

Fonte: Adaptação de Hill, Barker e Willey (1959) e Pellman, Kilhefner e Baxter (1989).

Analisando-se os resultados da Tabela 16 e de acordo com Lados, Apelian e Wang (2010), o processo *uphill* pode gerar significativo nível de tensões residuais opostas baseado no maior gradiente de temperatura. No caso um gradiente térmico (ΔT) de 252°C gerou redução de mais de 90% das tensões residuais.

Entretanto, em seu trabalho, Simencio, Canale e Totten (2011) apresentam como desvantagem primária da têmpera *uphill* o fato do processo ser relativamente caro e de difícil realização.

O resfriamento à temperaturas inferiores ao do LN₂ [-196,5°C] não mostrou vantagens em termos de maior redução das tensões (Hill; Barker; Willey, 1959). Ainda de acordo com os mesmos pesquisadores, comparando o resfriamento em LN₂ com

gelo seco a $-73,4^{\circ}\text{C}$ e reaquecimento através do mergulho da peça em água fervendo, ambos apresentaram o mesmo resultado com relação à redução e tensão residual, mas ambos inferiores aos resultados usando vapor à alta velocidade.

Se o operador usar água quente como fluido de têmpera, quando for implementado o processo *uphill*, a transferência da peça para o LN_2 deve ser lenta para evitar o desenvolvimento da tensão residual como explica Lados, Apelian e Wang (2010). A rápida transferência para o fluido criogênico pode causar um rápido resfriamento e por consequência tensões residuais adicionais.

Na utilização do vapor aquecido, o projeto de uma câmara de vapor precisa atender a peça específica que será tratada que deverá receber o calor do vapor uniformemente em toda a sua extensão. Dependendo da peça e espessura, a área de seção de teste da câmara precisa ser maior, aumentando o custo de produção.

A configuração dos bocais é complexa devido a necessidade de atingir a peça como um todo de forma homogênea. Esta pode ser uma limitação dos resultados do processo (Pellman; Kilhefner; Baxter, 1989).

Para a montagem, implantação, e teste, dependendo da quantidade de peças, a técnica *uphill* é um processo que precisa de tempo elevado para ser desenvolvido (Pellman; Kilhefner; Baxter, 1989).

Para peças com espessuras abaixo de 6,35 mm, o processo não se mostrou interessante, com pouca redução de tensão residual, ou não significativa, devido ao baixo gradiente de temperatura gerado. De acordo com Croucher (2014), a espessura mínima interessante para a aplicação da têmpera *uphill* seria de 25 a 38 mm onde tende a ocorrer um alto gradiente de temperatura. Esta técnica não é usada para alívio de tensões de chapas ou placas.

- *Uphill* pode não atingir resultados interessantes em peças com baixa tensão residual ou para aquelas que foram temperadas em água quente, (Totten; Webster; Bates, 2003) na faixa de 60 até 71°C ;

De acordo com Croucher (2009a), este processo não é efetivo também com relação ao alívio de tensões em processos de soldagem ou usinagem.

Há uma recomendação importante para a utilização da técnica *uphill*. O tempo de atraso de têmpera superior a 3 horas pode influenciar na redução do alívio de tensão residual da peça. Para evitar este problema, dependendo das características do material da peça é necessário mantê-la em refrigeração.

Qiu-cheng, Li-tao e Wei (2005) destacam que quando o vapor é usado como

aquecedor em nível médio, é difícil aquecer uniformemente toda a superfície de uma peça complexa.

Da mesma forma, o uso de água em ebulição é possível alcançar apenas aproximadamente 20% da efetividade de alívio de tensão residual.

Finalmente, o processo *uphill* continua sendo uma técnica pouco explorada e não aplicada convencionalmente na indústria de tratamento térmico. Provavelmente há uma relação com a limitação do controle do processo, com aplicação satisfatória para determinados tipos de geometria de peças e tamanhos do qual esses resultados são totalmente dependentes.

De qualquer forma, devido sua eficiência comprovada para peças de grande espessura, determinados componentes aeronáuticos como por exemplo estruturas de empenagem, longarinas, cavernas, estruturas de raiz da asa pode-se utilizar o processo *uphill* com grande eficiência, onde a têmpera através de água ou o uso de polímeros sintéticos (PAG's) não são suficientes para aliviar tensões residuais, além da própria limitação devido aplicação em peças de geometrias complexas.

Determinadas ligas de alumínio como a 7050, são motivo de preocupação dos tratadores térmicos do setor aeroespacial, devido à dificuldade de obtenção de alívio de tensões residuais usando meios convencionais de têmpera como citados anteriormente, quando devido a espessura das peças forjadas, polímeros para têmpera já não são eficientes para alívio de tensões. Neste caso, o processo *uphill* torna-se uma opção efetiva para a obtenção de resultados otimizados de alívio de tensões.

2.2.3.5. Exemplos de Aplicação Industrial da Técnica *Uphill*

Apesar da Alcoa através de seus engenheiros metalúrgicos ter sido a responsável pelo desenvolvimento da técnica *uphill* há mais de 50 anos, acabou abandonando o uso da mesma devido este processo não ser mais de interesse de negócios da empresa (Croucher, 2011).

Apesar disso, a empresa de consultoria Tom Croucher Metallurgical Services to the Heat Treatment Industry percebeu com esse processo, uma forma de conciliar e integrar o processo *uphill* com seus sistemas de análise técnica já usados com o objetivo de eliminar problemas de tensão residual.

“[...] Empresas de consultoria como Newton Heat Treatment tem usado a técnica de têmpera *uphill* para diversas empresas líderes no setor aeroespacial

envolvidas com tratamento térmico em boa parte do território norte americano há anos.” (Newton Heat Treatment).

Um dos grandes fabricantes aeroespaciais tem percebido a grande importância da eliminação de distorção no processo de fabricação de seus componentes de ligas de alumínio e todas suas peças forjadas de alta resistência são processadas usando-se o processo *uphill* (Croucher, 2011).

A fabricante de helicópteros Bell aplica o processo *uphill* para componentes de liga de alumínio de alta resistência usados em partes do rotor e tem reportado um aumento da vida de operação de peças e componentes.

A fabricante aeroespacial Boeing Company tem aplicado o processo *uphill* na divisão de helicópteros, e dessa forma, muitos componentes de liga de alumínio de alta resistência são processados usando essa técnica no tratamento térmico (Croucher, 2011).

Uma empresa de tratamento térmico de ligas de alumínio para a indústria aeronáutica na Califórnia, EUA, estava tendo problemas de distorção de peças e estruturas forjadas das ligas série 7050 após tratamento térmico e durante a usinagem, por não conseguir aliviar tensões residuais geradas durante a têmpera, mesmo com o uso de polímero específico para esse processo. Houve interesse da direção da empresa em conhecer o processo de têmpera *uphill* para reduzir problemas de empenamento dessas peças. Um dos diretores chegou a entrar em contato com esse objetivo⁴, função também dos “papers” já publicados gerados no desenvolvimento desta tese.

2.3. PROBLEMAS DE CORROSÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

A corrosão é a deterioração em geral do metal através de ataque químico ou eletroquímico que pode ser superficial ou internamente a nível de estrutura (US. Department of Transportation; FAA, 1973). O ataque químico ou eletroquímico do material tem influência do meio ambiente e pode ocorrer estando sujeito a carregamento mecânico ou não (Gentil, 2003). É a transformação do metal no seu óxido sob influência das condições do ambiente.

A Figura 25 apresenta um esquema do processo de corrosão em um metal.

Figura 25 – Esquema da transformação química da corrosão. Fonte: Autor

Água ou vapor de água combinado com ambiente salino e oxigênio da atmosfera podem catalisar a ação de ataque no metal, muito comum em operações de aeronaves em regiões marítimas e em baixas altitudes.

Em metais como alumínio e suas ligas a aparência do ataque corrosivo é semelhante a um pó cinzento, ocorre decapagem da pintura, aspereza da superfície e pequenos pontos de cavidades ou *pitting*.

2.3.1. Tipos de Corrosão

Conforme relata U.S. Department of Transportation e FAA (2008), há pelo menos 3 tipos de ataques corrosivos em alumínio e ligas:

- *Pitting*;
- Corrosão sob tensão;
- Corrosão intergranular,

sendo que a corrosão no alumínio é em geral mais eficientemente tratada comparada com outros tipos de metais estruturais em aeronaves (U.S. Department of Transportation; FAA, 1973, 2008).

Esses tipos de corrosão são considerados como formas de corrosão localizada.

2.3.1.1. Corrosão Localizada

2.3.1.1.1. Corrosão galvânica

Corrosão galvânica ocorre quando dois metais diferentes estão unidos e expostos a um eletrólito, por exemplo sais com água (Rudolph, 1961).

O contato de metais diferentes com alto potencial elétrico irá gerar corrosão galvânica de forma mais efetiva, enquanto há metais que podem ter contato sem problemas de gerar um par galvânico conforme a Tabela 17.

Na Tabela 17 pode-se verificar que, o magnésio é um metal altamente reativo e não deve ficar em contato direto com nenhum elemento químico sem proteção (U.S.

Department of Transportation; FAA, 1973).

Em ligas de alumínio soldadas, a corrosão galvânica pode ser gerada devido a diferença de potencial entre a zona fundida devido aquecimento da solda e a composição do metal base (Wahid et al., 1993; Krysiak, 1987).

Tabela 17 - Contato entre metais diferentes em que resultará em corrosão eletrolítica (em escuro).

<div style="border: 1px solid black; padding: 5px; display: inline-block;"> METAIS EM CONTATO </div>													
	Liga de Alumínio	Banho de Cádmio	Banho de Zinco	Aço Carbono e Ligas	Chumbo	Revestimento de Estanho	Cobre e Ligas	Níquel e Ligas	Titânio e Ligas	Banho de Cromo	Aço resistente à Corrosão	Ligas de Magnésio	
Liga de Alumínio													
Banho de Cádmio													
Banho de Zinco													
Aço Carbono e Ligas													
Chumbo													
Revestimento de Estanho													
Cobre e Ligas													
Níquel e Ligas													
Titânio e Ligas													
Banho de Cromo													
Aço resistente à Corrosão													
Ligas de Magnésio													

Fonte: Adaptação de U.S. Department of Transportation e FAA (1973).

2.3.1.1.2. Corrosão por *Pitting*

Pitting é a forma de ataque corrosivo pontual e é consequência do rompimento da camada fina de filme de óxido passivo que protege o material do ambiente corrosivo, como é o caso das ligas de alumínio. Assim, os *pits*, são gerados por meio da concentração de células galvânicas localizadas, resultado da variação em composição da solução em contato com o material de liga. Ocorrem quando a combinação do material e solução alcança um potencial eletroquímico além do valor crítico. Ele age como meio anódico com relação a superfície catódica adjacente que é relativamente grande (Cross; Olson; Liu, 2003).

2.3.1.1.3. Corrosão intergranular (IGC)

Na corrosão intergranular, muito comum em aços inoxidáveis e ligas de alumínio, ocorre ataque intergranular ou intercristalino, nos contornos do grão (Rudolph, 1961) sendo uma corrosão seletiva dos contornos de grãos adjacentes, sem ataque apreciável dos grãos (U.S. Department of Transportation; FAA, 2008).

Os contornos de grãos e o interior dos grãos podem reagir uns com os outros como um ânodo e um cátodo, como os dois pólos de uma bateria quando em contato com

um eletrólito (meio propício). Assim, uma corrosão seletiva rápida no contorno do grão pode ocorrer.

Em ligas de alumínio, a IGC é gerada a partir da presença de células galvânicas entre microconstituintes presentes nos contornos dos grãos.

Um exemplo disso, ocorre nas ligas da série 2XXX, onde os precipitados no contorno do grão CuAl_2 são catódicos em relação a zona livre de precipitados (ZLP) com baixo nível de cobre. Quando expostos a um eletrólito, a ZLP começa a corroer.

No caso das ligas série 7XXX, os precipitados no contorno do grão são do tipo MgZn_2 , que são anódicos com relação à sua adjacente ZLP. Quando expostos a um eletrólito, os precipitados MgZn_2 no contorno do grão irão corroer. Se a presença dos precipitados for contínua, o material da liga tem sensibilidade e, os contornos dos grãos são susceptíveis à corrosão. Em peças soldadas da série 7XXX, têm-se percebido que as zonas termicamente afetadas (ZTA) são também susceptíveis a esse problema (Cross; Olson; Liu, 2003).

Há maior susceptibilidade de geração de corrosão intergranular com a têmpera mais lenta após solubilização, tendendo a formar precipitados no contorno dos grãos (Shackelford, 2008) que irão contribuir para a redução de propriedades mecânicas como a dureza e já não vão poder contribuir para a geração de precipitados endurecedores durante a fase do tratamento térmico de envelhecimento.

A Figura 26 mostra a precipitação grosseira de θ em função da baixa velocidade de resfriamento a partir da temperatura de solubilização.

Figura 26 - Formação de precipitados grosseiros θ nos contornos dos grãos após resfriamento lento de uma microestrutura de uma liga de alumínio

hipotética. Fonte: Adaptação de Shackelford, 2008.

Essa precipitação se dá preferencialmente em contorno de grão.

A Figura 27 mostra regiões deterioradas pela ação da IGC em uma liga de alumínio da série 6XXX.

Figura 27 - Formação de corrosão intergranular em uma liga série 6xxx circulas em vermelho. Fonte: Adaptação de Svenningsen et al., 2006a.

É um tipo de corrosão difícil de ser detectado em estágios iniciais, podendo ser identificado por meio de ensaios não destrutivos como de “Eddy Current” (U.S. Department of Transportation; FAA, 1973) ou exame de seção transversal de amostras sobre microscópio óptico.

Como a maior susceptibilidade da IGC é função da velocidade de têmpera mais lenta, poder-se-ia evitar o problema, usando-se têmpera com taxas maiores. Mas isso também pode gerar tensões residuais (Svenningsen et al., 2006a).

Assim, para atenuar o efeito das tensões residuais após têmpera pode-se aplicar deformações plásticas compressivas após têmpera e antes do envelhecimento (Escobar et al., 2002). Isso é feito em ligas série 7050.

Em ligas série 6XXX, muito conhecidas por ter alta resistência à corrosão, os fatores que podem introduzir susceptibilidade à corrosão intergranular são: quantidade de silício em excesso, presença de cobre, tratamentos termomecânicos e também com tratamento térmico de envelhecimento principalmente quando ocorre pico de dureza conforme Svenningsen et al. (2006a).

Há um risco de corrosão intergranular devido, por exemplo, a têmpera por pulverização, onde a aplicação em chapas sem proteção são proibidas devido ao grande risco de seu surgimento. Neste caso, o melhor seria o uso de chapas do tipo “Alclad”.

2.3.1.1.4. Corrosão por exfoliação:

A corrosão por exfoliação é uma consequência da corrosão intergranular, sendo uma perda de uniformidade na estrutura da liga, gerando um tipo de estufamento da parte interna do metal que fica evidente na superfície do mesmo (Figura 28), podendo ficar com a área interna exposta e descamada em flocos, consequência da delaminação, cuja causa é a pressão dos resíduos da corrosão em torno do grão, a medida que são formados (U.S. Department of Transportation; FAA, 2008).

A área exposta evidencia a porção dos contornos do grão que podem reagir quimicamente com a porção mais interna do metal funcionando como um ânodo e cátodo em contato com um meio condutor eletrolítico desencadeando a corrosão conforme Rudolph (1961).

Peças estruturais fabricadas por extrusão como longarinas são susceptíveis a este tipo de ataque de corrosão (U.S. Department of Transportation; FAA, 2008).

Para resolver o problema de corrosão por exfoliação da liga 7075-T6, a Alcoa criou a têmpera T76 que conforme SAE AMS 2770H (2006), é obtida através de duas opções de tratamento de envelhecimento com duas fases cada uma. Na primeira opção considerada preferencial, a peça é tratada a 107°C entre 6 a 8 horas e em seguida aquecida a 163°C entre 16 a 18 horas. Na segunda opção, alternativa, a peça é tratada a 121°C entre 4 a 6 horas e em seguida aquecida a 177°C entre 5 a 7 horas. Os detalhes do tratamento térmico para têmpera T76 são mostrados na Tabela 18. De qualquer forma, a resistência mecânica em T76 ainda é inferior se comparada com a têmpera T6 (Kaufman, 2002).

Figura 28 - Corrosão por exfoliação, consequência de ataque intergranular.

Fonte: U.S. Department of Transportation e FAA (2008).

Tabela 18 - Parâmetros usados para o tratamento térmico de envelhecimento em ligas de alumínio 7075 para algumas têmperas.

DADOS PARA O TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 7075 PARA FOLHAS E CHAPAS CONFORME SAE (2006)					
Equipamento	Temperatura		Período		Têmpera
	1ª Fase	2ª Fase	1ª Fase	2ª Fase	T
	°C [°F]	°C [°F]	Horas	Horas	
Forno	121 [250]		23 a 25		(T6)
	107 [225]	163 [325]	6 a 7	26 a 28	(T73)
	107 [225]	163 [325]	6 a 7	16 a 18	(T76)

Fonte: SAE AMS 3025B (2000) e AMS 2770H (2006).

2.3.1.1.5. Corrosão sob tensão (SCC):

De acordo com Gemelli (2001), a corrosão sob tensão é uma fissuração provocada pela corrosão associada a tensões residuais ou tensões externas constantes, sendo um fenômeno pontual no componente, com perda de material pequena e difícil de prever.

A corrosão sob tensão ocorre como o resultado do efeito combinado de cargas de tensão residual e meio ambiente corrosivo.

De acordo com Gregson (1995), este mecanismo de falha através de corrosão ocorre nos contornos de grão e é normalmente atribuído à alta dissolução anódica localizada nas regiões no contorno dos grãos ou fragilização associada com entrada de átomos de hidrogênio em pontos dos contornos do grão onde a difusão é rápida.

SCC gera trinca com ponta anódica e normalmente apresenta produtos da corrosão ao longo da fratura (Cross; Olson; Liu, 2003).

A SCC pode ser transgranular ou intergranular, sendo esta última mais comum.

Trincas típicas de corrosão sob tensão são encontradas em muitos tipos de metal. Entretanto, é particularmente característico do alumínio, cobre e certos tipos de aço inoxidável, e dos aços de alta resistência. Geralmente, ocorre ao longo de trechos trabalhados à frio (laminados à frio, extrudados à frio, etc.).

Conforme Sverdlin (2003), ligas de alumínio podem estar sujeitas a SCC quando estão atuando em ambientes em condições específicas. SCC requer três meios combinados para iniciar o processo de corrosão:

- meio corrosivo;

- susceptibilidade da microestrutura;
- tensões tratativas.

São suscetíveis a este problema, componentes como balancins de liga de alumínio com buchas deslizantes prensadas neles, suporte do amortecedor do trem de pouso com acionamento e travamento por parafuso engraxado, juntas ou emendas travadas com pinos "clevis", prendedores retráteis, etc.

Tanto tensões internas que surgem por meio de processos de conformação mecânica (laminação, trefilação, extrusão, tratamentos térmicos entre outras) como tensões externas resultantes de condições de trabalho influenciam na geração de SCC.

A SCC em um metal é causada por efeitos simultâneos de tensões e corrosão, sendo semelhante a corrosão intergranular, que geralmente atinge o contorno do grão, mas se diferencia por estar próximo à linha direta através da estrutura do metal, se manifestando como uma trinca, não sendo necessariamente acompanhada por corrosão (Rudolph, 1961). Normalmente é reconhecida somente quando surge a trinca, sendo muito tarde para um reparo e normalmente a peça tem que ser substituída.

Considera-se a SCC como um processo de nucleação e propagação, onde ocorre a ruptura do filme de proteção ou são geradas condições de reação eletroquímica suficientes para que a formação de trincas venha a gerar condições de propagação conforme Brown (1972).

A Figura 29 apresenta as etapas para a ocorrência de SCC.

Figura 29 - Sequência de eventos da esquerda para a direita em um corpo de prova liso que sofre trinca por corrosão sob tensão. Fonte: Adaptação de Brown, 1972.

As micrografias de uma liga de alumínio da série 7XXX, apresentando SCC são vistas nas Figuras 30 (a) e (b).

Figura 30- Corrosão sob tensão em ligas de alumínio 7075. A. Carregamento em flexão; b. Carregamento em tração. Fonte: Autor

Adições de elementos de liga podem ter um efeito catalisador no comportamento da SCC, influenciando na formação do filme de proteção, condição metalúrgica, impacto eletroquímico e estado químico de tensões.

Com relação à fatores metalúrgicos, tanto a tensão de escoamento como os efeitos do tamanho do grão podem afetar o comportamento da SCC, dependendo do tipo de liga e ambiente onde a propagação de trincas prossegue ao longo de trajetórias intergranulares.

Condições mecânicas de tensão são considerações fundamentais para que ocorra SCC, baseando-se em aplicações em engenharia estrutural, complexidade das mesmas e cargas aplicadas, modos de tensão em cisalhamento e tração em que tensões resultantes aumentam a concentração de tensões locais e, segundo Lisagor (2005), as falhas se manifestarão por fadiga, fragilização ou interação de ambas que contribuem para a redução da resistência à fratura.

Assim condições resultantes da soma das ações de tensões de tração e do meio corrosivo, regiões tensionadas que vão funcionar como ânodos, provocarão com o tempo, o surgimento de microfissuras que podem acarretar num rompimento brusco da peça ou componente antes de se perceber o problema.

De acordo com Lisagor (2005), a SCC produz 3 estágios:

- estágio I: iniciação;
- estágio II: crescimento e
- estágio III: falha ou processo rápido de falha, sendo que o estágio II apresenta um período longo onde a taxa de crescimento da trinca independe da intensidade de tensão observada ou de tensão local associada.

Segundo Gemelli (2001), 5 fatores são importantes para a corrosão sob tensão:

1. Tensões: tanto tensões internas que surgem por meio de processos de conformação mecânica (laminação, trefilação, extrusão, tratamentos térmicos entre outras) como tensões externas resultantes de condições de trabalho influenciam na geração de SCC, sendo que baixas tensões a partir de 50% do limite de elasticidade do material podem provocar SCC.

2. Meio corrosivo – material: é influenciado para o surgimento de SCC através da composição química do material e o meio envolvido, como por exemplo, as ligas de alumínio endurecidas por precipitação são mais sensíveis à corrosão sob tensão em soluções que contenham íons de alogênio, que são altamente oxidantes, como por exemplo, o cloreto de sódio (NaCl). Essa corrosão normalmente se manifesta através de uma fissura intergranular e segundo o autor, a precipitação de compostos intermetálicos contendo elementos químicos como cobre e magnésio seriam os responsáveis.

3. Tempo: tem-se o tempo de incubação ou de indução, relacionado ao tempo de nucleação e crescimento de fissuras, até um tamanho crítico e o tempo de falha que nada mais é do que a soma do tempo de incubação com a propagação da fissura.

4. Potencial eletroquímico favorece a SCC, sendo no potencial de passivação para materiais passiváveis (formação de filme passivo) ou no limite de transpassivação chamado também de potencial de pite para os que se passivam espontaneamente no meio considerado. No caso de potenciais catódicos, ocorre a fragilização dos materiais pela redução de hidrogênio. Assim, o mesmo pode ser responsável pela corrosão em certas ligas de alumínio, possuindo raio atômico muito pequeno em relação ao raio atômico da matriz, por ser de acordo com Gemelli (2001), um dos contaminantes de superfície capaz de acelerar a corrosão sob tensão pelo mecanismo de mobilidade superficial interagindo com lacunas que segundo Norskov et al. (1982) e Kim e Pym (1982), atuam como locais de fixação de hidrogênio à temperatura ambiente. O autor cita que em ligas de alumínio em solução de cloretos, a corrosão ocorre acima do potencial de pite, gerando um ataque nos contornos dos grãos que resulta em tensões e fissura intergranular.

5. Temperatura: Sua elevação contribui para o surgimento da SCC, diminuindo a estabilidade dos filmes passivos, fazendo a liga sair de potenciais de passivação estáveis à temperatura ambiente e entrar em potenciais favoráveis à formação de

SCC. Algumas ligas, segundo o autor, podem tornar-se sensíveis a SCC por fissuração intergranular.

Gregson (1995) aponta também a dependência do tempo de tratamento térmico em que, durante o período de envelhecimento, tanto a precipitação no contorno do grão quanto o desenvolvimento de zonas livres de precipitados (ZLP) resultarão em zonas ou contornos anódicos em relação ao interior do grão, gerando ataque localizado nos contornos dos grãos. A microestrutura também influenciará no papel dos átomos de hidrogênio na deformação e processo de fratura.

Para ligas de alumínio das séries 7XXX, é possível aumentar a resistência a alguns tipos de corrosão severas com um superenvelhecimento com resultados melhores, comparados com a fase de pico de envelhecimento do tratamento térmico (ALCOA, 2013).

A Figura 31(a) apresenta a microestrutura da liga de alumínio durante as fases de envelhecimento de pico de dureza ou precipitados θ' semi-coerentes com a matriz (Figura 31b.) onde conforme a Figura 32 apresenta menor resistência à SCC devido geração de deformações ou tensões internas (ABAL, 2003) em relação à matriz que justificam o aumento de dureza nesta fase. Na Figura 31(b) ocorre a formação de precipitados θ incoerentes que são resultado de longos períodos em envelhecimento, com resistência adicional e através disso, homogeniza a deformação aumentando a resistência à SCC (Gregson, 1995) conforme o Gráfico 15.

Figura 31 - a. Microestrutura θ' (semi-coerente com a matriz); b. Microestrutura θ (não coerente com a matriz). Fonte: Autor.

A Figura 32 relaciona a influência do tratamento térmico ao longo do tempo na SCC.

Figura 32 - Dependência da corrosão sob tensão com relação ao tempo em envelhecimento. Fonte: Adaptado de Gregson (1995).

A SCC continua sendo um grande desafio, pois os projetistas não possuem um conceito definido de como o ambiente afeta as propriedades mecânicas do material ou as circunstâncias em que essa corrosão ocorre.

Segundo Campbell (2006), as ligas da série 7XXX possuem tendência elevada de sofrer corrosão sob tensão durante a condição de pico de envelhecimento em T6, principalmente para chapas espessas, forjados e componentes extrudados, principalmente quando tensionados na espessura. Por outro lado, o desenvolvimento e aprimoramento de tratamentos térmicos de envelhecimento têm colaborado para elevar os níveis de resistência à susceptibilidade de formação de trinca por corrosão sob tensão. A têmpera em nível T8 também tende a reduzir a susceptibilidade de corrosão sob tensão, além de superenvelhecimento em T7 como a têmpera T73, apesar da leve perda de resistência mecânica. Os detalhes do tratamento térmico para têmpera T73 são mostrados na Tabela 18.

Campbell (2006) afirma que ligas da série 7XXX com quantidades de cobre em torno de 2% associados com magnésio e zinco apesar de desenvolverem resistência mecânica, possuem menos resistência à corrosão. Entretanto, a adição de cobre colabora na resistência à SCC devido permitir endurecimento por precipitação à altas temperaturas (Campbell, 2006).

De qualquer forma, há décadas no mercado não há relatos de problemas com aparecimento de SCC (Staley, 1989) em ligas 7075-T73.

Segundo Kammer (1999), têmpera em água quente ou ar resfriado pode ter benefícios no aumento da resistência à corrosão assim como com envelhecimento artificial ou *step aging*.

O autor também diz que a mesma SCC pode ser reduzida nas ligas da série 7XXX através de têmpera mais rápida enquanto que para certas ligas livres de cobre esse problema seja reduzido por têmpera mais lenta em água quente ou fervendo.

De acordo com Birbilis, Cavanaugh e Buchheit (2006), é aceitável que a liga de alumínio 7075 possui baixa resistência à corrosão devido grandemente a uma significativa população de partículas de segunda fase intermetálicas que podem ser anódica ou catódica relativa à matriz e sinônimas com partículas induzidas de *pitting* sendo comuns $MgZn_2$; Mg_2Si , Al_3Fe , Al_7Cu_2Fe ; $Mg(AlCu)$ e Al_2CuMg .

2.4. DISTORÇÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Distorção quer dizer torcer errado, fora de forma, fazer torto, ou deformado, dobrar ou torcer para fora. O termo está relacionado ao empenamento (distorção da peça que pode ocorrer durante o tratamento térmico). É um tipo de movimento da peça que pode ocorrer a qualquer hora (Croucher, 2014).

Estudos mostram que a têmpera em água fria à 30°C gera elevadas distorções em chapas de 1,6 mm em ligas de alumínio 2024 (Kavalco et al., 2012).

Entre os tipos de distorção, basicamente são divididas conforme Croucher (2014):

- a) Empenamento que ocorre logo após tratamento térmico;
- b) Distorção que ocorre mais tarde e é devido ao tratamento térmico;
- c) Distorção que ocorre por outros processos que não seja o tratamento térmico.

A distorção influencia em ligas de alumínio através de:

- a) Efeitos da mudança de temperatura;
- b) Alto fator de expansão e contração térmica:
 - Coeficiente de expansão térmica do alumínio ($5,49 \times 10^{-4} \text{ mm/}^\circ\text{C}$);
 - Por exemplo: uma peça de aproximadamente 4,90 m aquecida de 20°C para 538°C vai dilatar 5,08 cm;
- c) Velocidade de resfriamento:

- ligas de alumínio mais sensíveis: até 482,3°C/s;
- ligas menos sensíveis: até 12,3°C/s (Croucher, 2014).

Sendo uma das consequências do elevado nível de tensão residual, a distorção pode aparecer em uma peça de liga de alumínio, mesmo quando há um equilíbrio interno de tensões, a partir do momento que a mesma é usinada, pois o material removido causa um desbalanceamento, fazendo a peça se mover para atingir novamente o estado inicial, ocorrendo então a distorção.

Frequentemente, quantidades consideráveis de peças fora de especificação devem ser retrabalhadas ou condenadas devido a falhas associadas aos elevados níveis de tensão residual, incluindo distorções e trincas.

A determinação do índice de distorção é dado pela diferença entre a média dos pontos (amplitudes de superfície) mais altos medidos pelo relógio comparador em relação ao desempenho (paralelismo) e a variação e espessura medida pelo micrômetro eletrônico (Δ_t) que assim fornece a deformação (distorção) em microns (μm).

2.4.1. Problemas de Distorção de Peças ou Empenamento

O empenamento é um tipo de distorção onde as superfícies da peça não seguem a forma pretendida do projeto (Kaleshian, 2011). O empenamento é o principal problema de processos de fabricação de ligas de alumínio em setores aeronáutico e automotivo, causando prejuízo no consumo de tempo e custo dos processos (Kaleshian, 2011).

A Figura 33 apresenta a influência da taxa de imersão no efeito da distorção de uma chapa de liga de alumínio.

Figura 33 – a) Severa distorção de uma chapa de liga de alumínio devido à têmpera à baixa taxa de razão de imersão; b) Peça temperada em tolerâncias aceitáveis à correta taxa de imersão de têmpera. Fonte: Croucher, 2008.

Devido a distorção ser consequência de tensões residuais presentes no material, esse problema em peças forjadas de ligas de alumínio, por exemplo, tem

gerado um grande número de peças não aprovadas, aumentando os custos de produção, além de avarias durante operações (Axter, 1980).

2.5. FADIGA EM LIGAS DE ALUMÍNIO

O fenômeno de fadiga conforme Dowling (2007) consiste no processo de danos e falhas em certos materiais devido a cargas cíclicas.

A origem do termo “fadiga” deve-se ao fato que durante as primeiras investigações sobre danos em estruturas, observou-se que as cargas cíclicas geradas causavam uma gradual, mas não observável mudança na capacidade do material resistir à tensão.

Especialistas e pesquisadores estudam fadiga em materiais há mais de 150 anos, tendo-se registros das primeiras referências de J. V. Poncelet, na França em 1839 (Dowling, 2007).

Estima-se que somente nos EUA, o custo devido à cargas cíclicas e fadiga de materiais é de aproximadamente 3% do produto interno bruto (PIB) do país.

Dos custos relacionados à fratura e prevenção, 80% envolvem situações onde cargas cíclicas e fadiga são fatores contribuintes.

A fadiga é afetada por:

- cargas cíclicas;
- continuidade de aplicação de tensões médias demonstradas por August Wöhler (Dowling, 2007).

Falhas por fadiga continuam sendo o principal interesse em projetos de engenharia.

A estrutura rompe com uma tensão abaixo da tensão máxima de projeto.

A tensão nominal que pode ser suportada sob carregamento cíclico é determinada considerando a tensão média e ajustada para efeito de geradores de tensão. Os geradores de tensão podem ser:

- Entalhes (*grooves*);
- Cavidades ou buracos (*holes*);
- Filetes (*fillets*);
- Ranhuras (*keyways*).

Um dos grandes desafios para melhorar a aplicabilidade do alumínio e suas ligas são problemas relacionados à fadiga do material.

Segundo Norton (2013), o alumínio e ligas não possuem limite de vida em fadiga. Dessa forma, adota-se como tensão média de resistência à fadiga para $N = 5 \times 10^8$ ciclos.

Alumínio e suas ligas sob determinadas condições de operação, tendem a ter pontos de concentração de tensão que podem resultar em uma trinca, e sob condições de ciclos de operação e horas de voo, pode começar a propagar essa falha por fadiga, vindo a um determinado momento falhar abruptamente.

Certos tratamentos térmicos associados ao processo de resfriamento (têmpera) tendem a melhorar propriedades e atenuar o efeito de tensões residuais.

Conforme Gregson (1995) escorregamento planar (*planar slip*), são responsáveis por iniciar trincas por fadiga.

Outro motivo são cortes contínuos de precipitados finos pelas discordâncias durante cargas cíclicas que podem resultar em dissolução localizada de precipitados uma vez que as partículas se tornam menores que o tamanho crítico que as mantém estáveis termodinamicamente.

Tratamento de anodização reduz a resistência à fadiga pela quantidade dependente da composição da liga, estrutura dos grãos e tratamento térmico e a natureza do filme formado com a aplicação de ácido crômico, fosfórico ou sulfúrico (Gregson, 1995).

A geração de trincas por bandas de escorregamento pode aumentar a área e a tortuosidade do caminho da trinca sendo responsável pelo aumento de fechamento de trinca por fadiga e redução da intensidade de tensão efetiva na ponta da trinca.

Superenvelhecimento gera precipitados incoerentes com resistência adicional e através disso, homogeneiza a deformação aumentando a resistência à SCC mas diminui a resistência à propagação de trincas por fadiga.

A Figura 34 apresenta uma ilustração do processo de fadiga na superfície de uma seção rompida e o estado final na seção transversal de um corpo de prova rompido após ensaio de fadiga rotativa.

Figura 34 – Ilustração dos sinais característicos de ruptura na seção transversal de um corpo de prova por fadiga: a) Seção de ruptura de um corpo de prova em liga de alumínio 7075 com os pontos de nucleação de trinca circulados; b) Nomenclatura dos sinais característicos de ruptura. Fonte: Autor.

3. ESTUDOS DE CASO NA AVIAÇÃO

A seguir, são descritos dois exemplos de relatos de acidentes aeronáuticos relacionados a falhas de componentes e peças estruturais em materiais metálicos em liga de alumínio devido à falha por fadiga associada a corrosão.

3.1. ACIDENTE ALOHA VOO AL 243

Em abril de 1988, uma aeronave Boeing 737-200 com 19 anos de operação e que pertencia à companhia aérea Aloha Airlines, cumpria o voo AL243 entre Hilo e Honolulu dentro do espaço aéreo do arquipélago do Havaí, Estados Unidos com 89 passageiros e 6 tripulantes à bordo, quando repentinamente sofreu uma despressurização explosiva, perdendo parte do revestimento lateral-superior da fuselagem durante o voo a mais de 7300 m [24000 ft] de altitude.

Uma comissária de voo foi lançada imediatamente para fora da aeronave e 7 pessoas ficaram feridas. O piloto do avião conseguiu fazer um pouso de emergência com a fuselagem danificada, mas com segurança. O corpo da comissária de bordo bem como o revestimento desprendido da fuselagem jamais foram encontrados conforme National Transportation Safety Board (NTSB) (1989).

3.1.1. Causas Possíveis:

A despressurização explosiva ocorreu devido a problemas de descolamento da junção sobreposta, unida a frio do revestimento interno e externo da fuselagem que são unidos por um adesivo e fixados por componentes de fileiras de 3 rebites (Figura 35(a)).

Dificuldades de manufatura, preparação do adesivo relacionado a cura prematura colaboraram para degradação do material, com absorção maior de umidade e por consequência geração de corrosão (voo em região de alto nível de salinidade) transferindo-se maior carga de pressurização para os rebites gerando-se concentração de tensão pontual conforme Figura 35(b)).

Figura 35 – a) Forma de fixação dos revestimentos internos e externos da fuselagem da aeronave; b) Estágios de propagação de trinca ao longo da fileira de rebites de fixação da junção dos revestimentos internos e externos da fuselagem. Fonte: NTSB, 1989.

Por consequência, iniciou-se a propagação de trincas por fadiga da estrutura da fuselagem que não foram monitoradas e reparadas em programas de inspeção estrutural. A falha da equipe de manutenção da Aloha Airlines, o alto número de ciclos de operação (89680 ciclos e 35496 horas de voo) da aeronave e o excesso de voos a baixa altitude sobre o oceano (alta salinidade) foram responsáveis por desencadear a séria avaria.

A Figura 36 apresenta algumas imagens do acidente com o Boeing 737 da Aloha.

Figura 36 – Fotos do acidente Aloha voo 243. a) Foto lateral da aeronave Boeing 737 da Aloha voo 243 após o pouso. Fonte: aloha.net
b) Estado da seção da fuselagem atingida pela descompressão

explosiva. Fonte: skyscrapercity.com

Filme: Voo 243 – Pouso de Emergência (Miracle Landing, 1990).

3.2. ACIDENTE AMERICAN SOUTHWEST AIRLINES (ASA) VOO 529

No dia 21 de agosto de 1995, uma aeronave Embraer 120RT Brasília, da companhia aérea regional norte-americana ASA, voo 529, cumprindo a rota Atlanta (Geórgia) à Gulfport (Mississippi), com 26 passageiros e 3 tripulantes, sofreu perda de uma das pás do conjunto da hélice do motor esquerdo enquanto subia a 6034 m [18100ft], aproximadamente 31 minutos após a decolagem, vindo a fazer um pouso forçado e colidir com o solo próximo a cidade de Carrolton, Georgia e incendiando-se logo em seguida (NTSB, 1996).

O comandante da aeronave e mais 4 passageiros faleceram no momento do acidente. Três pessoas vieram a falecer pelo menos 30 dias depois do acidente. Dois tripulantes e 11 passageiros tiveram ferimentos graves e outros 11 passageiros, ferimentos leves.

3.2.1.Causa Possíveis:

O relatório do NTSB (1996) determinou que a causa provável do acidente foi a fratura por fadiga e separação da pá da hélice resultando em distorção da nacele do motor esquerdo, causando excessivo arrasto, perda de sustentação da asa e reduzido controle direcional da aeronave. A fratura ainda, segundo o NTSB (1996), foi causada por trinca por fadiga, devido corrosão múltipla por *pitting* já apresentada no item 2.3.1.1.2., e que não foi descoberta pelo fabricante da hélice devido inadequado e ineficiente plano de inspeção e reparo, técnica de treinamento, documentação e comunicação. O método de inspeção por boroscópio usado no plano de manutenção da pá da hélice se mostrou ineficaz para detectar trincas. O equipamento de inspeção foi usado sem luz indireta, o que acabou mascarando pontos de trinca que passaram pelas inspeções sem serem notados.

3.2.2. Detalhes da Pá da Hélice da Aeronave Acidentada:

Segundo o fabricante da pá da hélice, na época a Hamilton Standard (atual Hamilton Sundstrand), a parte interna da pá chamada de cavidade cônica não

sofreu “shotpeening⁵” e conforme os dados estatísticos de análise do fabricante repassados ao NTSB na época da investigação, as pás que não passaram por essa etapa em seu processo de fabricação, eram mais susceptíveis a corrosão e trinca antecipadamente (NTSB, 1996).

O processo de inspeção da pá verifica a quantidade de lã de chumbo usada para fazer o balanceamento da pá. Segundo informações do fabricante, as pás fabricadas entre abril de 1994 até novembro de 1995 tinham a fixação da lã de chumbo por meio de um pino branco. Esse pino é adquirido da indústria médica e por isso é branco. Entretanto, para adquirir esta tonalidade, usa-se normalmente cloro, que embora aparentemente não tenha efeitos colaterais na área médica, trouxe prejuízos para a aplicação na indústria aeronáutica. Verificou-se que esse componente liberava o cloro (fonte de corrosão) devido a coloração, dentro da cavidade cônica e não fixava efetivamente a lã de chumbo posicionada no fundo da cavidade cônica através do auxílio do pino guia. Dessa forma, a presença do cloro, considerado um íon agressivo, em metais ativos-passivos, como o caso da liga de alumínio em questão, cria um ambiente propício à reações anódicas e catódicas, favorecendo a geração e desenvolvimento de corrosão do tipo *pitting*. O processo de reação química é apresentado na Figura 37.

Figura 37 – a) Reação química em ambiente favorável à formação de corrosão por *pitting* na cavidade cônica interna da pá da hélice; b) Formação do óxido de alumínio; c) Pontos de formação de corrosão por *pitting* na cavidade cônica da liga de alumínio 7075-T73. Fonte: Adaptado de NTSB.

Análises visuais iniciais da seção fraturada da longarina da pá apresentaram uma porção da fratura com características plana transversal e lisa e continha

⁵ “Shotpeening” é um processo mecânico realizado através de bombardeamento de esferas na superfície do material sujeito à cargas cíclicas alternadas com o objetivo de aumentar tensões compressivas reduzindo-se o risco de formação e propagação de trincas aumentando a vida em fadiga (Tita, 2010).

marcas que eram, consequência de trincas por fadiga conforme mostrado na Figura 38.

Figura 38 – a) Foto da superfície de fratura da pá da hélice; b) Ilustração de uma pá de hélice do modelo 14RF-9 da Hamilton Standard semelhante ao do acidente, indicando onde houve a fratura. Fonte: Adaptado de NTSB, 1996.

A Figura 39 apresenta algumas imagens dos detalhes do acidente com o voo ASA 529.

Figura 39 – Imagens do acidente ASA voo 529. a) e b) Ilustração da aeronave durante o momento em voo que ocorre falha do conjunto da hélice do motor circulado vermelho. Fonte: a. lockerdome.com; b. www.flyfsx.com.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. MATERIAL USADO NO TRABALHO

Para a realização dos ensaios, foi escolhido como material a liga de alumínio 7075, devido a sua grande aplicação em estruturas aeronáuticas. Esta liga já é bem conhecida, tanto no mercado, quanto na indústria aeronáutica, com grande aplicabilidade e de grande disponibilidade e acessibilidade para a compra. Exemplos de sua aplicação em estruturas aeronáuticas são mostrados conforme Figura 40.

Figura 40 - Exemplos de aplicação de ligas de alumínio 7075 em uma aeronave comercial de passageiros. Fonte: Adaptação de Arlindo Silva, Instituto Superior Técnico. Aeronave de passageiros Lockheed Martin L-1011 TriStar. Disponível em: <http://flyawaysimulation.com/downloads/files/4495/fsx-twa-lockheed-l1011-tristar/>

Como o alívio de tensões com o processo *uphill* leva em conta a espessura do material, o valor de espessura escolhida para os ensaios com corpos de prova foi de 6,35 mm [1/4 pol.], ou seja, uma medida de espessura que pudesse representar componentes aeronáuticos pois grande parte de material em liga de alumínio é de pequena espessura ou de chapas e placas e ao mesmo tempo, ter-se uma medida de espessura que seja influenciada pelo processo *uphill*.

A têmpera (T) escolhida para o processo de tratamento térmico foi a T6, por

possuir maior resistência mecânica e a pesquisa se propõe a melhorar suas características de resistência à corrosão.

As características de composição química da liga de alumínio 7075 usada neste trabalho seguem na Tabela 19 e propriedades mecânicas e físicas são descritas nas Tabelas 20 e 21.

19 - Composição química limite para a liga de alumínio 7075.

LIMITES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075									
MATERIAL	Zinco	Magnésio	Cobre	Ferro	Silício	Manganês	Cromo	Titânio	Outros
COMPOSIÇÃO (%)	5,1 a 6,1	2,1 a 2,9	1,2 a 2,0	0,5	0,4	0,3	0,18 a 0,28	0,2	0,5

Fonte: ALCOA (2013).

Tabela 20 - Características de propriedades mecânicas para a liga de alumínio 7075.

CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075								
LIGA E TÊMPERA	Tensão		Alongamento (%)		Dureza BRINELL	Tens. Última	Limite de Resistência	Módulo de
	Última	Escoam.	Em 50 mm/ 1,60 mm	Em 5D/ 12,5 mm	500 Kgf de carga	Cisalhamento	Fadiga	Elasticidade
	(MPa)		Esp. do cp	Diâm . do cp	esfera de 10 mm	(MPa)	(MPa)	(MPa x 10 ³)
7075-T6/T651	570	505	11	9	150	330	160	72

Fonte: Adaptação de Kaufman (2002).

Tabela 21 – Especificações de propriedades físicas da liga de alumínio 7075.

PROPRIEDADES FÍSICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6/ T651					
Densidade	Condutividade	Condutividade	Resistividade	Coefficiente de	Temperatura
	Térmica	Elétrica	Elétrica	Expansão Térmica	de Fusão
(g/cm ³)	a 20°C (W/ m.K)	(%IACS)	(nΩ.m)	(mm/ m.K)	(°C)
2,80	130	30,5-36,0	52,20	21,6 - 23,4	475-630

Fonte: ASM (1990), SAE AMS 2658B (2003) e Alumicooper (2011).

As informações básicas comuns do material dos corpos de prova utilizados são indicadas a seguir:

- Material: liga de alumínio aeronáutico 7075 em placas e barras
- Grau de envelhecimento: têmpera T6
- Espessura: 6,35 mm [$\frac{1}{4}$ ”];

4.2. TRATAMENTOS TÉRMICOS

O presente projeto é dividido em etapas de tratamentos térmicos indicados na sequência abaixo como:

1. Recozimento do material dos corpos de prova;
2. Solubilização;
3. Têmpera;
4. Processo *uphill* (para alguns corpos de prova selecionados para comparação com os que passaram somente por têmpera);
5. Envelhecimento artificial.

Os detalhes do tratamento térmico em cada etapa e a correlação com os corpos de prova são indicados no fluxograma da Figura 41.

Os tipos de têmpera utilizados para cada ensaio foram baseados em algumas indicações da literatura e expectativa de melhores resultados.

Figura 41 – Fluxograma do processo de tratamento térmico dos corpos de prova.

4.2.1. Tratamento Térmico de Recozimento

Inicialmente foram realizados tratamentos térmicos de recozimento nos corpos de prova confeccionados. Ocorreu que a liga de alumínio série 7075 adquirida tinha grau de tratamento térmico T651 do fornecedor, ou seja, já vem de fábrica solubilizado e envelhecido artificialmente e laminado (placas) e ou trefilado (barras redondas).

O tratamento térmico de recozimento pleno neste caso, tem como função remover os efeitos do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento bem como tensões internas devido processos de conformação (Croucher, 2011) do material como fabricado que passou por processos de laminação e trefilação. Assim, o recozimento irá gerar os mais baixos níveis de resistência e melhor conformação, ou formabilidade.

Os fornos utilizados para tratamento térmico foram fornos elétricos com controlador eletrônico de variação e temperatura.

A Tabela 22 mostra os parâmetros usados no tratamento térmico de recozimento seguindo recomendações da norma.

Tabela 22 - Parâmetros usados para o tratamento térmico de recozimento dos corpos de prova em ligas de alumínio 7075-T6.

DADOS PARA O TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO PLENO DE LIGAS DE ALUMÍNIO 7075-T6				
Etapas	Denominação	Taxa de ΔT [°C/ min]	Temperatura [°C]	Tempo [min]
1	Aquecimento Inicial	15	407	27
2	1ª Fase Encharcamento	0	407 [cte.]	180
3	Resfriamento	0,5	204	406
4	Reaquecimento	15	232	2
5	2ª Fase Encharcamento	0	232 [cte.]	300
6	Têmpera em ar calmo	T_{amb}	232 - 25	15

Fonte: SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b).

A Figura 42 apresenta a variação e a temperatura ao longo do tempo usado para o tratamento térmico de recozimento.

Figura 42 - Fases do tratamento térmico de recozimento da liga de alumínio 7075.
 Fonte: SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b).

4.2.2. Tratamento Térmico de Solubilização

Logo após o tratamento térmico de recozimento pleno, os corpos de prova iniciaram propriamente o processo de tratamento térmico de liga de alumínio a partir da solubilização.

As características para o alojamento das peças no forno são mostradas conforme SAE AMS 2770H (2006) na Figura 43. Isso permitiu um aquecimento homogêneo das peças, seguindo a separação de 1" [25,4 mm] para peças de até 6,35 mm enquanto que peças mais espessas devem estar separadas pelo menos 25,4 mm além da sua própria espessura.

Figura 43 – Exemplo de espaçamento das peças para a acomodação no forno conforme SAE AMS 2770H (2006) e usado no tratamento térmico.

Na Tabela 23 seguem os parâmetros conforme SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b) para a realização do tratamento térmico de solubilização.

No caso deste projeto, a temperatura usada em solubilização foi de 490°C conforme a Tabela 23 e Figura 44.

Tabela 23 - Parâmetros usados para o tratamento térmico de solubilização dos corpos de prova em ligas de alumínio.

DADOS PARA O TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 7075-T6		
Equipamento		Forno por Resistência elétrica
Temperatura	°C [°F]	460 - 499 [860 - 930,2]
Período	Minutos	35 (Banho de sal) 60 (Forno de ar)
Disposição das Peças no Forno	pol. [mm]	Até ¼", distância de 1" [25,4] de uma peça para outra

Fonte: SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b).

A Figura 44 descreve as especificações de tempo e temperatura para o tratamento térmico de solubilização realizado.

Figura 44 - Fases do tratamento térmico de solubilização da liga de alumínio 7075 conforme SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b).

4.2.2.1. Processo de Têmpera da Liga

Após o tratamento térmico de solubilização, os corpos de prova foram submetidos imediatamente ao processo de têmpera em banho de fluido como água ou polímero.

O objetivo desse processo é manter a microestrutura obtida em solubilização, à temperatura ambiente e evitando-se a formação de precipitados indesejáveis que

podem influenciar na perda de propriedades nesta fase do processo térmico.

Os dados para a fase de têmpera seguem recomendações das normas SAE AMS 3025 B (2000), AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b) e estão descritos na Tabela 24.

Tabela 24 - Parâmetros usados para o processo térmico de têmpera das ligas de alumínio e polímero para têmpera.

DADOS PARA O PROCESSO DE TÊMPERA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 7075-T6		
Recipiente para têmpera		Balde Metálico/ Plástico
Volume do balde de têmpera	I [US Gal]	16,0 [4,23]
Proporção de uso do polímero	%	12/ 18/ 22 (máximo 34 para e= 1/4")
Velocidade de resfriamento	°C/s [°F/s]	116 a 182 [240,8 a 359,6]
Velocidade de agitação	m/s	0,15 a 0,30
Temperatura da têmpera- polímero	°C [°F]	32 – 43 [90 -109]
Temperatura da têmpera – água quente	°C [°F]	60 [140]
Resfriamento	°C [°F]	28 [50]
Tempo de atraso para têmpera (e=1/4")	segundos	até 15
Período em banho de têmpera	segundos	30 a 40
POLÍMERO PARA TÊMPERA		
Fabricante		Houghton International Inc.
Origem	País	EUA
Tipo de polímero		Polialcalino Glicol (PAG) Tipo II- Aqua Quench 251
Volume do recipiente (galão)	I [US Gal]	20,0 [5,30]
Faixa de concentração de uso	%	10 a 40
Coloração		Incolor
Densidade à 20±4°C (ASTM D 1298)	g/cm ²	1,05 a 1,150
Viscosidade 40°C (ASTM D445)		520 a 540
Aparência da emulsão		Transparente
Temperatura máxima de aplicação	°C [°F]	60 [140]
Temperatura de congelamento	°C [°F]	< 0 [<32]
Estado viscoso	°C [°F]	- 20 [-4]
Temperatura de separação	°C [°F]	74±3 [165±5]
PH à 10%		9 a 10
Tempo de vida útil	Meses	12

Fonte: SAE AMS 3025B (2000) e AMS 2770H (2006), DOW (2005), ASTM B918/ B918M-09 (2009b) e Houghton (2014).

4.2.2.1.1. Curvas de resfriamento

Para documentar a severidade dos diversos meios de resfriamento, foram feitas as curvas de resfriamento, caracterizando os fluidos usados.

O objetivo foi definir a taxa de resfriamento e a eficiência para cada tipo de têmpera e comparar entre elas. Dessa forma também foi possível avaliar em quais meios de resfriamento haveria maior propensão para a formação de corrosão intergranular e o meio que mais influencia a formação e tensão residual.

A sonda utilizada é normatizada pela ISO (Totten; Bates; Clinton, 1993) e é calibrada com água destilada.

- Procedimento de calibração

Para a obtenção da curva de calibração, usou-se uma sonda com um termopar do tipo “K” embutido internamente.

A sonda do tipo Wolfson Inconel 600 (Totten; Bates; Clinton, 1993), é aquecida em um forno a aproximadamente 900°C, enquanto o fluido de tmpera aquecido a sua temperatura de trabalho (gua a 60°C) para a calibrao.

Como meios de resfriamento foram usados:

- gua fria [$23 \pm 4^\circ\text{C}$] (1);
- gua quente [$65 \pm 5^\circ\text{C}$] (2);
- Polmero PAG tipo II [$32 \pm 5^\circ\text{C}$] (3);

Aps a sonda aquecida no forno atingir a temperatura adequada (855°C), a mesma era retirada imediatamente do forno e mergulhada em um recipiente de ao com os fluidos a serem caracterizados. O sistema de aquisio de dados mapeou a variao de temperatura ao longo do tempo para se determinar a curva da taxa de resfriamento.

4.2.3. Tcnica Uphill

A realizao da fase seguinte tmpera, chamada de tcnica ou processo *uphill*, foi realizada seguindo duas etapas consecutivas nessa ordem:

- 1- Fase criognica
- 2- Fase de vapor aquecido alta velocidade em cmara de vapor.

4.2.3.1. Fase Criognica

Nesta primeira fase do processo *uphill*, os corpos de prova que acabaram de passar por tmpera em gua ou polmero PAG tipo II, foram imediatamente mergulhados em LN₂, temperatura de -196,5°C com o objetivo de homogeneizao da temperatura de forma rpida e com a finalidade de evitar precipitao indesejvel na microestrutura.

Devido o tempo de atraso de mergulho da pea em temperatura criognica ser muito curto, essa primeira fase do processo foi realizado no prprio laboratrio

onde foi feita a solubilização e têmpera. Outra opção, no caso de não ser possível o mergulho imediato, a recomendação é de que as peças sejam mantidas em refrigeração a -20°C até a etapa o processo *uphill* conforme SAE AMS 2770H (2006) e Croucher (2014).

4.2.3.2. Câmara de Vapor

Após o período de homogeneização dos corpos de prova em temperatura criogênica, as peças foram transferidas para uma câmara de vapor com o objetivo de fornecer um gradiente térmico capaz de gerar tensões residuais opostas às tensões residuais já geradas em têmpera, contrapondo-se às mesmas e dessa forma, reduzindo-se os níveis de tensões residuais de forma otimizada.

Para isso, foi necessário projetar e construir uma câmara de vapor adequada para comportar os diversos tamanhos e formatos de corpos de prova a serem ensaiados.

A construção da câmara de vapor usada no projeto *uphill* e componentes constituintes são mostrados nas Figura 45 e 46. A mesma foi fabricada por uma empresa da região.

Neste projeto da câmara de vapor, foram usadas duas válvulas de alívio manual conectadas para controlar o nível de água saturada na câmara quando se usa vapor saturado da caldeira. Uma imagem em detalhes deste componente é descrita na Figura 45(c).

Figura 45 – Exemplo de uma câmara de vapor projetada para uso em têmpera *uphill*. a) Detalhes de conexões com linhas de mangueiras, válvulas e termopares acoplados; b) Detalhes de um dreno e conexão para válvula de alívio; c) Válvula de alívio manual com conexão usada para alívio de água saturada.

Figura 46 - Exemplo da câmara de vapor aberta (à esquerda) e fechada (à direita) usada no processo de têmpera *uphill*. Detalhes das tubulações internas com os pontos de saída de vapor, termopares, mangueiras e acoplamentos de conexões no equipamento.

A Figura 47 mostra as configurações construtivas internas da câmara de vapor.

Figura 47 - Configurações para a rede e tubos internos para fornecimento de vapor para a câmara de vapor.

Para fornecimento de vapor da caldeira para a câmara foi necessário o uso de mangueiras de borracha de alta pressão fazendo a ligação do sistema térmico. Para isso, foi usado um tipo de mangueira de borracha sintética reforçada com malha de aço trançado com características de resistência a óleo, abrasão ou desgaste por fricção e umidade conforme norma SAE 100.

As especificações técnicas da câmara de vapor e das mangueiras estão descritas na Tabela 25.

Tabela 25 - Especificação técnica para a câmara de vapor e mangueiras usadas no processo *uphill*.

ESPECIFICAÇÃO DA CÂMARA DE VAPOR PARA O PROCESSO DE TÊMPERA "UPHILL"				
Fabricante	MARESA M.E.			
Origem	Brasil			
Comprimento	mm	[pol.]	200	[7,87]
Largura	mm	[pol.]	200	[7,87]
Altura	mm	[pol.]	200	[7,87]
Espessura da chapa	mm	[pol.]	3,0	[0,12]
Área da seção de ensaio	mm ²	[pol. ²]	4000	[6,2]
Altura da seção de ensaio	mm	[pol.]	20	[0,787]
Fornecimento de vapor	entrada 2 a 4			
Bitola da alimentação de vapor	mm	[pol.]	12,7	[0,50]
Dreno de alijamento de vapor	saída 4 para cada lado			
Válvula de alívio manual	saída 2 para cada lado			
Bitola da válvula de alívio manual	mm	[pol.]	6,35	[0,25]
Velocidade de vapor na linha	m/s	[pés/s]	20 - 40	[463,42]
Temperatura de vapor	°C	[°F]	90-100	[194 - 212]
Tempo médio do jato de vapor sobre a superfície do corpo de prova dentro da câmara	s		20 - 40	
Pressão de trabalho máxima	Kgf/cm ²	[psi]	10,0	[142,24]
Peso da câmara de vapor	Kg	[Lbs]	8,850	[19,51]
Material da câmara de vapor	especificação Aço inoxidável padrão AISI série 300M			

MANGUEIRAS E CONEXÕES USADAS NO PROCESSO "UPHILL"				
Fabricante	Korax Correias e Mangueiras*			
Origem	país Brasil			
Padrão	SAE 100			
Modelo de mangueira	8R1AT			
Características da mangueira	Mangueira de borracha reforçada com fio trançado em aço			
Bitola interna da mangueira	mm	[pol.]	12,7	[1/2]
Comprimento da mangueira	cm	[pés]	300	[9,85]
Pressão máxima de trabalho	Kgf/cm ²	[psi]	164	[2332]
Temperatura máxima de trabalho	°C	[°F]	100	[212]
Conexão da caldeira para a conexão em "T"	mm	[pol.]	19,05	[3/4]
Bitola do cotovelo para a conexão da mangueira	mm	[pol.]	19,05 p/ 12,7	[¾ p/ ½]
Número de mangueiras usadas	2			

*Fonte: Disponível em: http://www.korax.com.br/korax_mangueira_EURO.html

4.2.3.3. Caldeira à Vapor

Para o fornecimento de vapor para a câmara e completar o processo de têmpera *uphill*, é importante o uso de uma caldeira a vapor de alta capacidade. Foi necessário encontrar uma caldeira com pressão adequada para a realização do

experimento. Para isso, foi possível utilizar a caldeira do restaurante da EESC-USP com especificações técnicas na Tabela 26.

Tabela 26 - Especificação técnica da caldeira a vapor usada no processo *uphill*.

ESPECIFICAÇÃO TÉCNICA DA CALDEIRA A VAPOR				
Fabricante	ECAL Caldeiras e Aquecedores Ltda*.			
Origem	país		Brasil	
Tipo de caldeira	Gerador de vapor horizontal			
Modelo de caldeira	VMI 513*			
Potência térmica nominal	[Kcal/h]		513000	
Tipo de combustível usado	Diesel			
Consumo médio de combustível*	m³/h	[USGal/h]	66	[17436]
Produção de vapor (20°C)	Kg/h	[Lbs/h]	800	[1763,7]
Pressão de trabalho	Kgf/cm²	[psi]	8,0	[113,79]
Pressão de trabalho para o processo “uphill”	Kgf/cm²	[psi]	5,0 a 6,0	[71,12 a 85,34]
Pressão teste	Kgf/cm²	[psi]	12,0	[170,68]
Temperatura de operação	°C	[°F]	100 a 180	[212 a 356]
Tamanho aproximado (A x C x L)*	mm	[pol.]	2000 x 3300 x 1600	[78,74 x 129,92 x 63]
Peso aproximado*	Kg	[Lbs]	3300	7275,25
Materiais usados no projeto*	Aço-carbono ASTM-A-516 Gr70 (estrutura da máquina e forno); Aço-carbono ASTM-A-178Gr A (tubos do trocador de calor); Chapas de alumínio (revestimento externo)			
	Espessura de revestimento	in	[pol.]	0,28 [0,7]
Data de fabricação	11 de Novembro de 1990			

Fonte: EESC-USP e Ecal. *Algumas informações são baseadas no modelo VRI -800 (modelo fabricado atualmente) devido à similaridade dos parâmetros e forma construtiva. Disponível em: <http://www.ecal.com.br/>

Assim, os corpos de prova foram resfriados em LN₂ e a seguir, foram transferidos para uma câmara de vapor para se efetuar a segunda fase da técnica *uphill*.

A Figura 48 mostra em detalhes a sequência de tratamento térmico de ligas de alumínio usando o processo *uphill* e na Figura 49 uma ilustração do sistema completo caldeira-câmara de vapor montado é mostrada.

Figura 48 - Tratamento térmico de ligas de alumínio e a etapa intermediária da técnica *uphill* adicionada ao processo.

Figura 49 – Esquema do funcionamento interno da caldeira à vapor e componentes constituintes para a aplicação do processo de têmpera “uphill”.

Devido a não disponibilidade do uso de vapor puro a partir da caldeira para os ensaios, inicialmente foi utilizada água condensada ou chamado vapor *flash* operando-se na saída da descarga de fundo da caldeira (Figura 50) à aproximadamente 96-97°C.

Por questão de segurança, esse ponto de sangria não é usual para esse procedimento de ensaio. Da mesma forma, não é recomendado pelo fabricante seu uso prático para outros fins, mas devido à dificuldade de se obter linhas de vapor puro ou supersaturado, após muitas pesquisas e tentativas de contatos realizados também inclusive em outra universidade, sem êxito, e uma linha de vapor puro dessa mesma caldeira já estando desativada, foi necessário e excepcionalmente⁶ usar a conexão da descarga de fundo com água saturada para o experimento sob a responsabilidade dos técnicos operadores da caldeira do restaurante e orientação de procedimentos de segurança do professor doutor na área térmica Antônio Moreira.

A Figura 50 mostra os detalhes do ponto de conexão na caldeira para a alimentação da câmara de vapor.

Figura 50 - Ponto de liberação da água condensada (esquerda) usada para fornecimento parcial de vapor para a câmara (direita).

⁶O uso da descarga de fundo da caldeira para o experimento ou outra atividade exceto a liberação periódica de água saturada para a limpeza do fundo da caldeira, não é recomendado pelo fabricante, devido os riscos envolvidos com temperatura elevada e velocidade do fluido além da alta concentração de produtos anti-corrosivos e subprodutos da corrosão que se acumulam no fundo da caldeira. Soma-se a isso, a periodicidade de ativação da descarga de fundo com intervalo determinado, visto que com o ensaio foi necessário diminuir o intervalo de ativação.

O vapor pode ser de duas formas:

- vapor saturado;
- vapor superaquecido.

- Vapor saturado

Também conhecido como “vapor vivo”, é um tipo de vapor que ocorre à temperaturas e pressões onde vapor e água estão juntos, por exemplo no ponto de ebulição da água (The New York Blower Company, 2017) e possui 100% de umidade relativa (Brubaker, 1985).

Vapor saturado existe à temperatura de saturação, ou seja, quando ocorre vaporização do fluido a uma certa pressão (Van Wylen; Sonntag; Borgnakke, 1995).

O vapor saturado pode ser de duas formas:

- vapor úmido (*wet steam*) conhecido também como vapor supersaturado, sendo uma mistura de vapor e água líquida. Esse vapor existe a uma temperatura de saturação contendo mais de 5% de água em estado líquido. É apresentado como uma mistura de duas fases. É um tipo de vapor onde é possível perceber as gotículas de ar na atmosfera.
- vapor seco (*dry steam*) é um tipo de vapor saturado que tem sido levemente aquecido e ainda possui gotas de água que não têm mudado de fase. Esse tipo de vapor ocorre quando a água é aquecida até o ponto de ebulição e em seguida vaporizada com aquecimento adicional. Contém em média 0,5% de água. É um tipo de vapor transparente.

A Figura 51 apresenta um exemplo da diferença entre o vapor saturado seco e úmido.

Figura 51 – Esquema de um exemplo de formação de vapor saturado seco e úmido.

- Vapor flash

É um tipo de vapor formado a partir do condensado aquecido quando sua pressão é reduzida. Esse vapor é o fluido gasoso eliminado na descarga de fundo da caldeira ou por um purgador. Ou seja, é um vapor gerado a partir de um volume de condensado com alta temperatura e pressão e é exposto à uma pressão reduzida (TLV, 2018). A diferença básica desse vapor para o vapor saturado propriamente dito é que no caso do primeiro, durante sua liberação é visível as gotas de água pois se condensam rapidamente no ar, enquanto que no vapor saturado é transparente.

- Vapor superaquecido

- Vapor superaquecido é um vapor aquecido acima do ponto de vaporização ou ebulição à pressão absoluta. Esse ponto é também chamado de ponto crítico, sendo resultado de uma temperatura superior comparado a temperatura do vapor saturado (Van Wylen; Sonntag; Borgnakke, 1995), considerando-se a mesma pressão.

A Figura 52 apresenta um diagrama da relação da temperatura pelo volume específico.

Figura 52 – Diagrama de temperatura – volume específico.

A Tabela 27 apresenta a descrição das características comparativas dos tipos de vapor.

Tabela 27 - Características comparativas dos tipos de vapor.

SISTEMA DE VAPOR		
Classificação dos Tipos de Vapor	Características	Velocidade m/s
Vapor saturado	Média e baixa pressão	30 a 40
Vapor saturado	Alta pressão	25 a 40
Vapor saturado	Pico de carga	< 50
Vapor e água	Mistura	< 25
Vapor superaquecido		35 a 100

Fonte: Adaptação de Anon., *Recommended Velocities in Steam Systems*.

De acordo com Willey (1958), são necessárias algumas características de operação do vapor conforme indicado na Tabela 28, buscando-se um melhor desempenho no processo *uphill*.

Tabela 28 – Parâmetros de vapor para a operação do processo *uphill*.

REQUISITOS DO VAPOR DE TRABALHO PARA O PROCESSO	
Estabilidade Química	Quimicamente estável
Reatividade	Inerte para alumínio e ligas
Calor de Condensação	Alta
Temperatura de Trabalho	100 - 115,6°C [212 - 240°F]
Pressão de Trabalho	> 0,72 Kgf/cm ² [0,07 MPa/ 10 PSI]

Fonte: Adaptação de Willey (1958).

4.2.3.4. Cálculo da Velocidade do Vapor da Caldeira para o Processo *Uphill*:

- Parâmetros utilizados para o cálculo

- Q (Vazão de vapor) = 800Kg/h (do Manual da caldeira à vapor)
- v (velocidade do vapor) = ?
- P (pressão de trabalho do vapor) = 5,5Kgf/cm² (indicada no barômetro da caldeira):
 - volume específico⁷ (para vapor saturado) - $V_g = 0,34896 \text{ m}^3/\text{Kg}$
 - volume específico⁷ (para água saturada) - $V_f = 0,00109582 \text{ m}^3/\text{Kg}$
 - temperatura de saturação - $T_s = 154,713^\circ\text{C}$

Considerando que a rajada de descarga de fundo (vapor *flash*) da caldeira consiste de água condensada e vapor, considerou-se a média do volume específico (V_g e V_f) $\rightarrow V_m$ como mostrado na Figura 53.

⁷ Fonte: TLV – A Steam Specialist Company. Disponível em: <http://www.tlv.com/global/TI/calculator/steam-table-pressure.html>. Acesso em: Maio de 2016.

Figura 53 – Diagrama de pressão – volume específico.

$$V_m = \frac{V_g + V_f}{2} \quad (1.0)$$

$$V_m = \frac{0,34896 + 0,00109582}{2} \rightarrow V_m = 0,17503 \text{ m}^3/\text{Kg}$$

- d_T (diâmetro do tubo) = 1 1/2" [0,0381 m]

- S (área da seção transversal do tubo) é dada por:

$$S = \frac{\pi \times (d_T)^2}{4} \quad (2.0)$$

$$S = \frac{\pi \times (0,0381)^2}{4} \rightarrow A_H = 0,00114 \text{ m}^2$$

A velocidade do vapor na linha é função da pressão, do diâmetro do tubo e da vazão de vapor. Com a pressão, têm-se o volume específico e o cálculo é feito aplicando-se a seguinte equação:

$$Q = \frac{v \times S}{V_m} \quad (3.0)$$

$$v = \frac{Q \times V_m}{S} = \frac{800 \times 0,17503}{0,00114} \rightarrow \boxed{v = 122828 \frac{\text{m}}{\text{h}} \text{ ou } 34,2 \text{ m/s}}$$

Dessa forma, considerando-se o vapor saturado utilizado, a velocidade do fluido está dentro do intervalo de valores padrão conforme Tabela 27 para vapor saturado de baixa e média pressão que varia de 30 a 40 m/s.

4.2.3.5. Unidade do Sistema de Aquisição de Dados

Para a realização da análise do gradiente de temperatura gerado a partir do momento em que os corpos de prova são retirados do dewar de LN₂ (ambiente a -196,5°C, ou temperatura criogênica) e colocados dentro da câmara até o final da rajada de vapor internamente quando a temperatura atinge aproximadamente 90°C,

foi acoplado uma unidade de sistema de aquisição de dados à câmara de vapor através de quatro termopares fixados de fora para dentro da área de ensaio da câmara.

Os termopares foram conectados a um barramento de uma placa de aquisição de dados “Labjack U6-Pro” (Labjack, 2001) que fornece a temperatura identificada dentro da câmara de vapor em 4 pontos diferentes, a saber os 4 lados da caixa interna da seção de ensaio abaixo da grelha onde ficam armazenadas as peças durante o processo *uphill*.

4.2.3.5.1. Calibração dos termopares

Os termopares foram calibrados à 0°C e 96°C (temperatura de ebulição máxima possível de se obter pela altitude da cidade de São Carlos), considerando os erros possíveis de ocorrer devido ao software [$\pm 0,2^\circ\text{C}$] e mais o próprio termopar [$\pm 0,2^\circ\text{C}$]. Os valores obtidos na calibração ficaram dentro do esperado e da margem de erro tanto da placa quanto do termopar.

4.2.3.6. Otimização do Processo *Uphill*

Conforme citado anteriormente, no caso do projeto para a montagem do processo *uphill*, não foi possível obter vapor puro para o ensaio. Dessa forma, foi utilizada água saturada a 96-97°C na saída da descarga de fundo com baixo nível de vapor. Além disso, foi percebido através dos testes de temperatura, um gradiente térmico ainda inferior para o processo dentro da câmara de vapor. Ou seja, a temperatura dentro da câmara era menor do que a temperatura na saída da descarga de fundo, ficando por volta de 86-87°C. Dessa forma, por orientação de um professor especialista em caldeiras e projetista da caldeira usada na pesquisa, foram desenvolvidos alguns procedimentos para otimização do processo *uphill* conforme listados a seguir:

- Garrafa metálica separadora de água saturada com purgador;
- Manta de revestimento para isolamento térmico das mangueiras;
- Adaptação de dreno superior externo na câmara de vapor para eliminação de ar na parte superior interna;
- Adaptação de suspiro na parte inferior da câmara de vapor para eliminação da água condensada residual após o jato de vapor;
- Revestimento da câmara de vapor com manta de lã de vidro para aumento

de temperatura;

- Uso de um termômetro digital para medição mais precisa da temperatura direto na superfície da peça e internamente na câmara de vapor.

Em razão da grande quantidade de água saturada nos primeiros ensaios, foi desenvolvido um dispositivo metálico em aço inoxidável conforme Figura 54(a). O objetivo era se obter maior quantidade de vapor saturado para a câmara a partir da separação do fluxo de água saturada. Para isso, foi necessária a adaptação de um purgador na parte inferior do dispositivo metálico. Esse dispositivo tem como função eliminar o volume de água saturada da linha, e ao mesmo tempo manter o volume de vapor saturado no sistema. Dessa forma, foi possível fornecer maior volume de vapor, no caso, úmido saturado para o processo *uphill*, colaborando para o aumento de temperatura.

A Figura 54(a) apresenta o detalhes da garrafa separadora e seu funcionamento interno (Figura 54(b)). Na Figura 55 apresenta-se um purgador semelhante ao usado no sistema da caldeira.

Figura 54 – a) Adaptação da garrafa metálica separadora com purgador para geração de mais vapor; b) Esquema interno da garrafa separadora de vapor e condensado com o auxílio do purgador.

Figura 55 – a) Vista de um purgador; b) Detalhes do funcionamento do tipo de purgador usado no sistema de saída da caldeira. Fonte: Adaptado de Spirax Sarco.

Tabela 29 - Especificação técnica da garrafa metálica para o processo *uphill* e do purgador.

ESPECIFICAÇÃO DA GARRAFA METÁLICA SEPARADORA		
Modelo	Garrafa separadora metálica para a linha de água saturada	
Diâmetro externo	mm [pol.]	76,2 [3,0]
Comprimento	mm [pol.]	300 [11,81]
Capacidade	L [US Gal.]	0,952 [0,25]
Bitola interna da linha do saturado	mm [pol.]	19,05 [0,75]
Bitola da linha de saída para a mangueira	mm [pol.]	19,05 [0,75]
Bitola da linha de saída para o purgador	mm [pol.]	12,7 [0,50]
Material usado	especificação	Aço inoxidável padrão AISI série 300M
Peso	Kg [Lbs]	1,764 [3,89]
ESPECIFICAÇÃO TÉCNICA DO PURGADOR		
Fabricante	Spirax Sarco	
Modelo	TD – 52 Termodinâmico de fluxo distribuído	
Origem	País	Brasil
Bitola para conexão	mm [pol.]	12,7 [0,50]
Pressão máxima de trabalho	Kgf/cm ² [psi]	42,18 [600]
Peso	Kg [Lbs]	0,518 [1,14]
Material	Aço Inoxidável martensítico	

Fonte: Spirax Sarco (2009).

A Figura 56 apresenta um comparativo do sistema de conexão para alimentação de vapor para a câmara de vapor antes com uso de água saturada diretamente da descarga de fundo (Figura 56(a) e depois da otimização com uso de vapor úmido saturado e dispositivos para elevar a temperatura (Figura 56(b) do processo *uphill*.

Figura 56 – Comparativo do processo *uphill*: a) Antes com uso de água saturada: b) Depois da otimização com uso de vapor saturado e dispositivos adicionais.

Com o objetivo de otimizar os resultados a partir do gradiente térmico dentro da câmara após a alimentação de vapor e manutenção da temperatura interna, a mesma também foi revestida de lã de vidro em todos os lados, apenas deixando espaços livres para as conexões e liberação de água saturada ou alívio de ar residual conforme Figura 57(b). Para o alívio do ar e vapor, já havia 4 drenos laterais na câmara, dois drenos de cada lado. Para a otimização da câmara e aumento da capacidade da temperatura interna durante o processo foi adicionado um suspiro na parte superior como indicado na Figura 57(b) e (c). O suspiro superior permite a saída de ar atmosférico quando da alimentação do vapor saturado que empurra o ar na parte de cima da câmara para fora, colaborando para o aumento da temperatura devido maior concentração e vapor internamente. Há uma pequena cavidade ou dreno no lado inferior da câmara para alívio de algum volume de água saturada residual (Figura 57(d)) durante o processo e que colabora para manutenção de maior concentração

interna de vapor e maior transferência de calor para a peça ensaiada.

Figura 57 – a) Câmara de vapor antes da otimização do sistema; b) Após a otimização com lã de vidro e suspiro superior; c) Suspiro superior; d) Dreno na parte inferior da câmara.

Para evitar a perda de calor do fluido da caldeira, percebida em ensaios anteriores e durante a própria análise de resultados, as mangueiras de alimentação da câmara de vapor foram revestidas de uma manta térmica em espuma polimérica de espessura de $3/8''$ [9,525 mm], seção interna de $1/2''$ [12,7 mm] e capacidade de operação térmica de -30 a 100°C conforme Figura 58(b). O objetivo foi atenuar a perda de temperatura do vapor após a saída da caldeira até chegar na câmara de vapor e, dessa forma, contribuir para um aumento do gradiente térmico esperado dentro da câmara. As mangueiras foram revestidas por um isolamento térmico constituído de uma borracha elastomérica cortada ao longo do comprimento para envolver as mangueiras e no final as mesmas foram fixadas com braçadeiras plásticas *Hellermann* envolta das borrachas.

Figura 58 – a) Mangueira antes da otimização; b) Mangueira com isolamento

térmico a base de manta polimérica.

A Figura 59 apresenta a descrição do ciclo térmico gerado durante o processo *uphill* após têmpera.

Figura 59 – Ciclo térmico do processo “uphill” logo após têmpera.

4.2.3.7. Ensaio Comparativo para Medição do Gradiente Térmico para o Processo *Uphill*

4.2.3.7.1. Objetivo:

Obter o gradiente térmico para o processo *uphill* a partir da peça mergulhada em LN₂ e comparar com os diversos tipos de têmpera em água fervente, vapor puro (panela de pressão) e vapor saturado (caldeira) para justificar as adaptações além da identificação de qualquer tipo de fenômeno de formação e gelo na superfície do material.

4.2.3.7.2. Procedimento:

→ Montagem dos termopares

O ensaio consistiu na montagem de 4 termopares tipo “K” calibrados e instalados em pontos diferentes de um corpo de prova de tração (um em cada lado do mesmo).

A montagem foi feita realizando-se 4 furos, um em cada lado do corpo de prova e inserindo-se a extremidade do termopar, fixando-se a extremidade do mesmo na cavidade do corpo de prova com o auxílio de um adesivo a base de silicone vermelha, usado para altas temperaturas.

Os termopares foram ligados a um barramento de uma placa de aquisição de dados através de conectores macho (ligados na extremidade do termopar) e fêmea (ligado no barramento). Também foram revestidos com tubos de borracha do tipo “espaguete termo-retrátil” para proteção.

A Figura 60 apresenta uma ilustração do corpo de prova e semelhante ao usado em ensaio de tração, conforme norma ASTM B557M (2014).

Figura 60 – Corpo de prova com 4 termopares acoplados para ensaio de gradiente térmico.

→ Medição do gradiente térmico

O corpo de prova com o termopar conectado à placa de aquisição à temperatura ambiente ($23 \pm 4^\circ\text{C}$) era mergulhado em um dewar de LN₂ a $-196,5^\circ\text{C}$

até a estabilização da temperatura, em média 15 a 20 minutos, sendo monitorada toda a variação através do sistema de aquisição pela tela do computador.

Após a estabilização em temperatura criogênica, o corpo de prova era retirado e mergulhado em um béquer metálico com água fervente [96,5°C].

No segundo ensaio, o corpo de prova era colocado na câmara de vapor que recebe vapor puro proveniente de uma panela de pressão a 96°C conforme Figura 61.

Figura 61 – Medição do gradiente térmico a partir do LN₂ para o vapor puro a partir da panela de pressão.

No terceiro ensaio, realizado com a caldeira, foi obtido o gradiente térmico a partir de LN₂ e usando-se a câmara de vapor. A mesma é alimentada por vapor saturado em duas situações: Na primeira, usando-se a garrafa metálica com purgador, mangueiras revestidas com manta térmica de material polimérico e a própria câmara de vapor revestida com lã de vidro para conseguir maior aquecimento interno e evitar perda de calor. Na segunda situação foi usada a câmara de vapor sem os dispositivos citados que colaboram para maior aquecimento, inclusive sem o purgador, portanto com maior acúmulo de fluido com água saturada. Ambas as imagens já foram citadas quando do comparativo antes e depois da otimização do processo na Figura 56 já mostrada.

4.2.3.8. Análise por Inspeção por Boroscópio para o Processo *Uphill*

Ko et al. (2013) usaram água fervente após LN₂ ao invés de vapor. Foi percebida a formação de gelo durante o processo *uphill*, tendendo a reduzir sua eficiência para diminuir as tensões residuais na peça, porque o gelo funciona como

obstáculo para a transferência de calor entre a peça e a água fervente.

A própria transferência da peça entre o dewar de LN₂ e a câmara de vapor tende a gerar gelo devido a umidade do ar em contato com a superfície da peça estar super resfriada.

Neste trabalho se faz uso de vapor saturado que gera o chamado vapor *flash* devido o fluido disponível ser de origem do volume de água condensada que vem da descarga de fundo da caldeira. Como não é um tipo de vapor puro ou superaquecido, a formação de gelo poderia ocorrer.

Com o objetivo de se certificar se houve ou não a formação de gelo durante o processo, para efetuar a *têmpera uphill*, foi usado um tipo de dispositivo boroscópio munido de uma sonda que foi inserida em uma cavidade inferior do sistema para detectar a presença de alguma formação interna de gelo na peça.

A análise foi realizada em 3 fases:

1. Adaptação da câmara de vapor para o acoplamento da sonda de boroscópio;
2. Uso da sonda de boroscópio para reproduzir as imagens antes do início do processo *uphill*;
3. Reprodução das imagens durante o processo.

A Figura 62 ilustra o processo de inspeção e detalhes da sonda e boroscópio.

Figure 62 - a) Inspeção por boroscópio aplicada ao processo *uphill*; b) Ponto de acoplamento na parte inferior da câmara de vapor para o uso da

sonda do boroscópio; c) Componentes do equipamento de boroscópio usados no ensaio. Fonte: Autor; Adaptação de Politerm (2016).

4.2.4. Tratamento Térmico de Envelhecimento

Após o processo de têmpera e *uphill*, foi realizado o tratamento térmico de envelhecimento. O envelhecimento foi realizado em apenas uma etapa para têmpera nível T6 conforme a Figura 63 e o resfriamento escolhido foi em água fria.

Figura 63 - Fases do tratamento térmico de envelhecimento para a liga de alumínio 7075. Fonte: Autor.

A Tabela 30 descreve as informações referentes aos parâmetros para o tratamento térmico de envelhecimento usado neste trabalho.

Tabela 30 - Parâmetros usados para o tratamento térmico de envelhecimento dos corpos de prova de liga de alumínio.

PARÂMETROS PARA TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA DE ALUMÍNIO 7075		
Equipamento usado		Forno elétrico
Temperatura	°C [°F]	121 [250]
Limite de temperatura	°C [°F]	±6 [±10]; / ±2,8 [±5]
Disposição das peças no forno	in [mm]	Até 1/4" distância de 1" [25,4] de uma peça para outra
Tempo para atingir a temperatura de Tratamento		Tão rápido quanto possível.
Tempo em Temperatura de Tratamento (Soaking time)	horas	Para espessuras de 1/4" – 24 hs
Resfriamento		Em água fria
Designação após tratamento térmico		T6

Fonte: SAE AMS 2770H (2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b).

4.2.5. Resumo dos Tratamentos Térmicos

O processo de tratamento térmico seguiu as normas SAE AMS 3025B e 2770H (2000; 2006) e ASTM B918/ B918M-09 (2009b). Os corpos de prova passaram por tratamento térmico de:

- Recozimento

- Temperatura inicial [T_0]: 25°C;
- Tempo de aquecimento de aproximadamente 27 min. até atingir 407°C [15°C/ min];
- Temperatura em tratamento térmico (*soaking time*) de 407°C durante 3 hs [180min];
- Resfriamento lento até 204°C, tempo de 406 min. [0,5°C/ min];
- Reaquecimento até 232°C, tempo de 2min. [15°C/ min];
- Período em temperatura de reaquecimento: 5hs;
- Resfriamento em ar calmo [25°C].

- Solubilização

- Temperatura inicial [T_0]: 25°C;
- Tempo de aquecimento de aproximadamente 31min. [15°C/ min];
- Temperatura em tratamento térmico (*soaking time*) de 490°C.

Observações: As peças devem ficar em média a 2,54 cm de distância uma da outra a fim de se evitar interferência térmica.

- Têmpera

- Água fria [23 ±4°C] (1) / água quente [65 ±5°C] (2) / polímero PAG tipo II a 12(3), 18(4) e 22% [32±5°C] (5);
- Água fria (6) / água quente (7) / polímero PAG tipo II a 12 (8), 8%(9) e 22%(10) seguida do processo *uphill* [-196,5°C até aproximados 100°C].

Observações: Atraso de têmpera de no máximo: 45 segundos;

- Tempo máximo em banho de têmpera: 40 segundos.

- Envelhecimento

- Temperatura inicial [T_0]: 25°C;
- Tempo de aquecimento de aproximadamente 7' [15°C/ min];
- Temperatura em tratamento térmico (*soaking time*) de 121°C durante 24hs [1440'];
- Resfriamento em água fria [22 ±3°C].

4.3. ENSAIOS

4.3.1. Ensaios para Verificação do Tratamento Térmico

A fim de se verificar a condição do tratamento térmico de ligas de alumínio em acordo com a condição padrão avaliando-se sua qualidade, foram realizadas as medições de dureza e condutividade elétrica, sendo estes dois parâmetros usados em conjunto para essa verificação (Department of Defense, 1991, 2002; SAE AMS 2658, 2003) para tornar o mesmo praticável.

→ Objetivo:

Obter níveis de dureza e correlacionar com os valores padrão em conjunto com os valores de condutividade elétrica obtidos para as mesmas amostras com o intuito de garantir que o tratamento térmico da liga de alumínio atenda os critérios de propriedades mecânicas exigidas em norma.

4.3.1.1. Dureza

4.3.1.1.1. Procedimento Experimental

→ Normas utilizadas:

- MIL H-6088G (1991), MIL STD 1537C (2002), SAE AMS 2658 (2003), ASTM E18-11 (2012a).

→ Especificação dos corpos de prova:

- **Dimensões:** [comprimento x largura x espessura]: 50 x 35 x 6,35 mm (para todas as condições de têmpera).

- As amostras foram lixadas com lixa d'água a base de carvão de silício de grana 320; 600 (ou 800); 1200 e 2000.

→ Número médio de medições por amostra: 7 medições realizadas por amostra, sendo o número mínimo de medições: 4.

- Equipamento usado para medição: Máquina de dureza Leco RT-240 com identador de esfera de aço de 1/16" e configuração para medição de dureza Rockwell B.

→ Valores de referência

Os valores de referência para efeitos de comparação para dureza seguem conforme a Tabela 31 e são avaliados conforme a referência das Tabelas IX pág. 57

(Department of Defense, 1991) e Tabela 1, pág. 6 (SAE AMS 2658, 2003).

Tabela 31 – Valores padrão para índices de dureza para ligas de alumínio 7075.

VALORES PADRÃO PARA DUREZA EM LIGAS DE ALUMÍNIO 7075		
Condição do Material	Tipos de Brinell*	Dureza Rockwell B**
Recozida [O]		22
Têmpera T6	135	84
Têmpera T73	125	78
Têmpera T76	130	82

*Mínimo de 3 medições

**Mínimo de 4 medições

Fonte: Department of Defense (1991) e SAE AMS 2658 (2003).

4.3.1.2. Condutividade Elétrica

A condutividade elétrica ou capacidade que um material possui de permitir a transmissão de corrente elétrica, corresponde ao inverso da resistividade elétrica.

Metais como o alumínio possuem menor resistividade que o ferro, dessa forma, sua condutividade elétrica é maior.

Assim, a condutividade elétrica é definida por:

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (4.0)$$

Onde: σ é a condutividade elétrica

ρ é a resistividade elétrica

Sendo que a resistividade elétrica é dada por:

$$\rho = \frac{R \cdot A}{L} \quad (5.0)$$

Onde: ρ é a resistividade elétrica [ohms.cm]

R é resistência elétrica [ohms]

A é a área da seção [cm²]

L é comprimento conhecido (cm) da área A

Por conveniência, para a medição de condutividade elétrica de materiais metálicos, usou-se como referência a condutividade elétrica do cobre em 100% IACS (International Annealed Copper Standard) ou 58 MS/m [Mega Siemens por metro] à 20°C (General Electric, 2008a).

A Figura 64 apresenta a correlação da dureza pela condutividade elétrica para uma liga de alumínio 7075.

Figura 64 – Curva da relação da dureza pela condutividade elétrica para uma liga de alumínio 7075-T6. Fonte: Adaptado de Department of Defense, 2002.

Pode-se observar, de acordo com a Figura 64 que para dois valores distintos de dureza, pode-se ter um mesmo valor de condutividade elétrica. Dessa forma, conforme Department of Defense, 2002 deve-se usar o parâmetro de dureza para confirmação, mas a norma solicita que a condutividade elétrica seja efetuada.

4.3.1.2.1. Procedimento Experimental

→ Normas usadas para o ensaio de condutividade elétrica:

- MIL H-6088G (1991); MIL STD 1537 (2002); SAE AMS 2658 (2003).

→ Objetivo:

Obter níveis de condutividade elétrica e correlacionar com os valores padrão em conjunto com os valores de dureza obtidos para as mesmas amostras com o intuito de garantir que o tratamento térmico da liga de alumínio atenda os critérios de propriedades mecânicas.

→ Especificação do corpo de prova:

- Por tratar-se do mesmo material e ensaios correlacionados para verificação do nível de qualidade do tratamento térmico, a especificação dos corpos de prova segue as mesmas das medidas de dureza.

→Medição de condutividade elétrica:

- Calibração do aparelho de medição de condutividade elétrica

- Utilizou-se um equipamento devidamente calibrado através de padrões de referência (cobre) e material base para a medição (alumínio).

Os ensaios de medição de condutividade elétrica foram realizados no Centro Tecnológico de Manutenção da TAM-MRO e no Laboratório de Ensaios não Destrutivos do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC-USP, ambos em em São Carlos.

- Período mínimo para começar a fazer a medição de condutividade após tratamento térmico [especificamente após têmpera].

- No mínimo após 10 hs.

- Forma de medição e leitura

Uso da sonda do equipamento de “Eddy Current” apenas tocando por alguns segundos em um dos lados no corpo de prova até confirmar o valor médio devido a variação sofrida. Repete-se a medição por pelo menos mais 2 vezes.

- Equipamento utilizado

Equipamento para ensaio não destrutivo de correntes parasitas (“Eddy-Current”) modelo GE Phasec 3 com sonda própria para uso em medição de condutividade elétrica e frequência de 60Hz.

Figura 65 – Equipamento de ensaio não destrutivo de “Eddy Current” usado para medição e condutividade elétrica. Fonte: Adaptação de General Electric (2008a; 2008b).

- Parâmetros de Medição

- Frequência de trabalho: 60 KHz
- Sonda usada tipo P/N 47P002 – 500KHz
- Diâmetro da sonda: 8,0 mm [5/16”]

- Parâmetros de resultados

- A seguir fez-se as medições de condutividade elétrica normalmente nos corpos de prova conforme Tabela 32.
- Repetiu-se no mínimo 3 vezes a medição.

Tabela 32 – Valores padrão para índices de condutividade elétrica para ligas de alumínio 7075.

VALORES PADRÃO PARA CONDUTIVIDADE ELÉTRICA EM LIGAS DE ALUMÍNIO 7075	
Condição do Material	Condutividade Elétrica [%IACS]
Recozido [O]	44,0 – 48,0
Têmpera T6	30,5 – 36,0
Têmpera T73	38,0 – 43,0
Têmpera T76	38,0 – 42,0

Fonte: Department of Defense (1991) e SAE AMS 2658 (2003).

4.3.2. Análise de Distorção

A análise de distorção do material visa a identificação de algum tipo de perda de estabilidade dimensional ou variação da uniformidade da superfície.

O nível de distorção está relacionado com a intensidade de tensão residual que surge por influência da têmpera durante o processo de tratamento térmico.

4.3.2.1. Procedimento Experimental para Análise de Distorção

→ Normas aplicáveis:

- ASTM A1030/ A1030M-11 (2011a).

→ Objetivo:

- Determinar o nível de distorção de corpos de prova para diferentes tipos de têmpera comparando-se os resultados obtidos.

→ Especificação do Corpo de Prova

As características do corpo de prova usado no ensaio de distorção são apresentados na Figura 66 e Tabela 33.

Figura 66 – Corpo de prova usado para análise de distorção e ensaio de corrosão sob tensão em flexão.

Tabela 33 - Dados técnicos do corpo de prova usado para o ensaio de distorção.

DADOS DO CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE DISTORÇÃO		
Parâmetros	Unidades	Valores
Formato		Placa
Número de cp's		8
Espessura	mm [in]	6,35 [0,25]
Comprimento	mm [in]	150 [5,90]
Largura	mm [in]	35 [1,38]
Material		Liga de alumínio 7075
Peso	gf [Lbf]	93 [0,20]

Fonte: ASTM A1030/ A1030M-11 (2011a).

As medições foram feitas nas amostras que foram recozidas, solubilizadas e temperadas nos diversos fluidos e submetidos ou não ao processo *uphill*.

→ Preparação dos corpos de prova:

- Lixamento do material

O procedimento de lixamento dos corpos de prova também é descrito conforme item 4.3.1.1.1.

→ Processo de medição de distorção:

Para o processo de ensaio de distorção, foram realizadas medições da seguinte forma:

- Medição direta de distorção por relógio comparador e micrômetro:

Dessa forma foram verificados os seguintes parâmetros:

- Paralelismo
- Variação de espessura

A Figura 67 apresenta detalhes da medição.

Figura 67 – Medição de distorção através de determinação do paralelismo e variação de espessura do corpo de prova. a) Aferição do relógio comparador com padrão referente à $\frac{1}{4}$ " (6,35 mm); b) Medição do paralelismo; c) Medição de variação de espessura com uso de micrômetro. Fonte: Instituto Federal de São Paulo, Campus São Carlos e Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas (NEMAF) do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo.

4.3.3. Ensaios Mecânicos

Para a otimização do processo de tratamento térmico de ligas de alumínio com base na análise de propriedades mecânicas, foram realizados especificamente dois tipos de ensaios mecânicos:

- Ensaio de tração
- Ensaio de fadiga

4.3.3.1. Tração

4.3.3.1.1. Procedimento Experimental

→ Normas aplicáveis:

- ASTM B557M-14 (2014).

→ Objetivo:

- Determinar as propriedades mecânicas da liga em estudo, tais como tensões limite de resistência à tração e limite de escoamento, alongamento (deformação), módulo de elasticidade e número índice de tenacidade e comparar para os diversos tipos de meios de resfriamento utilizados para têmpera da liga.

→ Especificação dos corpos de prova:

- Corpo de prova seção retangular conforme Figura 68 e Tabela 34 (ASTM B557M, 2014) usinados com o eixo longitudinal no sentido da laminação (SL).

Figura 68 - Corpo de prova para o ensaio de tração conforme norma ASTM (2014).

Tabela 34 - Dados técnicos do corpo de prova ensaio de tração.

DADOS DO CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO - Norma ASTM (2014), Fig.6		
Parâmetros	Unidades	Dados
Formato		Seção Retangular
Número de cp's		Mínimo de 10
Espessura da Seção de ensaio (T)	mm [pol.]	6,35 [0,25]
Comprimento da Seção de ensaio (G)	mm [pol.]	25,0 ± 0,1 [0,984]
Comprimento da seção reduzida (A)	mm [pol.]	32 [1,25]
Comprimento total (L)	mm [pol.]	100 [3,94]
Largura da seção de ensaio (W)	mm [pol.]	12,5 ± 2,0 [0,4922]
Largura da seção da garra (C)	mm [pol.]	10 [0,394]
Comprimento da seção da garra (B)	mm [pol.]	30 [1,182]
Material		Liga de alumínio 7075-T6
Peso	gf [Lbf]	62 [0,14]

Fonte: Adaptação de ASTM B557M (2014).

→ Tratamento térmico:

Por terem sido usados corpos de prova do mesmo tipo de material, ou seja, liga de alumínio 7075 e condição de têmpera T6, as etapas de tratamento térmico desde recozimento, solubilização, têmpera e envelhecimento seguiram os mesmos parâmetros conforme descrito no item 4.2.5.

Observação: devido o comprimento longo do corpo de prova, para melhor eficiência do processo de têmpera, foi realizado um furo roscado em uma das extremidades do material para fixação de um suporte de auxílio para têmpera para garantir o mergulho no fluido na vertical de forma efetiva após retirada do forno em solubilização. Esse suporte foi feito para temperar até 3 corpos de prova de tração de uma vez no mesmo fluido de têmpera.

→ Preparação dos corpos de prova:

Não houve necessidade de preparação da superfície do corpo de prova para o

ensaio após tratamento térmico e antes do ensaio mecânico.

→ Ferramentas utilizadas:

Para o ensaio mecânico de tração, foi usado uma máquina de tração axial tipo coluna conforme EMIC (2000) apresentada na Figura 68 e com capacidade para até 10000 Kgf de carga. O ensaio foi realizado com o auxílio de um computador munido de um software e sistema de aquisição de dados e seguiu a norma conforme ASTM B557M (2014).

Figura 69 – a) Máquina de ensaio mecânico de tração; b) Peça rompida e extensômetro; c) Sistema de aquisição e dados. Fonte: Núcleo de Ensaio de Materiais e Análise de Falhas (NEMAF) do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo.

- Parâmetros usados para o ensaio

- Velocidade do ensaio: 2mm/ min;
- Extensômetro usado: 25 mm;
- Temperatura do ensaio: Temperatura ambiente.
- 2 corpos de prova para cada tipo de têmpera a ser comparada.

4.3.3.2. Ensaio de Fadiga

Para este ensaio, foi escolhido o ensaio de fadiga rotativa em que os corpos de prova sofrem esforços ou cargas em flexão.

Os ensaios foram realizados em máquinas de fadiga rotativa (INSTRON, 2008) conforme a Figura 70.

Figura 70 – Máquina de ensaio de fadiga rotativa do tipo R.R. Moore.

4.3.3.2.1. Procedimento Experimental

→ Normas aplicáveis:

- Department of Defense (1998); ASTM E600/ 606M (2012b).

→ Objetivo:

Este ensaio tem por objetivo determinar o melhor desempenho para vida em fadiga em ciclos para a mesma carga em ensaio de fadiga rotativa comparando-se diversos corpos de prova em alguns meios de têmpera. Além disso, é utilizado os resultados de corpos de prova ensaiados para um tipo de têmpera a fim de se determinar o gráfico para a curva S-N (tensão pela vida da peça) e comparar com os resultados da curva padrão tabelados. Além disso, verificar a constituição da seção de fratura por fadiga em detalhes comparando-se para alguns meios de resfriamento ensaiados.

→ Especificação dos corpos de prova:

- Corpos de prova usinados no formato de seção circular conforme Figura 71 e Tabela 35.

Figura 71 - Corpos de prova de fadiga rotativa.

Tabela 35 - Dados técnicos do corpo de prova usado para o ensaio de fadiga.

DADOS DO CORPO DE PROVA		
PARA ENSAIO DE FADIGA - Norma ASTM E606/ E606M-12 Fig. 1 (b)		
Parâmetros	Unidades	Valores
Formato		Seção redonda
Número de cp's		18
Diâmetro da Seção de Ensaio	mm [in]	6,35 [1/4]
Diâmetro da Seção Final	mm [in]	12,7 [1/2]
Comprimento Total	mm [in]	152,4 [6,0]
Material		Liga de alumínio 7075-T6
Peso	gf [Lbf]	20 [0,05]

Fonte: ASTM E600/ 606M-12 (2012b).

→ Tratamento térmico:

Por ter sido usado o mesmo material dos corpos de prova para o ensaio de dureza, o procedimento de tratamento térmico dos corpos de prova é descrito conforme item 4.2.5.

→ Preparação dos corpos de prova:

Não houve a necessidade de preparação adicional dos corpos de prova de fadiga para o ensaio. Apenas o polimento da seção de ensaio após o tratamento térmico para facilitar a visualização de pontos de nucleação ou propagação de trinca.

→ Determinação da curva teórica:

- Determinação dos pesos usados para o ensaio;
- Determinação do gráfico para curva S-N.
- Utilizar pelo menos 3 corpos de prova para cada carga ensaiada.

→ Determinação da carga a ser usada experimentalmente:

Cálculo da equação para a curva S-N teórica

Dados:

Para a liga de alumínio 7075-T6, conforme Kaufman (2000).

$$\sigma_{LR} = 570 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{LE} = 505 \text{ MPa}$$

$S_M \rightarrow$ tensão de resistência do material a 1×10^3 ciclos.

$N = 5 \times 10^8$ ciclos (número de ciclos de tensões suportado pelo corpo de prova até a fratura).

$$S_F = ?$$

- Cálculo da equação da curva S-N

Conforme Norton (2013), equação 6.9, para o ensaio de flexão rotativa, estimando-se a tensão de resistência do material a 1×10^3 ciclos, temos:

$$S_M = 0,9 \times \sigma_{LR} \rightarrow \rightarrow S_M = 0,9 \times 570 \rightarrow S_M = 513 \text{ MPa} \quad (6.0)$$

Para o cálculo da tensão de resistência à fadiga teórica ($S_{F'}$):

Da equação 6.5c conforme Norton (2013), tem-se:

$$\sigma_{LR} = S_{ut} = 570 \text{ MPa} ; \text{ para } \sigma_{LR} = S_{ut} \geq 330 \text{ MPa} \rightarrow \rightarrow S_{F'} = 130 \text{ MPa}$$

Para o cálculo dos fatores de correção para à fadiga (C), temos:

→ Fator de carregamento (C_{carreg})

Do Item 6.7a, tem-se:

$$\text{Para flexão} \rightarrow C_{\text{carreg}} = 1$$

→ Fator de tamanho (C_{tamanho})

Do item 6.7b, tem-se:

$$\text{Para } d \leq 0,3 \text{ in } [8,0 \text{ mm}] \rightarrow C_{\text{tamanho}} = 1 [d_{cp} = 0,25 \text{ in } (6,35 \text{ mm})]$$

→ Fator de superfície (C_{superf})

Da Figura 6-26, tem-se:

$$\text{Para polimento espelhado} \rightarrow C_{\text{superf}} = 1$$

→ Fator de temperatura (C_{temp})

Do item 6.7f, tem-se:

$$\text{Para } T \leq 450^\circ \text{C } [840^\circ \text{F}] \rightarrow C_{\text{temp}} = 1$$

→ Fator de confiabilidade (C_{conf})

Da Tabela 6-4, tem-se:

$$\text{para Confiabilidade de } 99\% \rightarrow C_{\text{conf}} = 0,814$$

Assim, temos da equação 6.6:

$$S_F = C_{carreg} \times C_{tamanho} \times C_{superf} \times C_{temp} \times C_{conf} \times S_{F'} \rightarrow \quad (7.0)$$

$$\rightarrow S_F = 1,0 \times 1,0 \times 1,0 \times 1,0 \times 0,814 \times 130 \rightarrow$$

$$\rightarrow \boxed{S_F = 106 \text{ MPa}}$$

Da equação 6.10 e 6.10d da mesma referência, obtemos os coeficientes a, b e Z, tem-se:

$$Z_{5 \times 10^8} = \text{Log}(N_1) - \text{Log}(N_2) \rightarrow \quad (8.0)$$

$$\rightarrow Z_{5 \times 10^8} = \text{Log}(1 \times 10^3) - \text{Log}(5 \times 10^8) \rightarrow \boxed{Z_{5 \times 10^8} = -5,699}$$

$$b_{5 \times 10^8} = \frac{1}{Z_{5 \times 10^8}} \times \text{Log} \left(\frac{S_M}{S_F} \right) \rightarrow \quad (9.0)$$

$$\rightarrow b_{5 \times 10^8} = \frac{1}{-5,699} \times \text{Log} \left(\frac{513}{106} \right) \rightarrow \boxed{b_{5 \times 10^8} = -0,12}$$

$$\text{Log}(a) = \text{Log}(S_M) - (-b) \times \text{Log}(N_1) \rightarrow \quad (10.0)$$

$$\rightarrow \text{Log}(a) = \text{Log}(513) - (-0,12) \times \text{Log}(1000) \rightarrow$$

$$\rightarrow \text{Log}(a) = 2,71 + 0,36 \rightarrow \text{Log}(a) = 3,07 \rightarrow a = 1174,90$$

Para a determinação da equação conferida da Curva S-N, conforme equação 6.10a, tem-se:

$$S(N) = a \times N^b \rightarrow \quad (11.0)$$

$$\rightarrow S(N) = 1174,90 \times N^{-0,12}$$

Aplicando-se a regra logarítmica, temos:

$$\text{Log } S(N) = \text{Log}(a) + b \times \text{Log}(N) \rightarrow \quad (12.0)$$

$$\text{Log } S(N) = \text{Log}(1174,90) + (-0,12) \times \text{Log}(N) \rightarrow$$

$$\boxed{\text{Log } S(N) = 3,07 + (-0,12) \times \text{Log}(N)} \quad (13.0)$$

Considerando-se para o ensaio a Vida N de 1×10^7 ciclos

Sendo N – número de ciclos de tensões suportados pelo corpo de prova até a fratura, conforme Souza (1979).

Da equação conferida da curva S-N e vida de 1×10^7 ciclos, tem-se:

$$\text{Log } S(N) = 3,07 + (-0,12) \times \text{Log}(1 \times 10^7) \rightarrow \boxed{S = 169,83 \text{ MPa} \approx 170 \text{ MPa}}$$

Para o cálculo da carga (W), conforme manual da Instron (2008), tem-se:

$$S = \frac{16xWxL}{\pi x D^3} \rightarrow \quad (14.0)$$

Dados:

$$S = 170 \text{ MPa } [170 \times 10^6 \text{ Pa}]$$

$$L = 4" \text{ ou } 101,6 \text{ mm } [0,1016 \text{ m}]$$

$$D = 6,35 \text{ mm } [0,00635 \text{ m}]$$

$$\rightarrow S = 170 \times 10^6 = \frac{16 \times W \times (0,1016)}{\pi \times (0,00635)^3} \rightarrow$$

$$\rightarrow W = 84,071 \text{ N ou } 8,60 \text{ Kgf } [8,60 \text{ Kg}]$$

Para o cálculo final da carga para o ensaio deve-se desconsiderar o peso da haste de 5 Kg, assim tem-se:

$$W = 8,60 - 5 \rightarrow W = 3,6 \text{ Kg}$$

Com base nos cálculos anteriores, tem-se que:

$$\text{Para } N = 1 \times 10^6 \text{ ciclos } \rightarrow S = 223,9 \text{ MPa } \rightarrow W \approx 6,3 \text{ Kgs}$$

$$\text{Para } N = 1 \times 10^5 \text{ ciclos } \rightarrow S = 295,12 \text{ MPa } \rightarrow W \approx 9,9 \text{ Kgs}$$

$$\text{Para } N = 1 \times 10^4 \text{ ciclos } \rightarrow S = 389 \text{ MPa } \rightarrow W \approx 14,6 \text{ Kgs}$$

$$\text{Para } N = 1 \times 10^3 \text{ ciclos } \rightarrow S = 512,9 \text{ MPa } \rightarrow W \approx 20,9 \text{ Kgs}$$

→ Equipamentos e Ferramentas utilizadas:

- Máquina de ensaio de fadiga rotativa tipo “R.R.Moore” (INSTRON, 2008);
- Pesos para uso da carga durante o ensaio.

→ Parâmetros usados para o ensaio:

- Porcentagem de tensão nominal de entrada (127V): 6 a 8%;
- Rotação: Abaixo de 700 RPM;
- Temperatura do ensaio: temperatura ambiente.

→ Análise:

- Comparativo da vida em fadiga para corpos de prova tratados em meios de têmpera selecionados (vida de 1×10^5 ciclos) e determinar qual têmpera pode fornecer maior vida em fadiga correlacionando-se com alívio de tensão residual;
- Obtenção da curva S-N para um tipo de têmpera selecionada com base em outros

ensaios (tração por exemplo), usando-se 4 diferentes cargas (pesos) e comparar com curva padrão conforme norma;

- Obtenção de imagens macro para verificação dos pontos de nucleação de trinca;
- Corte e preparação das amostras para cada tipo de têmpera para a análise em microscópio eletrônico com EDS para determinação dos elementos químicos presentes na seção de ruptura e que podem catalisar a propagação da trinca e obtenção de uma aproximação quantitativa dos mesmos.

4.3.4. Ensaios de Corrosão

Após as etapas de tratamento térmico, corpos de prova específicos foram submetidos a ensaios de corrosão, tendo como objetivo analisar o comportamento da liga de alumínio em ambiente exposto a corrosão através de ataque químico e eletrolítico e comparar a eficiência para cada tipo de meio de resfriamento analisado.

. Os corpos de prova foram usados para a realização dos seguintes ensaios destrutivos de corrosão:

- Ensaio de corrosão sob tensão (SCC)
- Ensaio de corrosão intergranular (IGC)

4.3.4.1. Ensaios de Corrosão Sob Tensão

Para a realização do ensaio de corrosão sob tensão, foram usinados corpos de prova tanto para ensaios sob carga em flexão quanto em tração.

Os corpos de prova para ensaio de corrosão sob tensão (SCC) foram colocados dentro de uma câmara de névoa salina e expostos a um ambiente mais crítico que o de água do mar (3% em média) devido a concentração salina ser maior (5%).

Para o ensaio foram usados vários frascos de cloreto de sódio com alto grau de pureza (sem iodo) e um grande volume de água destilada (sem cloro) a fim de se manter a alimentação do sistema por um período prolongado e ser possível a conclusão do ensaio.

Para atenuar o efeito do ataque corrosivo das ferramentas, foi usada benzina alquílica para todas as ferramentas e os pontos de contato com o corpo de prova devido ao longo período diretamente em exposição.

As peças foram montadas inclinadas de forma que a névoa salina atingisse todas as partes do material.

Para a realização do ensaio de corrosão sob tensão foram confeccionadas duas ferramentas para teste em flexão e duas ferramentas para tração dentro da câmara de névoa salina com estrutura em alumínio e parafusos e componentes em aço inoxidável e pontos de união dos corpos de prova com a ferramenta em tiras de nylon para evitar ação galvânica devido a diferença dos materiais e o ambiente exposto ser muito agressivo.

A Figura 72 mostra detalhes das partes constituintes da câmara de névoa salina (*salt spray*) usada no ensaio de corrosão sob tensão.

Figura 72 – a) Câmara de névoa salina para o ensaio de susceptibilidade de corrosão sob tensão dos corpos de prova com detalhes do painel de controle e dispositivos de alimentação; b) Detalhe interno da câmara com o dispositivo ejetor para a geração de névoa dentro da câmara. Fonte: Instituto de Química de São Carlos (IQSC) da Universidade de São Paulo (USP).

Os dados técnicos da câmara de vapor seguem em Tabela em anexo.

4.3.4.1.1. Procedimento Experimental

→ Normas aplicáveis:

- ASTM G39-99 (2011c), G47-98 (2011d), G64-99 (2013a), G44-99 (2013b), B557M-14 (2014).

→ Objetivo:

Comparar o avanço da corrosão sob tensão a partir de amostras tratadas termicamente com diferentes tipos de têmpera e processo *uphill* após o

envelhecimento.

→ **Especificação dos corpos de prova:**

- 6 cp's para ensaio de flexão em placa nas medidas 150,0 x 35,0 x 6,35 mm, conforme Norma ASTM G39-99 (2011c).

Os dados técnicos do corpo de prova usado para o ensaio de corrosão sob tensão em flexão seguem os mesmos usados para o corpo de prova do ensaio de distorção conforme Figura 66 e Tabela 32 citada anteriormente e segue a norma conforme ASTM G39-99 (2011c).

Figura 73 - Ferramenta para ensaio de corrosão sob tensão em flexão com a placa plana (cp) fixada e usada nos ensaios em ambiente de névoa salina

- 5 cp's para ensaio de tração tipo de seção redonda 87,0 x 6,35 mm de seção circular conforme norma conforme Figura 74 e Tabela 36.

Figura 74 – a) Corpo de prova cilíndrico (tipo osso de cachorro) usado para ensaio de corrosão sob tensão em tração; b) Ferramenta projetada para ensaio de corrosão sob tensão em tração.

Tabela 36 – Dados técnicos do corpo de prova ensaio de corrosão sob tensão em tração.

DADOS DO CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE CORROSÃO		
SOB TENSÃO EM TRAÇÃO - Norma ASTM 557M-14, Fig. 9		
Parâmetros	Unidades	Valores
Formato		Seção redonda
Número de cp's		5
Diâmetro da seção de ensaio	mm [in]	6,0 [0,236]
Comprimento da seção de ensaio (G)	mm [in]	30±0,06 [1,18]
Comprimento da seção reduzida (A)	mm [in]	36 [1,42]
Comprimento total (L)	mm [in]	87,0 [3,43]
Raio do filete (R)	mm [in]	6,0±0,1 [0,236]
Comprimento da seção da garra	mm [in]	20 [0,79]
Material		Liga de alumínio 7075
Peso	gf [Lbf]	32 [0,071]

Fonte: Referência para os dados conforme ASTM B557 (2014).

→ Tratamento Térmico:

Por ser o mesmo tipo de material e ter sido usado os mesmos corpos de prova para o ensaio de distorção já foi descrito conforme item 4.2.5.

Para os corpos de prova cilíndricos para o ensaio de corrosão sob tensão em tração seguem também o mesmo procedimento deste item para tratamento térmico.

→ Preparação dos corpos de prova:

- Lixamento do material

O procedimento de lixamento dos corpos de prova também é descrito conforme item 4.3.1.1.

Montagem dos corpos de prova nas ferramentas:

- Aplicação do torque especificado dentro do regime elástico do material com a ferramenta (tração e flexão) usando-se torquímetro. No caso para a liga de alumínio 7075-T6, o valor da tensão de escoamento está entre 65 a 70% da tensão limite de resistência ($\sigma_{LR} = 570 \text{ MPa}$).
- Valor da tensão em regime elástico (dentro do limite de escoamento do material de 70% $\sigma_{LR} \rightarrow \sigma_E = 400 \text{ MPa}$) conforme Peel e Gregson (1995);
- Usar luva, uma vez lavada a peça, evitando tocar diretamente na peça;

- Preparação de solução salina - cloreto de sódio (NaCl) à 50g/ litro de água (5% de concentração);
- Uso de duas ferramentas para ensaio de SCC em flexão e tração ao mesmo tempo;
- Uso de benzina alquílica em todas ferramentas e partes dos corpos de prova apenas em contato com a ferramenta com o propósito de se evitar corrosão galvânica e deterioração prematura das ferramentas;
- Montagem inclinada (45°) da ferramenta dentro da câmara;
- Permitir que o fluxo salino atinja todo o corpo de prova dentro da câmara;
- Temperatura de ensaio: $35 \pm 3^{\circ}\text{C}$;
- Pressão de trabalho: 0,5 a 1,0 Kgf/cm²;
- Concentração da solução de NaCl: 5%

→ Cálculo do torque para o ensaio de corrosão sob tensão:

- Ensaio em tração

Dados

- Tipo de Rosca: Rosca métrica grossa M8 a 60°
- Diâmetro externo: 6,14 mm (passante)

→ Cálculo da tensão de escoamento de projeto:

- Aplicação do torque especificado dentro do regime elástico do material com a ferramenta (tração e flexão).

Para a liga de alumínio 7075-T6, o valor da tensão de escoamento de projeto é dado entre 65 a 70% da tensão limite de resistência à tração, conforme Peel e Gregson (1995), $\sigma_{LR} = 570 \text{ MPa}$ (tensão limite de resistência à tração) conforme Kaufman (2002), temos que:

$$\sigma_{LE} = 70\% \times \sigma_{LR} \quad (15.0)$$

$$\rightarrow \sigma_{LE} = 0,70 \times 570$$

$$\rightarrow \sigma_{LE} = 400 \text{ MPa ou } 4 \times 10^8 \text{ N/m}^2$$

→ $c_{EL} = 0,16$ (coeficiente estático lubrificado para aço - alumínio - parafuso de aço inoxidável e estrutura da ferramenta em alumínio puro).

Fonte: www.engineerhandbook.com/tables/frictioncoefficients.htm

→ Cálculo da área da seção de ensaio do corpo de prova:

$$A = \frac{\pi}{4} \times d^2 \quad (16.0)$$

$$\rightarrow A = \frac{\pi}{4} \times (6,35)^2$$

$$\rightarrow A = 31,65 \text{ mm}^2 \text{ ou } 3,16 \times 10^{-5} \text{ m}^2$$

→ Cálculo da força aplicada:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (17.0)$$

$$\rightarrow F = 4 \times 10^8 \times 3,16 \times 10^{-5}$$

$$\rightarrow F_{CP} = 12640 \text{ N ou } 1289 \text{ Kgf}$$

→ Cálculo do torque considerando o parafuso do corpo de prova (F_{CP}):

$$T = c \times d \times F_P \quad (18.0)$$

$$\rightarrow T = 0,16 \times 0,00614 \times 12640$$

$$\rightarrow T = 12,41 \text{ N} \times \text{m ou } 1,265 \text{ Kgf} \times \text{m}$$

Sendo:

- T - Torque

- c = 0,16 (constante de coeficiente de atrito ou fricção estático lubrificado aço - alumínio)

- $d_N = 6,14 \text{ mm}$ ou $0,00614 \text{ m}$ (M8) (diâmetro nominal do parafuso) e considerando o parafuso do meio – fixação do cp.

Disponível em: www.engineerhandbook.com/tables/frictioncoefficients.htm

- $F_{CP} = 12640 \text{ N}$ (carga axial no parafuso do corpo de prova (centro da ferramenta)

→ O valor do torque para $\sigma_E = 70\% \sigma_{LR}$ em ensaio de corrosão sob tensão em tração é $T = 12,41 \text{ N.m}$.

A Figura 75 mostra o esquema da ferramenta com o corpo de prova com destaque para o ponto de aplicação do torque no parafuso M8.

Figura 75 – Esquema da aplicação do torque através da ferramenta de tração no corpo de prova. Fonte: Autor.

→ Cálculo do torque em parafuso sem cabeça (barra roscada) considerando os parafusos laterais de arraste (F_P):

$$T = c \times d_N \times F_P \quad (19.0)$$

Sendo:

- $T = ?$ (Torque)
- c (constante de coeficiente de atrito ou fricção do aço) = 0,16
- $d_N = 11,5 \text{ mm}$ (M10) (diâmetro nominal do parafuso, considerando os parafusos laterais);
- $F_P = 6230 \text{ N}$ (carga axial em cada barra roscada)

Assim temos que:

$$\begin{aligned} \rightarrow T &= 0,16 \times 0,0115 \times 6230 \\ \rightarrow T &= 11,47 \text{ N x m ou } 1,17 \text{ Kgf x m} \end{aligned}$$

→ Cálculo da carga axial para cada barra roscada para obtenção do torque:

$$F_{CP} = 2 \times F_P \quad (20.0)$$

$$\rightarrow F_{CP} = 2 \times F_P \rightarrow F_P = \frac{12640}{2} \rightarrow F_P = 6320 \text{ N}$$

- Ensaio em Flexão

Dados:

- Tipo de rosca: rosca métrica grossa M10 a 60°
- $d_E = 11,5$ mm (diâmetro externo - passante)
- $H = 140$ mm (distância entre os dois apoios de nylon nas extremidades do cp)
- $t = 6,35$ mm (espessura)
- $E = 72 \times 10^3$ MPa (módulo de Young ou de elasticidade)

$\sigma_{LR} = 570$ MPa (tensão limite de resistência) para a liga 7075-T6 conforme Kaufman (2002);

$\sigma_E = 400$ MPa ou 4×10^8 N/m² (tensão de escoamento de projeto sendo 70% σ_{LR} conforme Peel e Gregson (1995) e calculado pela equação (13.0);

- $d_i = 11,5$ mm (diâmetro interno - passante)

- $y = ?$ (máxima deflexão)

→ $C_{EL} = 0,16$ (coeficiente estático lubrificado para aço - alumínio (parafuso de aço inoxidável e estrutura da ferramenta em alumínio puro).

→ Cálculo da área da seção de ensaio do corpo de prova:

$$A = \frac{\pi}{4} \times d^2 = \frac{\pi}{4} \times (6,35)^2 \rightarrow A = 31,65 \text{ mm}^2 \text{ ou } 3,16 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \quad (21.0)$$

Figura 76 - Esquema da montagem do corpo de prova para ensaio corrosão sob tensão em flexão 3 pontos à deformação plástica constante em flexão. Fonte: ASTM G39-99 (2011c).

→ Cálculo da força aplicada:

$$\sigma = \frac{F}{A} \rightarrow F = 4 \times 10^8 \times 3,16 \times 10^{-5} \rightarrow F_{CP} = 12640 \text{ N ou } 1289 \text{ Kgf}$$

→ Cálculo do torque considerando o parafuso do corpo de prova (F_{CP}):

$$T = c \times d \times F_p = 0,16 \times 0,00614 \times 12640 \rightarrow T = 12,41 \text{ N} \times \text{m ou } 1,265 \text{ Kg} \times \text{m}$$

Sendo:

- T = ? (torque)
- $c_{EL} = 0,16$ (coeficiente estático lubrificado para aço – alumínio - parafuso de aço inoxidável e estrutura da ferramenta em alumínio puro).
- $d_i = 6,14 \text{ mm}$ (diâmetro nominal do parafuso, considerando o parafuso do meio – fixação do cp).
- $F_{CP} = 12640 \text{ N}$ (carga axial no parafuso do corpo de prova - centro da ferramenta)

$$\sigma = \frac{Mxc}{I} \quad (22.0)$$

$$\rightarrow M = \frac{\sigma \times I}{c} = \frac{400 \times 10^6 \times 7,468 \times 10^{-10}}{0,003175} \rightarrow M = 94,085 \text{ N} \cdot \text{m}$$

$$m = \frac{\Delta y}{\Delta x}$$

$$\rightarrow m = \frac{94,085}{0,07} \rightarrow m = 1344,08 \text{ N} = R_A$$

Força do parafuso:

$$\rightarrow F_p = 2 \times R_A \text{ (Carga axial)} \quad (23.0)$$

$$\rightarrow F_p = 2688,9 \text{ N}$$

Cálculo do Torque:

$$T = c \times d_E \times F \quad (24.0)$$

Sendo que:

- T = ? (torque)
- $d_E = 11,8 \text{ mm}$ (M10) (diâmetro externo do parafuso);
- $c_{EL} = 0,16$ (coeficiente de atrito ou fricção estático lubrificado aço - alumínio)
- $F_p = 2688,9 \text{ N}$ (força no parafuso)

Assim, temos que:

$$T = 0,16 \times 11,8 \times 2688,9 \rightarrow T = 5075,26 \text{ N} \cdot \text{mm ou } 5,075 \text{ N} \cdot \text{m}$$

→ O valor do torque para $\sigma_E = 70\% \sigma_{LR}$ em ensaio de corrosão sob tensão em flexão

é $T = 5,075 \text{ N.m}$.

Usou-se um torquímetro manual para fazer o ajuste do torque adequado conforme cálculos anteriores para as ferramentas com os corpos de prova dentro de um recipiente com água à temperatura do ensaio.

A Figura 77 apresenta a colocação dos corpos de prova em suas ferramentas de ensaio dentro da câmara de névoa salina.

Figura 77 – a) Disposição das ferramentas para ensaio de corrosão sob tensão com os corpos de prova na câmara de névoa salina. Aplicação de benzina alquílica (em vermelho) em toda extensão das ferramentas para proteção em ambiente corrosivo. b) Ferramenta para ensaio de corrosão sob tensão em flexão; c) Ferramenta para teste em tração. Fonte: Autor

→Análise dos corpos de prova:

- Para a análise periódica, retirou-se a peça e lavou-se em água corrente aquecida devido a temperatura de ensaio;
- Aqueceu-se a água a $\approx 35 \pm 3^{\circ}\text{C}$ para lavar para a análise;
- No primeiro (1°) dia: analisou-se a cada 3 horas;
- No segundo (2°) dia: analisou-se a cada 6 horas;
- No terceiro (3°) dia em diante: analisou-se a cada 12 horas.
- A amostra foi visualmente analisada e levemente inclinada, fotografada e recolocada na mesma posição dentro da câmara.
- Usou-se secador de cabelo ou soprador para secagem rápida dos corpos de prova;
- Tempo esperado de ensaio por corpo de prova: mínimo de 600 horas ou mais de 75% de ataque superficial visível da solução salina a olho nu nos corpos de prova.
- Após o término do ensaio com base nas horas estimadas, retirava-se as peças das ferramentas.

Figura 78 – Procedimentos para a inspeção e análise dos corpos de prova para ensaio de corrosão sob tensão. Análise visual e com auxílio de lupa de 5x e máquina fotográfica. Fonte: Autor

→ Procedimentos após o ensaio em névoa salina:

- Removeu-se a parte de óxido de alumínio superficial (coloração cinza) e depósito esbranquiçado (possível formação de cloro) com uma espátula e colher em um recipiente;

- Fez-se medição de dureza e condutividade elétrica.

- Colocou-se o material em um béquer;

- Adicionou-se nitrato de prata (AgNO_3) com concentração de 0,8% sem aquecer;

- Aguardou-se e verificou-se a reação através de uma aparência leitosa esperada mostrando a presença de cloro;

- Realizou-se o mesmo procedimento em um béquer com água destilada aquecida e adicionou-se a amostra de material retirado da superfície da peça e misturou-se no recipiente.

- Aguardou-se e verificou-se a reação através de uma aparência leitosa.

→ Análise de amostras de SCC:

- Após os ensaios em névoa salina os corpos de prova foram avaliados com relação à possíveis trincas em equipamentos de NDT de “Eddy-Current” e ultrassom conforme Figura 79.

Figura 79 - Procedimento para avaliação de trinca para os corpos de prova testados em câmara de névoa salina para ensaio de SCC por ensaios não destrutivos. a) Por “Eddy Current”; b) Por “ultrassom”. Fonte: Autor.

Em seguida foram realizadas as medições de dureza e condutividade elétrica. Os corpos de prova de tração foram cortados em 4 partes da seção de ensaio (cada um) e a seguir embutidas todas as partes juntas indicando as partes do centro da seção de ensaio. Já os corpos de prova em flexão foram cortados perpendicularmente ao eixo longitudinal da placa mas na seção central, ponto de aplicação da carga com parafuso.

→ Detecção do Cloro na Superfície do Material Ensaiado em Névoa Salina

Após o ensaio com névoa salina, em alguns corpos de prova, foi recolhida a amostra do material formado na superfície dos mesmos para análise em laboratório com o objetivo de identificação dos compostos formados durante o ensaio conforme mostrado na Figura 80.

Figura 80 – Ensaio em laboratório para a confirmação da presença de compostos de cloro na superfície da amostra colhida do corpo de prova. Fonte: Autor; [...] Foto do Nitrato de Prata: Adaptação de Loja Química.

→ Análise de “Corrosão por *Pitting* em Corpos de Prova Testados para Corrosão sob Tensão

Após alguns corpos de prova serem usados no ensaio de corrosão sob tensão, realizada a análise de composição química e retiradas amostras para análise, parte dos corpos de prova foram separados para a análise de corrosão por *pitting*. Esse procedimento seguiu a norma ASTM G1-03 (2011b) e G67-13 (2013c), sendo esta última usada em ensaios para determinar susceptibilidade à IGC o qual também se manifesta através da presença de *pittings*.

- Procedimento experimental

- Pesagem das amostras;
- Ataque com trióxido de cromo ou ácido nítrico (HNO_3)⁸ a 70%;
- Enxágue das amostras e limpeza com álcool;
- Nova pesagem das amostras.
- Cálculo do índice de perda de massa.

Figura 81 - Procedimento para avaliação de corrosão por *pitting* para os corpos de prova testados em câmara de névoa salina para ensaio de SCC. a) Pesagem da amostra; b) Ataque com ácido nítrico; c) Limpeza do corpo de prova. Fonte: Autor.

→ Preparação das amostras:

- Embutimento

- Foi feito o embutimento à frio das amostras para a análise no microscópio óptico para que não houvesse risco de alteração na microestrutura, uma vez que a

⁸ Como alternativa ao trióxido de cromo por ser carcinogênico, para remoção dos sub-produtos da corrosão da liga de alumínio foi usado o ácido nítrico (HNO_3) sendo uma sugestão vinda através de contato por e-mail com o especialista em corrosão David T. Burleigh atualmente pesquisador universitário, tendo experiência anterior em testes de corrosão pela Alcoa, EUA.

temperatura de envelhecimento para a condição T6 é de 121°C.

- Lixamento do material

O procedimento de lixamento dos corpos de prova também é descrito conforme o item 4.3.1.1.

- Corte das amostras

As amostras foram cortadas conforme indicado na Figura 82(a) para corpos de prova em flexão laminados nas direções SL (4 amostras) e CL (2 amostras) e conforme a Figura 82(b) para corpos de prova em tração.

Figura 82- a) Ilustração dos corpos de prova seccionados na seção de ensaio. a) Em flexão; b) Em tração. Fonte: Autor.

- Polimento do material

1ª Etapa: Polimento em politriz rotativa e pasta de diamante de 9 µm com rotação de 300 rpm durante 4-5 minutos;

2ª Etapa: Polimento em politriz rotativa e pasta de diamante de 3 µm com rotação de 150 rpm durante 4-5 minutos e uso de água destilada;

3ª Etapa: Polimento em politriz rotativa e solução de sílica coloidal de 0,04 µm com rotação de 120-150 rpm durante 3-4 minutos sem necessidade de uso de fluido;

Para todas as etapas girou-se o corpo de prova, girando continuamente em sentido contrário ao de rotação do disco;

- Limpeza com álcool ou acetona ou água destilada.

- Secagem com secador ou ar;

→ Tipos de análise:

- Susceptibilidade à corrosão;
- Avaliação visual;
- Profundidade máxima da SCC;
- Presença de trincas, direção e tamanho das mesmas;
- Seleção de algumas amostras de destaque para análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV) para a análise realizada para determinar a constituição química nos contornos dos grãos e avanço da SCC.

4.3.4.2. Ensaio de Corrosão Intergranular (IGC)

4.3.4.2.1. Procedimento Experimental

→ Normas para o ensaio:

MIL H-6088G (1991) e ASTM G110-92 (2009a).

→ Objetivo:

Este tipo de ensaio de corrosão teve por objetivo determinar a extensão (profundidade) do avanço da corrosão intergranular nos corpos de prova para diversos tipos de tratamento térmico e comparar os resultados.

→ Especificação do corpo de prova:

Medidas dos corpos de prova

- Após o tratamento térmico e medição de dureza e condutividade elétrica, os corpos de prova foram cortados em amostras menores para cada tipo de têmpera, seguindo as medidas conforme a Tabela 37.

Tabela 37 - Dados técnicos do corpo de prova usado para o ensaio de corrosão intergranular.

DADOS DO CORPO DE PROVA PARA O ENSAIO DE CORROSÃO INTERGRANULAR		
Parâmetros	Unidades	Valores
Formato		Placa
Número de cp's		7
Espessura	mm [in]	6,35 [1/4]
Comprimento	mm [in]	20 [0,787]
Largura	mm [in]	5,0 [0,197]
Material		Liga de Alumínio 7075
Peso	gf [Lbf]	0,5 [0,0012]

→ **Preparação para o ataque corrosivo:**

- A lavagem das amostras foi realizada por imersão em água destilada ou deionizada.

A remoção de cobre metálico foi obtida pela imersão em ácido nítrico (HNO_3) concentrado à 70%

- tempo: 1min.;

- temperatura ambiente [25°C], conforme mostrado na Figura 83.

Figura 83 - Procedimento de remoção do cobre metálico para a amostra de IGC. a) Ataque em ácido nítrico; b) Comparativo da solução antes e depois do ataque com ácido. Fonte: Autor.

Após a solução em ácido nítrico, as amostras foram enxaguadas em água destilada e limpas em álcool etílico e secadas.

As amostras foram então imersas em fluido corrosivo para o ensaio. O tempo de imersão foi de 6/ 12/ 24horas e o fluido era constituído de:

- 57 g de cloreto de sódio (NaCl);
- 10 ml de peróxido de hidrogênio (H_2O_2) a 30%;
- 1 l água destilada ou deionizada.
- 30 ml/ in^2 de superfície para gerar corrosão.
- temperatura no momento da imersão: $30^\circ\text{C} \pm 12^\circ\text{C}$.
- Lavar com água destilada, álcool e secar.

- Observações: os recipientes com as amostras tinham saída para a liberação do vapor de peróxido de hidrogênio usado para catalisar a solução corrosiva.

A solução corrosiva de ataque seguiu a norma ASTM G110-92 (2009a) sendo constituída de solução de cloreto de sódio e peróxido de hidrogênio a 30% com

o objetivo de catalisar o ataque. As amostras ficaram dentro de recipientes plásticos ventilados com saída de ar pela tampa para exaustão do fluxo de gás da reação química gerada pela solução corrosiva. Foi utilizada uma solução para 6, 12 e 24 horas de ensaio.

A Figura 84 apresenta o procedimento de ensaio de corrosão intergranular.

Figura 84 - Procedimento de ensaio de corrosão intergranular com as amostras para diversos meios de resfriamento. Fonte: Autor.

“[...] Na reação química entre peróxido de hidrogênio e cloreto de sódio, ocorre uma reação espontânea e levemente exotérmica, sendo que o peróxido de hidrogênio é considerado um forte oxidante, conforme a equação” (QUORA):

Os produtos da reação química são: água e clorito de sódio que é um produto tóxico. Assim, [...] é recomendado o uso de equipamentos de proteção individual como óculos de segurança, luvas próprias para agentes químicos e máscaras de proteção respiratória contra vapores liberados (Oxychem, 2013).

→ Preparação das amostras:

- Embutimento

Procedimento opcional para a preparação da amostra;

Foi feito o embutimento à frio das amostras para a análise no microscópio conforme citado no final do item 4.3.4.1.1.

- Lixamento do material

O procedimento de lixamento dos corpos de prova também é descrito conforme item 4.3.1.1.1.

Polimento do material

O processo de polimento segue o mesmo procedimento para as amostras de SCC já descritas anteriormente no final do item 4.3.4.1.1.

A secagem foi feita com secador ou ar (evitar secar com papel pois adere material nos pontos corroídos);

→ Análise metalográfica:**- Tipos de análise**

Amostras podem ser analisadas no microscópio óptico por 2,5/ 12/ 24/ 96/ 240 horas com solução renovadas a cada 24 horas (6/ 12 e 24 hs).

- Susceptibilidade à corrosão;
- Profundidade máxima da corrosão;
- Avaliação visual;
- Análise com uso de microscópio óptico;
- Análise por microscópio eletrônico (opcional).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A seguir, são apresentados os resultados dos ensaios realizados e a discussão sobre os resultados obtidos.

5.1. RESULTADOS DA OTIMIZAÇÃO DO PROCESSO *UPHILL*

5.1.1. Utilização do Vapor para o Processo *Uphill*

Devido o risco da formação de gelo na superfície da peça, Ko et al. (2013), concluíram que esse fenômeno reduz a taxa de transferência de calor entre o material e o fluido em razão do uso de têmpera em água ou vapor saturado com alto nível de umidade. Dessa forma, vários autores apresentam o uso do vapor como alternativa à água fervente para o processo de alívio de tensões conforme Hill, Barker e Willey (1959); Croucher (2009a), Ko et al. (2013) e Lim et al. (2014).

5.1.1.1. Características do Vapor Utilizado no Processo *Uphill*

Com base nas definições de vapor no item 4.2.3.3., o tipo de fluido para o processo de têmpera *uphill*, utilizado após a criogenia, foi primeiramente uma mistura de água condensada e vapor saturado úmido a 96-97°C ou o chamado vapor *flash*. Após a otimização do processo com a adição de dispositivos para aumento do gradiente térmico, foi possível obter vapor saturado com menor umidade atingindo-se 98°C, produzindo uma melhora no processo *uphill*.

A seguir as características do vapor utilizado.

Após a adição de dispositivos e readequação da operação da caldeira, foi possível deixar de utilizar simplesmente água condensada (mistura de água fervente, vapor saturado úmido e subprodutos do processo). Dessa forma conforme a Tabela 38 pode-se comparar a evolução do processo após a otimização.

Tabela 38 – Comparativo do uso do vapor da caldeira para o processo *uphill* antes e após a otimização.

COMPARATIVO DO PROCESSO “UPHILL” ANTES E DEPOIS DA OTIMIZAÇÃO				
Forma de uso da caldeira	Fluido usado	Temperatura na saída da caldeira	Temperatura dentro da câmara de vapor	Gradiente térmico sofrido pela peça
Antes da Otimização	Vapor “flash”	96-97 °C	86-87°C	282,5°C
Após Otimização	Vapor saturado úmido	97-98 °C	96 - 97°C	292,6°C

Com base nos resultados, foi possível observar uma melhor eficiência com o uso de vapor mesmo que saturado no caso úmido devido ainda a presença de uma pequena quantidade de água residual percebida abaixo da câmara de vapor e eliminada do sistema através de um dreno inferior.

Houve um incremento de temperatura de 10% dentro da câmara de vapor com as adaptações passando de 86 para 96°C. Dessa forma, o gradiente térmico obtido a partir do banho criogênico, até o aquecimento em vapor dentro da câmara, foi de aproximadamente 4%, pois ambos foram altos.

Dessa forma, foi possível notar a melhora na eficiência com as adaptações e o uso de vapor saturado ao invés de apenas água saturada. Visto que, com maior quantidade de água, aumenta-se o risco de formação de gelo na superfície, conforme apresentado por Ko et al. (2013).

5.1.2. Resultados para a Análise Comparativa do Gradiente Térmico do Processo *Uphill*

5.1.2.1. Análise do Processo *Uphill* com uso de Água Fervente

Após a calibração e iniciado o processo para obtenção do gradiente térmico, em que se usou primeiramente água fervente após estabilização em LN₂, foi possível verificar e confirmar a capacidade dos termopares em que os mesmos puderam fornecer a temperatura esperada em ambiente criogênico [-196,5°C] até o processo de reaquecimento em água fervente [96,5°C], vapor puro (panela de pressão) e vapor saturado (caldeira).

Este monitoramento da temperatura foi feito por meio de um sistema de aquisição acoplado ao computador.

Dessa forma, o gradiente térmico obtido chegou a aproximadamente 293°C, nas formas de aquecimento usadas para têmpera da técnica *uphill*.

Após a estabilização em LN₂, que levou em média 15 a 20 minutos, o corpo de prova instrumentado foi retirado e observou-se, devido ao próprio contato com a atmosfera de oxigênio fora do dewar, a presença de gelo formado na sua superfície. Isso foi observado para ambos os ensaios. O próprio dewar apresentava no seu exterior a presença de gelo devido à baixa temperatura do LN₂, conforme a Figura 85.

Figura 85 – a) Corpo de prova durante a transferência do dewar de LN₂ para o béquer de água em ebulição com a formação de gelo em destaque; b) Detalhe do corpo de prova. Fonte: Autor.

Quando mergulhado em água fervente, identificou-se a presença de algumas bolhas na superfície, mas nada significativo que pudesse influenciar ou limitar o gradiente térmico. Também não foi identificada a presença significativa de formação de gelo durante o mergulho e permanência do corpo de prova no béquer de água fervente.

Neste caso, o gradiente térmico alcançado foi de 292,14°C. De qualquer forma, devido a água em ebulição, já se sabe por referências publicadas (Croucher, 2009; Ko et. al., 2013), que o uso de água fervente no processo *uphill* gera menor alívio de tensões residuais. Assim, o motivo principal do uso para a análise foi certificar-se sobre a excessiva formação de bolhas e possível formação de gelo, o que é apresentado durante o processo dentro da câmara de vapor.

Algumas das características durante este processo foram reportados por Ko et al. (2013), que perceberam a presença de bolhas quando da elevação da temperatura do nível criogênico até temperatura de ebulição da água. Nesta última fase da técnica *uphill*, ocorreu a formação de gelo na superfície da peça e os autores concluíram que isto contribuiu para o decréscimo da transferência de calor entre a peça e o fluido usado.

Sua capacidade de obter bons resultados com alívio de tensão residual está relacionada com o gradiente elevado de temperatura que o processo é capaz de gerar durante a operação (Qiu-cheng; Li-tao; Wei, 2005).

5.1.2.2. Análise do Processo *Uphill* com Uso de Vapor Puro

Para a têmpera, no segundo ensaio *uphill*, usando-se vapor puro e neste caso, já fazendo-se uso da câmara de vapor alimentada por uma panela de pressão de alta capacidade conforme Figura 61, foi observado que, durante a retirada da peça de dentro da câmara, a superfície do corpo de prova instrumentado estava com leve acúmulo de água conforme mostrado na Figura 86. Apesar disso, tanto dentro como na parte inferior da câmara não foi notado acúmulo e nem saída de água após a alimentação de vapor puro vindo da panela de pressão conforme mostrado na Figura 87(a). A parte de baixo da câmara na saída do dreno inferior se manteve seca após o ensaio, conforme mostrado na Figura 87(b).

Figura 86– a) Corpo de prova instrumentado colocado dentro da câmara de vapor após a transferência do dewar de LN₂; b) Sinais de acúmulo de água na superfície do material. Fonte: Autor.

Figura 87 – a) Grelha ou parte interna da câmara; b) Parte inferior externa da câmara onde há um dreno de água. Fonte: Autor.

Nesta situação, o aquecimento atingiu a temperatura de 96°C após 10 minutos conforme registrado no aquisitor e confirmada pelo termômetro digital. Com isso, o gradiente térmico obtido chegou a 292,92°C. Assim, o uso de vapor puro da panela de pressão, resultou em um tempo mais longo de aquecimento devido a velocidade menor de escoamento do vapor (menor velocidade), mesmo usando-se estranguladores no acoplamento das tubulações com a câmara.

5.1.2.3. Análise do Processo *Uphill* com uso de Vapor Saturado Úmido

Já no ensaio com processo *uphill* otimizado usando-se vapor saturado a partir da caldeira, fez-se uso de uma válvula de esfera de 38,1mm [1 ½ pol.] na saída da descarga de fundo da caldeira antes da garrafa metálica que separa o volume de água saturada e que faz a separação da mesma água do vapor saturado com o auxílio de um purgador na parte inferior. Com o auxílio do revestimento da câmara de lã de vidro e das mangueiras de manta polimérica, foi possível obter uma manutenção da temperatura interna da câmara com menos água, apesar do uso de vapor saturado.

Boa parte da água da descarga de fundo usada da caldeira era eliminada através do purgador. As válvulas de alívio, assim como os drenos laterais e inferior ajudaram a eliminar a água residual, mantendo a câmara mais seca, sendo assim possível manter um volume maior de vapor interno e maior temperatura comparado com o processo sem otimização.

O gradiente térmico obtido foi elevado (292,26°C) e de forma rápida devido a velocidade do fluido conduzido através das tubulações e mangueiras, sendo superior ao mesmo processo sem a otimização com garrafa metálica separadora, purgador e outros acessórios quando o máximo de gradiente térmico obtido foi de 282,5°C.

As Figuras 88 a 90 mostram um comparativo das variações de temperatura em

função do tempo para os 3 processos *uphill* utilizados e descritos.

Figura 88 – Aquecimento do corpo de prova após estabilização em LN₂ e colocação em banho de têmpera em água fervente.

Figura 89 – Aquecimento do corpo de prova após estabilização em LN₂ e colocação em câmara alimentada por vapor puro.

Figura 90 – Aquecimento do corpo de prova após estabilização em LN₂ e colocação em câmara de vapor alimentada por vapor saturado úmido após garrafa metálica com purgador.

A Tabela a 39 resume esses resultados para os ensaios de gradiente térmico.

Tabela 39 – Comparativo do gradiente térmico gerado pelos diferentes tipos de processo *uphill*.

COMPARATIVO DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR PARA ENSAIO COM CORPO DE PROVA EM LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6								
Processo	M ⁵ [g]	K ⁶ [cal/cm°C]	To ⁷ [°C]	Tf ⁷ [°C]	ΔT ⁸ [°C]	Δt ⁹ s [min]	T _{TC} ¹⁰ °C/s [°C/min]	Q ¹¹ [g.cal/cm]
LN2 ¹ para Água Fervente ²	62	0,29	-196,2	95,95	292,14	58 [0,97]	5,0 [301,6]	5252,68
LN2 ¹ para Vapor Puro ³	62	0,29	-196,9	96,0	292,92	617 [10,3]	0,47 [28,23]	5262,55
LN2 ¹ para Vapor Saturado Úmido ⁴	62	0,29	-196,1	96,15	292,26	76 [1,27]	3,82 [228,32]	5254,74

¹ Tempo mínimo para estabilização do corpo de prova em dewar de LN₂ (-196,5°C) foi de 15 a 20';

² A temperatura de ebulição da água no local onde foi realizado os ensaios é de 96,5°C;

³ Uso de panela de pressão de 7l e P=70KPa ligada à câmara de vapor revestida com lã de vidro e mangueiras com revestimento térmico;

⁴ Processo otimizado. Uso de descarga de fundo da caldeira adaptada com garrafa separadora e purgador, mangueiras com revestimento térmico e câmara revestida com lã de vidro;

⁵ Massa do corpo de prova;

⁶ k se refere à condutividade térmica à 25°C [Fonte: Alumicopper Com. de Metais Ltda.];

⁷ O sistema de aquisição de dados possui acuracidade de ±0,5°C agregado ao erro fornecido pelo software além do erro dos termopares tipo "K" de ±2,5°C;

⁸ ΔT se refere ao gradiente térmico obtido desde a temperatura criogênica até a estabilização em temperatura máxima de aquecimento;

⁹ Δt se refere ao período para atingir o gradiente térmico máximo;

¹⁰ T_{TC} se refere à taxa de transferência de calor;

¹¹ Q se à quantidade de calor.

5.1.2.4. Análise do Gradiente Térmico

Com base nos resultados apresentados, pode-se verificar o mesmo valor inicial de temperatura criogênica de -196,5°C que os corpos de prova atingiram após pelo menos 15 minutos para estabilização, com diferenças desprezíveis para todos os ensaios. Ao longo do processo de aquecimento do corpo de prova instrumentado usando-se água em ebulição a 96,5°C para a têmpera *uphill*, o mesmo apresentou

uma taxa de aquecimento de 5°C/s atingindo a temperatura máxima em menos de 1 minuto. Esse resultado foi 24% mais rápido comparado com o aquecimento em vapor saturado úmido a partir da caldeira com processo otimizado e mais de 90% mais rápido do que com uso de vapor puro a partir da panela de pressão.

Os gradientes térmicos foram equivalentes, tanto para *uphill* com uso de água em ebulição, vapor puro a partir da panela de pressão, quanto para vapor saturado úmido a partir da caldeira. Isso ocorreu, pois, a temperatura final obtida para cada processo também foi equivalente a 96°C. Já para o uso de vapor *flash* também da caldeira, o gradiente térmico ficou aproximadamente 4% menor, pois a temperatura máxima obtida dentro da câmara de vapor com o uso desse tipo de vapor foi de 86°C, e sem o uso dos dispositivos para otimização para evitar perda de temperatura ao longo do processo. Apesar disso, o processo *uphill* usando-se água em ebulição, mesmo que não tenha apresentado formação de gelo dentro do béquer, é um processo que se assemelha ao processo com vapor *flash* da caldeira, devido a presença de grande quantidade de água condensada. Dessa forma, é mais propenso à formação de gelo na superfície do corpo de prova, conforme demonstrado por meio da análise por boroscópio, quando dentro da câmara de vapor (item 5.1.3.).

O processo *uphill* com o uso de vapor puro a partir da panela de pressão mostrou-se eficaz com relação ao gradiente térmico e à superfície do corpo de prova isenta de gelo, mesmo com uma leve quantidade de água localizada, mas sem sinais de formação de gelo. De qualquer forma, este processo foi limitado com relação à taxa de aquecimento, necessitando mais do que 10 minutos para atingir a temperatura máxima. Este fato tornou inviável a sua utilização.

Já o processo *uphill*, usando-se vapor saturado úmido da caldeira, acabou conciliando uma taxa de aquecimento alta, próxima à da água fervente, uma temperatura máxima de aquecimento superior e equivalente ao vapor puro (para a altitude da região onde o ensaio foi realizado) e com tendência a apresentar menores sinais de gelo na superfície do corpo de prova, não comprometendo o gradiente térmico esperado.

Para o processo *uphill* com uso de vapor *flash*, o comportamento se assemelha ao da água em ebulição, devido à grande quantidade de água condensada que é liberada e acompanha o vapor residual para dentro da câmara, comprometendo a obtenção de um gradiente térmico mais otimizado promovendo risco de maior de formação de gelo.

5.1.3. Análise por Inspeção por Imagem

Nas Figuras 91 e 92, as imagens por boroscópio relacionadas com a vista interna da câmara de vapor, considerando o processo *uphill* otimizado com vapor saturado úmido.

Figura 91 - a) Vista interna da câmara de vapor com os detalhes da grelha antes de começar o processo *uphill*; b – c) Imagens internas dos primeiros segundos do início do teste com fornecimento de vapor. Fonte: Autor.

Figura 92 – a – c) Imagens internas da câmara de vapor durante o fornecimento inicial de vapor sobre a peça; d –f) Sequência de imagens com alimentação plena de vapor da caldeira; g-i) Fornecimento de vapor na fase final do processo. Fonte: Autor.

Analisando-se os resultados obtidos com o uso do boroscópio e as imagens da

Figura 4, pág. 1951, como mostrado na referência de Ko et al. (2013) e apresentadas na Figura 93.

Figura 93 - a – b) Mostram bolhas formadas durante a têmpera em LN2; c – d) Camada de gelo formada na superfície do cilindro ensaiado. Fonte: Adaptação de Ko et al. (2013).

ambas apresentam uma certa similaridade relacionada aos pontos de formação de bolhas e gelo. Por meio dessa similaridade, é possível concluir que o sistema, da forma como aplicado, pode realmente mostrar um certo nível de formação de gelo durante o processo *uphill*. Isso ocorre usando-se vapor saturado úmido para a câmara de vapor mesmo quando se associa remoção de água durante o fornecimento de vapor. Isto incorre, conforme Ko et al. (2013), em certa perda de transferência de calor no momento que o jato de vapor é enviado para a câmara. Mesmo assim esse processo otimizado foi considerado mais eficiente, comparado com o uso de água fervente e vapor puro usado na panela de pressão, pois associa rapidez na obtenção do gradiente térmico, maior temperatura de aquecimento dentro da câmara de vapor e menor risco de formação de gelo comparado com a água fervente ou o processo sem otimização da caldeira, com uso de água saturada a alta temperatura.

5.2. CURVAS DE RESFRIAMENTO

5.2.1. Curvas de Resfriamento

Após a calibração da sonda foram obtidas as curvas de resfriamento dos meios fluidos usados no processo de resfriamento após a solubilização e antes do processo *uphill*.

A Tabela 40 reúne os parâmetros mais importantes obtidos dessas curvas que são utilizadas para verificar o desempenho desses fluidos quanto à sua capacidade de resfriamento.

Tabela 40 – Comparação das taxas de resfriamento para diversos meios de têmpera.

COMPARAÇÃO DA TAXA DE RESFRIAMENTO PARA DIVERSOS TIPOS DE TÊMPERA				
Parâmetro Comparativo	MEIOS DE RESFRIAMENTO			
	Água Fria	Água Quente	Água Fervente	Polímero PAG Tipo II 18% de concentração
Temperatura [°C]	22±3,0	60±2,0	96±1,0	32±4,0
Taxa Máxima de Resfriamento [°C/s]	424,5	120,5	60,3	230,40

Como previsto, o desempenho em resfriamento segue a ordem decrescente: Água quente < Polímero a 22% < Polímero a 18% < Polímero a 12% < Água fria.

Dada a diferença de condutividade térmica entre o inonel e a liga de alumínio, foi feita uma verificação do desempenho em resfriamento, desta vez utilizando um corpo de prova em liga de alumínio 7075 instrumentado. A idéia era confirmar se entre a concentração de 12, 18 e 22% de polímero haveria alguma modificação de desempenho, dada a proximidade das concentrações. Foi confirmado a mesma sequência de taxa de resfriamento observada usando-se a sonda de inonel 600.

5.3. ANÁLISE DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA PARA IDENTIFICAÇÃO DOS PRECIPITADOS

Foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura com auxílio da técnica EDS para as seguintes amostras preparadas.

- Temperada em água fria
- Temperada em água quente
- Temperada em polímero PAG tipo II a 22%
- Temperada em água fria e processo *uphill*

As amostras foram analisadas em MEV – EDS de 3 formas específicas:

- Análise de precipitados claros que apresentam em sua maioria elementos químicos de maior densidade;
- Análise de precipitados escuros que apresentam em sua maioria elementos químicos de menores densidades;
- Análise de área específica de corrosão.

A Figura 94 apresenta uma imagem de MEV dos precipitados para a amostra temperada em água fria.

Figura 94 - a) Imagem dos precipitados da microestrutura analisados para têmpera em água fria: Precipitado “A” (cor clara) e Precipitado “B” (cor escura); b) Imagem dos precipitados da microestrutura analisados para a têmpera em água fria e processo *uphill* sendo o precipitado “B” de maior densidade (cor clara) e o precipitado “C” de maior densidade (imagem escura).

A Figura 95 apresenta as imagens em MEV dos precipitados para a amostra temperada em água quente.

Figura 95 - Imagem dos precipitados da microestrutura analisados para têmpera em água quente: a) Precipitado “C” (cor clara); b) Precipitado “F” (cor escura).

Os precipitados claros e escuros encontrados na amostra temperada em polímero PAG tipo II a 22% podem ser vistos na Figura 96.

Figura 96 - Imagem dos precipitados da microestrutura analisados para têmpera em polímero PAG tipo II a 22% sendo o precipitado “C” de maior densidade (cor clara) e precipitado “D” de menor densidade (cor escura).

As Tabelas 41 e 42 resumem a presença de diversos elementos químicos na composição dos precipitados claros e escuros apresentados.

Tabela 41 – Elementos químicos identificados para as amostras temperadas em diversos meios de resfriamento após análise de MEV-EDS considerando precipitados de maior densidade.

ANÁLISE DOS PRECIPITADOS ENCONTRADOS NAS AMOSTRAS DA LIGA 7075							
AMOSTRAS PRECIPITADOS DE MAIOR DENSIDADE POR MEV-EDS ¹							
Elementos no Precipitado	MEIOS DE RESFRIAMENTO						
	Água Fria Ponto A	Água Fria Ponto C	Água Fria e Processo Uphill Ponto B	Água Quente Ponto E	Água Quente Ponto C	PAG tipo II 22% Ponto C Ponto D	
Alumínio	87,18	86,97	92,27	94,75	82,65	82,61	51,6
Zinco		2,28	2,49	2,49	1,41	1,37	
Magnésio ²		3,32	2,76	2,76	1,57	1,82	
Cobre ³	8,03	3,07			2,26	9,07	36,8
Ferro ⁴	4,78	4,36			8,51	5,13	11,6
Cromo ⁵							
Silício ⁶							
Relação Mg/Zn ⁷		1,46	1,11	1,11	1,11	1,33	
Soma Zn e Mg ⁸		5,6	5,25	5,25	2,98	3,19	
Tamanho [µm]		3,8		5,5	9,8		8,2
Fases ou possíveis	Al ₇ Cu ₂ Fe	Al ₇ Cu ₂ Fe/ Al ₃ Fe	Al ₂ Mg ₃ Zn ₃	Al ₂ Mg ₃ Zn ₃	Mg(AlCu)/ Al ₂ CuMg	Mg(AlCu)/ Al ₂ CuMg	Al ₇ Cu ₂ Fe
		Mg(AlCu)/ Al ₂ CuMg	Al ₃₂ Zn ₄₉	Al ₃₂ Zn ₄₉	Al ₇ Cu ₂ Fe/ Al ₂ CuMg	Al ₇ Cu ₂ Fe/ Al ₂ CuMg	

¹Análise de MEV-EDS é qualitativa ou semi-quantitativa. Dessa forma é considerado um erro de ± 2%;

² Magnésio com outros elementos gera compostos endurecedores (ABAL, 2003);

³ Cobre e magnésio combinados aumentam a susceptibilidade da liga em sofrer corrosão;

⁴ Teores de Ferro acima de 1% causam fragilidade do material (ABAL, 2003);

⁵ Presença de cromo aumenta a tendência de formação de precipitados não endurecedores (Lym; Shercliff, 1993);

⁶ Silício e ferro combinados formam precipitados que reduzem a tenacidade à fratura;

⁷ A relação maior entre magnésio e zinco aumenta a resistência mecânica;

⁸ Soma da concentração de magnésio e zinco acima de 7% aumenta o risco de SCC (Kammer, 1999).

Tabela 42 – Elementos químicos identificados para as amostras temperadas em diversos meios de resfriamento após análise de MEV-EDS considerando precipitados de menor densidade.

ANÁLISE DOS PRECIPITADOS ENCONTRADOS NAS AMOSTRAS DA LIGA 7075								
AMOSTRAS PRECIPITADOS DE MENOR DENSIDADE POR EDS ¹ (precipitados escuros)								
Elementos no Precipitado	MEIOS DE RESFRIAMENTO							
	Água Fria Ponto D	Água Fria Ponto E	Água Fria e Processo Uphill Ponto C	Água Fria e Processo Uphill Ponto D	Água Quente Ponto F	Água Quente Ponto F	PAG tipo II 22% Ponto D Ponto F	
Alumínio	95,1	94,68	95,23	21,56	52,24	72,87	90,92	61,1
Zinco	2,17	2,39	2,13	0,52	2,02	1,92	9,65	1,8
Magnésio ²	2,72	2,93	2,64	25,52	1,72	0,72	2,71	
Cobre ³				0,26			3,6	11,1
Ferro ⁴				0,33	0,31	16,19	0,39	26
Cromo ⁵					1,24	3,55		
Silício ⁶				23,61	0,39			
Níquel						0,38		
Relação Mg/Zn ⁷	1,25	1,23	1,24	49,08	0,85	0,38	0,28	
Soma Zn e Mg ⁸	4,89	5,32	4,77	26,04	3,74	2,64	12,36	
Fases ou precipitados formados possíveis	Al ₂ Mg ₃ Zn ₃	Al ₂ Mg ₃ Zn ₃	Al ₂ Mg ₃ Zn ₃	Mg ₂ Si	Al ₂ Mg ₃ Zn ₃	Mg ₂ Si	Mg(Zn, Cu, Al)	Al ₇ Cu ₂ Fe
	Mg ₂ Al ₃	Mg ₂ Al ₃	Mg ₂ Al ₃	Mg(Zn,Cu,Al) ₂	Mg ₂ Al ₃	Al ₁₂ Mg ₂ Cr	Mg(Zn,Cu,Al) ₂	Al ₃₂ Zn ₄₉
	Al ₃₂ Zn ₄₉	Al ₃₂ Zn ₄₉	Al ₃₂ Zn ₄₉	Al ₇ Cu ₂ Fe	(Fe, Cr) ₃ SiAl ₁₂	(Fe, Cr) ₃ SiAl ₁₂	Al ₇ Cu ₂ Fe	
				Mg ₂ Al ₃ / Al ₂ CuMg	Cr ₂ Mg ₃ Al ₁₈	Cr ₂ Mg ₃ Al ₁₈	Al ₂ CuMg	
Tamanho [µm]	3,9		3,0 a 4,50		1,5		4,0	

¹Análise de MEV-EDS é qualitativa ou semi-quantitativa. Dessa forma é considerado um erro de ± 2%.

² Magnésio com outros elementos gera compostos endurecedores (ABAL, 2003);

³ Cobre e magnésio combinados aumentam a susceptibilidade da liga em sofrer corrosão;

⁴ Teores de Ferro acima de 1% causam fragilidade do material (ABAL, 2003);

⁵ Presença de cromo aumenta a tendência de formação de precipitados não endurecedores (Lym; Shercliff, 1993);

⁶ Silício e ferro combinados formam precipitados que reduzem a tenacidade à fratura;

⁷ A relação maior entre magnésio e zinco aumenta a resistência mecânica (Kammer, 1999). Índices indicados são aproximados;

⁸ Soma da concentração de magnésio e zinco acima de 6% aumenta o risco de SCC (Kammer, 1999). Índices indicados são aproximados.

Com base nas Figuras 94 e 96 e as Tabelas 50 e 51, a seguir, são apresentados os detalhes dos possíveis precipitados formados para os meios de resfriamento

analisados.

Para a amostra temperada em água fria foram identificados como possíveis, os seguintes tipos de precipitados de menor densidade: mais prováveis $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ou fase T (Strawbridge; Hume-Rothery; Little, 1948) solúvel e em equilíbrio e formato poligonal; MgZn_2 (Birbilis; Cavanaugh; Buchheit, 2006) ou fase M, que é um tipo de composto endurecedor (ABAL, 2003), sendo uma fase de precipitados ou partículas eutéticas metálicas em equilíbrio com a matriz, consequente da fase θ' (fase η' para série 7XXX). É uma partícula intermetálica de segunda fase anódica em relação à matriz da liga. Não é capaz de formar um filme passivo em solução de NaCl; e Mg_2Al_3 e $\text{Al}_{32}\text{Zn}_{49}$ (Birbilis; Buchheit, 2005). É possível ainda a fase MgAl (fase I3) que aparece quando a porcentagem de magnésio é maior que de zinco (ocorrência mais comum para amostras temperadas em alta taxa de resfriamento).

Os precipitados de maior densidade possíveis pela análise são: $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ que são partículas intermetálicas nobres (Birbilis; Buchheit, 2005) e insolúveis (Hatch, 1984; Sheppard, 1999); Al_3Fe que assim como a anterior, são partículas intermetálicas nobres (Birbilis; Buchheit, 2005) e induzem corrosão por serem partículas ricas em ferro (Paik, 1993); Al_2CuMg (Birbilis; Buchheit, 2005) ou fase S de precipitado eutético na matriz do alumínio. São anódicas em relação à matriz, por conter Al, Cu e Mg (Wei, Liao e Gao, 1998) assim como Mg(AlCu) (Birbilis; Buchheit, 2005).

Para as amostras que sofreram têmpera a baixa taxa de resfriamento como em água quente os precipitados de menor densidade mais comuns são: Mg_2Si que são fases anódicas ou catódicas em relação à matriz da liga (Birbilis; Buchheit, 2005). É uma partícula que não forma filme passivo em solução de cloreto de sódio, assim, mantém grande corrente anódica em solução de NaCl (Birbilis; Cavanaugh; Buchheit, 2006). É também relativamente insolúvel (Hatch, 1984) e pode ser formada como fase equivalente θ , grande e incoerente na fase final de envelhecimento (Major, 2008); Outras partículas possíveis são $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ou fase T, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{SiAl}_{12}$ (Hatch, 1984) e $\text{Cr}_2\text{Mg}_3\text{Al}_{18}$ (devido a presença de cromo), sendo esta última, uma fase de partículas dispersas da Fase E de solução supersaturada onde o cromo é precipitado.

Os precipitados comuns com polímero PAG tipo II são Al_3Fe ; Al_2CuMg , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e Mg(AlCu) . Para o polímero PAG tipo II também ocorre a presença do precipitado $\text{Al}_{32}\text{Zn}_{49}$ que são precipitados formados após têmpera nos contornos do grão.

Dessa forma, é observado que amostras temperadas a baixas taxas de

resfriamento apresentam maior quantidade de ferro que associado ao silício geram partículas que promovem perdas de propriedades mecânicas relacionadas à tenacidade à fratura e vida em fadiga, visto que teores de ferro acima de 1% causam fragilidade do material (ABAL, 2003). A presença de partículas como Al_2CuMg beneficiam o endurecimento da liga, mas ao mesmo tempo são responsáveis também pela fragilização.

A Figura 97 apresenta imagens em MEV das áreas atacadas por corrosão sob tensão e a presença de inúmeras partículas.

Figura 97 - Imagem em MEV das áreas atacadas por corrosão sob tensão para as seguintes amostras a) e b) sob tração e c) e d) sob flexão. Para os seguintes meios de resfriamento: a) Água fria; b) Água fria e processo *uphill*; c) Água quente; d) Polímero PAG tipo II a 22% de concentração.

O exame com EDS permitiu determinar nas regiões corroídas, possíveis precipitados a partir dos elementos detectados, resumidos na Tabela 43.

Tabela 43 – Caracterização da área corroída das amostras analisadas para alguns meios de resfriamento após análise de MEV-EDS.

ANÁLISE DOS ELEMENTOS QUÍMICOS ENCONTRADOS NAS ÁREAS CORROÍDAS				
DAS AMOSTRAS DA LIGA 7075-T6 - ANÁLISE POR MEV -EDS				
Elementos no Precipitado	MEIOS DE RESFRIAMENTO			
	Água Fria Fria	Água Fria Processo "Uphill"	Água Quente	PAG tipo II 22%
Alumínio	20,23	29,13	65,3	60,51
Zinco			1,33	0,71
Magnésio	0,65	0,96	0,61	0,67
Oxigênio	51,72	64,14	21,76	25,53
Sódio	1	1,08		0,99
Cloro	0,16	0,06		
Silício	1,41	4,09	0,35	1,44
Ferro			8,15	5,79
Cobre			2,27	2,28
Cromo			0,42	3,95
Fases ou precipitados formados possíveis	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	(Fe, Cr) ₃ SiAl ₁₂	(Fe, Cr) ₃ SiAl ₁₂
	Mg ₂ Al ₃	Mg ₂ Al ₃	Mg(Zn, Cu, Al)	Mg(Zn, Cu, Al)
	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Mg(Zn,Cu,Al) ₂	Mg(Zn,Cu,Al) ₂
	SiO ₂	SiO ₂	Al ₂₃ CuFe ₄	Al ₂₃ CuFe ₄
			Al ₇ Cu ₂ Fe	Al ₇ Cu ₂ Fe
			Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃
			SiO ₂	SiO ₂

Com base na Tabela acima, as partículas comuns para amostras temperadas em alta taxa de resfriamento (água fria, por exemplo) são Mg₂Si que é anódica em relação à matriz e não forma filme passivo em solução salina e partícula Mg₂Al₃ que é formado após têmpera nos contornos do grão.

O óxido de alumínio (Al₂O₃) também é encontrado. Há a presença de SiO₂ que é uma fase inerte, além da presença dos elementos sódio e cloro da própria solução corrosiva.

Para as amostras com baixa taxa de resfriamento foram encontradas na área corroída, partículas como (Fe, Cr)₃SiAl₁₂, Al₂CuMg e Mg(AlCu) sendo ambas anódicas em relação à matriz e Al₇Cu₂Fe, partícula catódica em relação à matriz.

Como no caso das altas taxas de resfriamento, o óxido de alumínio (Al₂O₃) e SiO₂ também estão presentes, além da própria solução de cloreto de sódio através da presença de elementos sódio e cloro.

É possível notar por esta análise, o que já foi exposto anteriormente, que para amostras com baixa taxa de resfriamento, a presença de partículas tanto anódicas quanto catódicas em relação à matriz é superior em relação às amostras temperadas à altas taxas de resfriamento, o que evidencia a propensão ou susceptibilidade aos diversos tipos de corrosão.

5.4. ANÁLISE DOS PARÂMETROS PARA VERIFICAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO DA LIGA DE ALUMÍNIO

5.4.1. Resultados e Discussão relacionadas à Medição de Dureza

Os resultados relacionados à comparação dos níveis de dureza para vários tratamentos térmicos de ligas de alumínio desde o recozimento até o envelhecimento em condição de têmpera T6 são apresentados na Figura 98.

**Valor mínimo de 84 HRB para a condição T6/ T651 conforme SAE (2003).

***Valor medido para material adquirido do fabricante para a condição T6/ T651.

Figura 98 – Comparação dos índices de dureza de corpos de prova em liga 7075 após as fases de tratamento térmico com base nos meios intermediários de resfriamento.

O objetivo principal do ensaio para medição de dureza foi certificar-se que os valores estivessem dentro dos limites estabelecidos conforme norma.

Os índices menores de dureza na têmpera comparados com a fase de envelhecimento ocorrem devido à dissolução completa dos elementos solutos em

solução supersaturada. Normalmente não ocorre a formação de precipitados endurecedores. Assim, o material fica mais macio, mas com dureza maior comparado com o estado recozido como mostrado na Figura 98.

Para a amostra temperada em água quente com maior fase de vapor, a taxa de têmpera é muito lenta e segundo MacKenzie¹⁰, ocorre precipitação no contorno do grão durante a têmpera. Elementos solutos migram para o contorno de grão e precipitam gerando um aumento de dureza nessa fase. Assim pode-se verificar, pós têmpera que os valores de dureza para os fluidos água quente e água fria são semelhantes.

Já para as amostras temperadas em polímero PAG, a taxa de têmpera é mais rápida no intervalo crítico de precipitação. Dessa forma, ocorre menor precipitação no contorno de grão, o que explica menores índices de dureza após a fase de têmpera. De qualquer forma, comparando-se as concentrações de polímero usadas de 12, 18 e 22%, esta última apresentou maior índice de dureza em função da sua menor taxa de resfriamento e espessura. Entretanto um estudo da Hughes Aircraft publicado por Totten, Bates e Jarvis (1991) mostra que para essa liga com espessuras de até 1 pol. [25,4 mm], a margem e diferença de propriedades mecânicas é muito pequena usando-se concentrações de polímero que variam de 10 a 25%.

Os índices HRB alcançados após o envelhecimento permaneceram dentro das recomendações da norma (SAE AMS 2658, 2003). Houve um incremento de dureza esperado após o envelhecimento, de 23,5% em média, comparado com os índices medidos após têmpera. Isso ocorreu devido à precipitação de fases endurecedoras, resultado do nível de dissolução dos elementos solutos durante a fase de solubilização e têmpera. Assim, maior dissolução dos elementos solutos na matriz após têmpera, favorece uma maior formação de precipitados endurecedores durante o envelhecimento, com destaque a formação da fase η' ($MgZn_2$), quando ocorre o pico de dureza para essa condição de envelhecimento. Essas fases, por se tratarem de ligas de série 7XXX, possuem menor tamanho e são semi-coerentes com a matriz.

Também houve um aumento de 8% em média com relação ao valor mínimo padrão estabelecido em norma conforme (SAE AMS 2658, 2003) para a condição de têmpera T6 e 3% superior a medição obtida com o material como comprado (T651).

¹⁰ Informação obtida através de contato por e-mail com o Eng. D. Scott Mackenzie da Houghton International com o objetivo de discussão de resultados.

Para as amostras com taxa de resfriamento menor como em água quente e polímero a 22% de concentração, a tendência é que as mesmas alcancem um índice levemente menor de dureza após essa fase, comparado com as amostras com taxas mais elevadas como em água fria e polímero a 12% por exemplo. No caso da água quente a precipitação no contorno de grão não foi suficiente para beneficiar o incremento de dureza após o envelhecimento, em função da menor disponibilidade de solutos dissolvidos na matriz.

Após envelhecimento, os corpos de prova temperados em polímero para as diversas concentrações estiveram sujeitos a pequenas variações, devido a menor espessura e, seus índices acabam sendo equivalentes até pelo menos 1 a 2 pol. [25,4/ 50,8 mm] de espessura inclusive para as tensões limite de resistência e escoamento conforme a Tabela 44 (Totten; Bates; Jarvis ,1991).

Tabela 44 - Propriedades de placas forjadas em liga de alumínio 7075-T73 temperadas em polímero UCON A para diversas concentrações. Fonte: Adaptação de Totten, Bates e Jarvis (1991), Tabela 5.

Propriedades Mecânicas Transversais da Liga 7075-T73 Temperada com Polímero UCON A (Tipo I)							
Espessura da Placa mm [pol.]	Tensão Limite de Resistência	Água Quente a 71°C [160°F]	Índices de Tensão em MPa [ksi] Concentração de Polímero UCON A				
			5%	10%	15%	20%	25%
25,4 [1,0]	T _{LR}	490,9 [71,2]		513,7 [74,5]	501,9 [72,8]	506,7 [73,5]	490,9 [71,2]
25,4 [1,0]	T _{LE}	428,85 [62,2]		460,6 [66,8]	453,7 [65,8]	465,4 [67,5]	435,1 [63,1]
50,8 [2,0]	T _{LR}	489,5 [71]		493,7 [71,6]	482,6 [70,0]	479,2 [69,5]	484,7 [70,3]
50,8 [2,0]	T _{LE}	422,7 [61,3]		441,3 [64]	450,3 [65,3]	439,2 [63,7]	431,6 [62,6]
76,2 [3,0]	T _{LR}	472,3 [68,5]	481,25 [69,8]	471,6 [68,4]	466,8 [67,7]	459,9 [66,7]	
76,2 [3,0]	T _{LE}	410,2 [59,5]	427,5 [62,0]	429,54 [62,3]	430,9 [62,5]	412,3 [59,8]	
101,6 [4,0]	T _{LR}	464,7 [67,4]	462,7 [67,1]	456,4 [66,2]	446,8 [64,8]	439,9 [63,8]	
101,6 [4,0]	T _{LE}	405,4 [58,8]	410,2 [59,5]	422 [61,2]	420,6 [61]	389,6 [56,5]	

T_{LR} se refere à tensão limite de resistência

T_{LE} se refere à tensão limite de escoamento

O resultado para a amostra temperada em água fria, acrescido do processo *uphill* se destaca com bom desempenho para as duas fases de medição de tratamento térmico, tanto após têmpera como após envelhecimento em condição de têmpera T6. Os índices de dureza para esta condição de têmpera foram equivalentes com os índices para têmpera em água fria, o que mostra que o processo *uphill* não influencia significativamente devido à baixa temperatura de vapor usado. Os índices de dureza elevados para esta condição (têmpera em água fria) são devido ao magnésio presente ser fonte de endurecimento das ligas de alumínio, tanto em solução sólida como em combinação com outros elementos (ABAL, 2003). Esses elementos químicos

associados formam compostos endurecedores (Mg_2Si , $MgZn_2$). Para esse tipo de têmpera a relação magnésio/ zinco que aumenta a resistência mecânica (Kammer, 1999) normalmente é mais elevada.

5.4.2. Resultados para Medição de Condutividade Elétrica

Os resultados relacionados às condutividades elétricas medidas antes e após o envelhecimento encontram-se na Figura 99, comparando-se os diversos meios de resfriamento usados a partir dos vários estágios de tratamento térmico de ligas de alumínio desde o recozimento até o envelhecimento em condição de têmpera T6.

Figura 99 - Índices comparativos de condutividade elétrica de corpos de prova em liga 7075, após as fases de tratamentos térmicos com base nos meios intermediários de resfriamento.

5.4.3. Discussão dos Resultados de Medição de Condutividade Elétrica

O objetivo do ensaio de medição de condutividade elétrica foi certificar-se os índices para este parâmetro estavam dentro dos limites estabelecidos conforme norma que somado aos resultados de dureza do material para as mesmas amostras, mostrariam a efetividade do tratamento térmico realizado. Normalmente essas medidas são feitas em conjunto (Department of Defense, 2002).

De acordo com Askeland e Phulé (2008), a condutividade elétrica da liga é menor que do metal base ou puro. O motivo é que os elétrons se afastam mais dos elementos de liga, diminuindo a condução de energia. O metal puro em questão, o alumínio, apresenta uma rede cristalina com periodicidade perfeita, que promove o deslocamento livre de elétrons em um campo eletrostático, pois a rede, teoricamente não oferece resistência (Mueller, 1967).

A título de comparação, a condutividade elétrica do alumínio chega a 62%IACS enquanto que para a liga 7075-T6 chega a 36%IACS. De qualquer forma, a condutividade elétrica dos metais de liga varia menos com a temperatura comparado com o metal base (Askeland; Phulé, 2008).

A Figura 99 apresenta os índices de condutividade elétrica para as diversas etapas do tratamento térmico. A partir dele, pode-se observar que a condutividade elétrica do material foi elevada após recozimento e caiu significativamente após têmpera e aumenta novamente, mas a um nível mais baixo após o envelhecimento.

A amostra medida logo após recozimento conforme Figura 99, apresentou um índice de condutividade elétrica médio de 44,37%IACS, se situando dentro dos limites estabelecidos por norma, conforme SAE AMS 2658 (2003), que varia de 44 a 48%IACS para esta liga de alumínio em condição “O” ou recozida. O índice de condutividade elétrica é alto nessa fase comparando-se com os índices medidos após têmpera e envelhecimento devido à recristalização dos grãos que geram maior linearidade na microestrutura, ou seja, uma rede cristalina com maior periodicidade. Dessa forma, oferece menor resistência ao deslocamento de elétrons, permitindo que os mesmos se desloquem livremente, ou seja, aumentando a condutividade elétrica.

A Figura 100 apresenta exemplos de microscopia de uma liga de alumínio recozida.

Figura 100 – a) Microscopia de fases insolúveis que precipitam após solubilização devido resfriamento lento após recozimento; b) Chapa de liga de

alumínio 7075-O ou recozida onde é possível visualizar os grãos. Fonte: Adaptação de Kayser Aluminum & Chemical Corporation (publicado conforme Hatch, 1984).

Nesta fase do recozimento para a liga 7075 conforme a Figura 100, está presente a partícula de fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. São partículas de fases que precipitam na solução sólida durante o resfriamento lento e controlado do recozimento. De acordo com Hatch (1984), estão distribuídas aleatoriamente. São partículas anódicas em relação à matriz, por conter Al, Cu e Mg (Wei; Liao; Gao, 1998).

Nas amostras temperadas, o índice de condutividade elétrica médio foi de 28,29%IACS, sendo aproximadamente 36% menor que a média dos índices para o estado recozido.

Segundo Tsai e Chuang (1996) e Mueller (1967), a queda de condutividade elétrica após têmpera é devida aos elementos solutos na matriz do alumínio estarem retidos em solução sólida. Trabalhos anteriores de Mueller (1967) e Jackson e Dunleavy (1962) mostram que a presença de um elemento do soluto de valência diferente na rede cristalina gera um potencial eletrostático diferente alterando a periodicidade da rede, reduzindo a condutividade elétrica e que a presença de elementos de liga ou impurezas na rede cristalina que possuem raio atômico diferente dos átomos de origem, causa um aumento do espalhamento de elétrons, reduzindo da mesma forma a condutividade elétrica.

De acordo com Tsai; Chuang (1996), a condutividade elétrica é levemente menor no sentido transversal longo (TL) comparado com o sentido longitudinal com o grau de envelhecimento.

Há uma relação entre condutividade elétrica e resistência à corrosão sob tensão para esses tipos de ligas de alumínio. Índices de condutividade elétrica dentro dos limites normatizados favorecem boas condições de resistência a esse tipo de corrosão (Jian-wu; Xiao-ci, 1990).

A presença de elementos químicos em concentração significativa como ferro, silício e cromo (Hatch, 1984) influenciaram os índices menores de condutividade elétrica após solubilização e têmpera em amostras temperadas em água fria e polímero PAG tipo II a 22% e principalmente em água quente.

O índice médio de condutividade elétrica nesta fase após têmpera foi 7% inferior ao mínimo estabelecido por norma que é de 30,5%IACS conforme SAE AMS 2658 (2003) para a condição de têmpera T6 que é esperado após o envelhecimento.

A variação dos resultados medidos do menor índice de condutividade elétrica para o maior índice, após a têmpera, foi de apenas 5% de diferença, mostrando uma homogeneidade dos resultados para diversos meios de têmpera nessa fase.

O índice médio de condutividade elétrica para têmpera ficou apenas 10% inferior comparado ao índice médio após o envelhecimento.

O aumento de condutividade elétrica na fase de envelhecimento comparado com a fase de têmpera é devido à formação e crescimento de precipitados que são responsáveis por diminuir a concentração de solutos na matriz. As deformações geradas nessa fase são responsáveis pela queda de resistividade quando ocorre uma mudança de fase das zonas GP para fases η' (semi-coerente com a matriz) e η (incoerente com a matriz) (Inoue et al., 1981).

A Figura 101 conforme Mueller (1967), mostra uma tendência para têmpera que também se repete no envelhecimento para ligas de alumínio série 7XXX. Amostras semelhantes de uma mesma liga 7178 foram temperadas para uma condição de alta taxa de resfriamento (1) e duas condições de têmpera com baixa taxa de resfriamento (2) e (3). Depois todas as três amostras foram envelhecidas. A primeira amostra apresentou alta dureza e baixa condutividade elétrica enquanto as outras duas apresentaram baixa dureza e alta condutividade elétrica.

Dessa forma, um longo tempo em têmpera ou processo com baixa taxa de resfriamento (mais lenta) como, por exemplo, em água quente e polímero PAG tipo II a 22%, aumenta a propriedade de condutividade elétrica devido o aumento da formação de fases η de maior tamanho e diminuição da formação da fase η' durante o envelhecimento. Por isso, após envelhecimento, índices de condutividade elétrica apresentaram maior valor para essas têmperas conforme Figura 99.

Figura 101 – Relação da dureza e condutividade elétrica para curvas de atraso de têmpera para uma liga de alumínio 7178 “alclad¹¹”. Fonte: Adaptação de Mueller, 1967.

A última fase do envelhecimento, promove a geração de precipitados endurecedores incoerentes ou fase θ (fase η para ligas série 7XXX) gerando uma uniformidade da deformação (Gregson, 1995). Dessa forma, a rede cristalina mantém uma periodicidade, beneficiando a condutividade elétrica, ao mesmo tempo que aumenta a resistência à corrosão sob tensão conforme a Figura 32.

A presença de cobre em maior quantidade em amostras com taxas de resfriamento mais baixas também gera um aumento na condutividade elétrica. As amostras nesta situação normalmente possuem mais sensibilidade à têmpera e adições de cobre e cromo também influenciam essa situação (Lym e Shercliff, 1993).

Os índices médios de condutividade elétrica das amostras medidos após envelhecimento foram de 31,47%, sendo 3% superior ao limite mínimo padrão de 30,5% IACS para esta liga em condição de têmpera T6. Em análise concomitante com os resultados de dureza, verifica-se que o tratamento térmico ficou dentro dos parâmetros esperados comparado com a norma.

¹¹ Alclad é uma liga de alumínio entre camadas de alumínio puro aplicadas durante processo de laminação com o objetivo de proteger a liga principal de corrosão. Sua espessura pode variar de 1,5 a 10% da espessura da liga (Campbell, 2006).

Comparado com a medição a partir da amostra como adquirida que vem laminada em condição T651 (32,51%IACS conforme Figura 99), os índices médios medidos para as amostras em questão ficaram apenas 3% menor.

A amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12% com processo *uphill*, teve uma leve queda em relação ao menor índice padrão em 3,5%. O teor reduzido de cobre para essa condição de têmpera pode ser o motivo do resultado. Por outro lado, a mesma amostra atendeu ao critério de dureza.

Os resultados relacionados em conjunto, tanto para dureza como condutividade elétrica medidos especificamente após têmpera e envelhecimento em corpos de prova em liga de alumínio comparando-se diversos meios de resfriamento são apresentados conforme as Figuras 102 e 103.

Figura 102 - Índices comparativos de dureza e condutividade elétrica de corpos de prova em liga 7075 de 6,35 mm de espessura, após têmpera para os diversos meios de resfriamento.

Índice padrão mínimo para CA (30,5%IACS) conforme SAE, 2003.

Figura 103 - Índices comparativos de dureza e condutividade elétrica de corpos de prova em liga 7075 após envelhecimento de grau T6 com base nos meios intermediários de resfriamento.

Comparando-se todos os resultados tanto para dureza como condutividade elétrica, os corpos de prova medidos atenderam ambos os critérios. Não há um índice padrão mínimo para condutividade elétrica após têmpera.

Os corpos de prova com índices maiores de dureza apresentam uma leve queda nos índices de condutividade elétrica comparados com os corpos de prova com índices menores de dureza. O aumento da condutividade elétrica para alguns casos está relacionado com o aparecimento de fases η' que correspondem a fase θ' para a série 2XXX, conforme Chihoski (1983), quando a dureza estabiliza e a condutividade elétrica começa a aumentar.

5.5. ANÁLISE DE DISTORÇÃO

5.5.1. Resultados e Discussão para o Ensaio de Distorção

Os resultados relacionados à medição de distorção a partir do estado recozido são indicados conforme a Figura 104.

Os valores de distorção das amostras da liga foram calculados com base na diferença entre os valores médios de paralelismo e de variação de espessura.

Figura 104 – Resultados comparativos de distorção de placas planas de ligas de alumínio 7075 (150,0 x 35,0 x 6,35 mm) para diversos tipos de tratamento térmico.

A peça recozida, devido o próprio processo que tem como uma das funções aliviar tensões, apresentou um nível baixo de distorção.

É de se esperar que a têmpera em água quente, devido à taxa de resfriamento baixa, apresente menores índices de tensões residuais, comparado com a têmpera em água fria. Esta última, por gerar taxas mais elevadas de resfriamento, contribui para aumentar a formação de tensões residuais, distorções e até trincas (Totten; Bates e Jarvis, 1991).

Dessa forma, como a têmpera em água quente apresenta menores índices de distorção, resultado do baixo nível de tensões residuais, para esta análise, esse meio de resfriamento foi introduzido como comparação para os diversos processos *uphill* usados.

Com base na Figura 104, pode-se observar que todos os resultados para o processo *uphill* ficaram inferiores ao índice de distorção para água quente, em média 64%. O resultado para têmpera em água quente e processo *uphill* resultou no melhor desempenho, com menor índice de distorção.

Verifica-se também o desempenho das soluções de polímeros apresentaram baixos níveis de distorção.

A Tabela 45 apresenta os resultados da análise de distorção comparando-se os corpos de prova testados com acréscimo do processo *uphill* com a têmpera em água quente.

Tabela 45 - Resultados de distorção para diversos tipos de têmpera de liga de alumínio 7075.

ÍNDICES COMPARATIVOS DE DISTORÇÃO DE CORPOS DE PROVA EM LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6 DE 1/4" [6,35 MM] DE ESPESSURA PARA DIVERSOS MEIOS DE RESFRIAMENTO						
Parâmetro	MEIOS DE RESFRIAMENTO					
	Água Quente	Água Fria e Processo "Uphill"	Água Quente e Processo "Uphill"	PAG Tipo II a 12% e Processo "Uphill"	PAG Tipo II a 18% e Processo "Uphill"	PAG Tipo II a 22% e Processo "Uphill"
Distorção [μm]	105	78,5	19,5	27,5	40,6	22,5
Margem comparativa [%] ¹		25,2 (-)	81,4 (-)	73,8 (-)	61,4 (-)	78,5 (-)

¹ Comparação com têmpera em água quente, considerada de melhor desempenho com relação à distorção do que em água fria

A distorção pode ser influenciada pela concentração do polímero, ou seja, quanto maior sua concentração, menor a taxa de resfriamento e menor o gradiente térmico, gerando menor tensão residual e assim, menor distorção e menor risco de trinca, pois a tensão térmica aumenta com a taxa de resfriamento.

Os valores de distorção das amostras da liga foram calculados com base na diferença entre os valores médios de paralelismo e de variação de espessura.

Assim, otimizando-se o processo com o uso de polímero para têmpera em conjunto com o processo *uphill*, a tendência é gerar menor distorção, pois ocorre um maior alívio de tensões residuais (Croucher; Schuler, 1970; SAE AMS 2770H, 2006; Croucher, 2009a). Neste caso, todos os corpos de prova temperados com polímero e principalmente para 22% de concentração, quando associados com o processo *uphill* conseguiram obter os melhores resultados relacionados à redução de distorção comparados apenas com peças recozidas e temperadas em água quente seguidas de envelhecimento.

Os efeitos de tendência de redução dos níveis de tensão residual em peças que passaram pelo processo *uphill* especificamente após o envelhecimento não foram considerados, devido o principal nível de alívio de tensões residuais ocorrerem durante a própria fase do processo *uphill* (Hill, Barker e Willey, 1959).

Usando-se como referência o resultado obtido de distorção para têmpera em água quente comumente usada em tratamento térmico de ligas de alumínio e por apresentar menor tendência a distorção comparada com têmpera convencional em água fria, a Figura 104 apresenta os resultados comparativos para têmpera com polímero PAG tipo II com 22% associado ao processo *uphill* e água quente com uso do mesmo processo como os de melhor desempenho para redução de distorção principalmente para este último processo com redução de mais de 80% conforme a Tabela 45. A têmpera em água fria associado ao processo *uphill* também apresentou um resultado melhor de alívio de tensões comparando-se com apenas têmpera em água quente.

A Tabela 45 mostra que quanto menor a taxa de resfriamento da têmpera usada e associada ao processo *uphill*, menores serão os índices de distorção, o que mostra que ocorreu um maior alívio de tensões residuais.

5.6. ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS

5.6.1. Resultados para os Ensaios de Tração

5.6.1.1. Resultados para as Propriedades Mecânicas do Ensaio de Tração

A Figura 105 apresenta as tensões limite de resistência e escoamento com relação aos meios de resfriamento para os corpos de prova ensaiados em liga de alumínio 7075-T6 para 6,35 mm de espessura.

*Dados conforme Kaufman (2002).

Figura 105 – Relação entre as tensões limites de resistência e escoamento com os meios de resfriamento para corpos de prova de 6,35 mm de espessura. na condição T6.

A Figura 106 apresenta a relação do alongamento com os meios de resfriamento após ensaio de tração para corpos de prova em liga de alumínio 7075-T6.

*Dados conforme Kaufman (2002)

Figura 106 - Relação entre alongamento e meios de resfriamento para peças envelhecidas em liga de alumínio 7075-T6 de 6,35 mm [1/4 pol.] de espessura.

A Figura 107 mostra os índices de módulo de elasticidade obtidos a partir dos ensaios de tração comparando-se os diversos meios de resfriamento.

*Dados conforme Kaufman (2002).

Figura 107 – Relação entre o módulo de elasticidade e os meios de resfriamento e para corpos de prova de tração envelhecidos em liga de alumínio 7075-T6 de 6,35 mm de espessura.

A Figura 108 apresenta os resultados para o número índice de tenacidade dos corpos de prova de tração testados para diversos meios de resfriamento.

Figura 108 – Número índice de tenacidade (U_T) de corpos de prova após ensaio de

tração em liga de alumínio 7075-T6 em relação aos meios de resfriamento.

Tabela 46 – Resumo comparativo dos parâmetros do ensaio de tração de corpos de prova em liga de alumínio 7075-T6 com base nos meios de resfriamento.

PARÂMETROS DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA CORPOS DE PROVA EM LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6						
MEIOS DE RESFRIAMENTO	T _{LR} [MPa]	T _{LE} [MPa]	L _F [%]	E [GPa]	Tempo de Ruptura [s]	U _T [MPa]
AA7075-T6/T651 Padrão*	570	505	11,00	72,00		
Água Fria	629,38	542,05	13,84	80,52	6,25	78,67
Água Quente	622,02	541,20	13,76	77,55	6,05	73,08
Água Fria + Uphill	608,54	525,50	13,61	77,14	6,11	81,39
PAG Tipo II 22%+Uphill	577,59	502,12	16,41	70,46	6,17	95,37

5.6.1.2. Discussão sobre os Resultados para as Propriedades Mecânicas

A Figura 105 mostra que as tensões limite de resistência e de escoamento se mantiveram em média superiores aos índices normatizados para a liga 7075-T6, ficando a tensão limite de resistência quase 7% superior e tensão limite de escoamento média em mais de 4% comparados com os índices padronizados (Kaufman, 2002).

Os corpos de prova temperados em água fria se mantiveram com os mais altos índices para essas propriedades mecânicas devido à velocidade de resfriamento a alta taxa de têmpera, responsável por elevar as tensões internas. A mesma têmpera associada ao processo *uphill* teve uma ligeira redução dessas propriedades devido ao alívio de tensões internas. De qualquer forma, esses índices se mantiveram dentro dos padrões conforme norma.

Os corpos de prova sujeitos ao processo de têmpera *uphill* após têmpera em água fria tiveram resultados equivalentes aos somente temperados em água fria o que mostra que o processo *uphill* não influencia negativamente ou não altera as propriedades mecânicas conforme Croucher, 2009.

As amostras temperadas em água quente também apresentaram aumento das tensões de escoamento e limite de resistência em relação aos valores padronizados. Possivelmente uma alta relação Mg/ Zn que favorece o processo de endurecimento da liga, é responsável pelo desempenho de resistência mecânica (ABAL, 2003).

De acordo com Shaeri et al. (2014), a alta resistência mecânica obtida para têmpera em condição T6 é devido a formação de fases η' que são partículas finas, mais esféricas e levemente maiores que as zonas GP, que nesta etapa já estão em menor quantidade.

Com base nos valores de alongamento (Figura 106), visto que ficaram ligeiramente próximos ao limite mínimo de 3%, pode-se considerar que houve aumento de rigidez, ou seja, aumento do módulo de elasticidade (>72 GPa) em média 5% aproximadamente (Figura 107), e com destaque para os corpos de prova que passaram por têmpera em água fria. O material da liga é de baixa ductilidade devido o processo de estiramento que já havia passado para obtenção da têmpera T651.

O módulo de elasticidade médio obtido a partir da curva tensão – deformação foi superior ao valor padrão médio estabelecido por norma em 5%, o que comprova o aumento de rigidez do material.

Ainda sobre os resultados referentes ao módulo de elasticidade, apesar de não ser esperado que o processo *uphill* influencie as propriedades mecânicas, os índices atingidos com água fria e processo *uphill* foram similares ou superiores ao processo convencional em água fria. Dessa forma, os resultados mostram que o processo *uphill*, apesar do foco em aliviar tensões residuais pode também contribuir para otimizar as propriedades mecânicas.

A Figura 108 apresenta as características relacionadas aos índices de tenacidade com base na análise de área do gráfico tensão-deformação. Os resultados mostraram que o processo *uphill* otimizou consideravelmente as propriedades mecânicas (Croucher, 2009a), e devido o alívio de tensões residuais gerado, foi possível melhorar tanto a ductilidade quanto a tenacidade e assim, obter melhores resultados comparados com meios de têmpera convencional.

Dessa forma, resultados para têmpera em água fria e polímero PAG tipo II a 22%, ambos com processo *uphill* atingiram os melhores índices de tenacidade ficando 3,5 e 4,8% superiores às respectivas têmperas em água fria.

Os corpos de prova temperados em polímero PAG tipo II a 22% de concentração com processo posterior de têmpera *uphill* para a espessura de $\frac{1}{4}$ pol. [6,35 mm], foram capazes de fornecer os melhores resultados com relação ao alongamento e índice de tenacidade devido à associação do polímero com alta capacidade de resfriamento homogêneo aliviando tensões internas e o processo *uphill* que otimiza essas propriedades conforme Croucher (2009a) principalmente o alívio de tensões.

As amostras temperadas em água quente devido à adição do ferro que tende a se combinar com o silício na liga, acabam formando compostos intermetálicos como $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e Mg_2Si . Estes influenciam na perda de propriedades como tenacidade à

fratura (ABAL, 2003).

A partícula Al_2CuMg ou fase S é um precipitado eutético na matriz do alumínio. Devido sua fragilidade, diminui propriedades de fratura (Sainfort et al., 1997). Na análise da composição química está presente nestas mesmas amostras temperadas em água quente.

O resultado para aplicação apenas do polímero PAG tipo II a 22% não foi satisfatório. A grande quantidade de cobre reduz a tenacidade à fratura. Devido à concentração elevada de ferro e silício, ocorre uma formação em grande quantidade e tamanho de precipitados que colaboram para propagação de trinca (Campbell, 2006). A formação de precipitados do tipo $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ que influencia na redução de propriedades de tenacidade à fratura e a baixa relação Mg/Zn que diminui a resistência do material são responsáveis por esse baixo desempenho. Isso mostra que seu melhor desempenho ocorre com menores espessuras ou chapas mais finas. Para maiores espessuras, o uso de polímero para ligas 7075 é indicado em conjunto com o processo *uphill*.

5.6.1.3. Análise Fractográfica do Ensaio de Tração

A seguir, são apresentadas nas Figuras 68(a–c) as características relacionadas à forma de fratura dos corpos de prova para ensaio de tração da liga 7075-T6 para espessura de 6,35 mm [1/4 pol.].

Figura 109 - Detalhes de um corpo de prova em liga de alumínio 7075-T6 temperado em polímero PAG tipo II e subsequente processo *uphill* após ensaio de tração: a) Vista da seção de ruptura; b) Vista lateral apresentando fratura a 45°; c) Vista superior fratura sem redução de área bem como sem presença visível de estrição.

Aa análises fractográficas feitas com MEV são apresentadas nas Figuras 110 e 111 para diversos meios de resfriamento.

Figura 110 – Imagens em MEV da área de seção de ruptura reduzida dos corpos de prova após ensaio de tração com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Têmpera em água quente; c) Têmpera em polímero PAG tipo II a 22%; d) Têmpera em água fria e processo *uphill*.

Figura 111 – Análise de imagens em MEV da área de seção de ruptura aumentada dos corpos de prova após ensaio de tração com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Têmpera em água quente; c) Têmpera em polímero PAG tipo II a 22%; d) Têmpera em água fria e processo *uphill*.

5.6.1.4. Discussão da Forma de Ruptura o Ensaio de Tração

Após os ensaios de tração axiais, foi observado que todos os corpos de prova exibiram um estado plano de tensões e ruptura a 45° sem apresentar estricção visível (Figura 109), ou seja, não apresentaram redução de área perceptível. A ausência de empescoamento é devido à geometria em prisma do corpo de prova com canto vivo que se torna concentrador de tensão. Tanto a ruptura a 45° quanto a ausência de estricção foram percebidas em todos os corpos de prova ensaiados.

De acordo com Chen e You, 2015, a fratura frágil de materiais metálicos ocorre principalmente nos contornos do grão, enquanto que a fratura dúctil está relacionada

ao escorregamento do contorno do grão cristalino causado pelo cisalhamento. O autor também diz que a falha dúctil pode ser relacionada como uma forma de deformação plástica de materiais não metálicos presentes em inclusões com novas precipitações de partículas finas, formação de cavidades entre outros.

A fratura através das imagens conforme Figura 109, deu-se de forma cisalhante dúctil transgranular ou por clivagem. Isso ocorre quando a ductilidade não é tão elevada (Souza, 1979) e que nas imagens da Figura 110 corresponde às áreas mais acidentadas onde a trinca se propaga através dos grãos que são cisalhados, de forma a deslizar ou escorregar ao longo dos mesmos. Para a propagação da trinca até a fratura é necessária uma grande deformação plástica comparado com a fratura frágil (Souza, 1979). A clivagem é um fenômeno que ocorre devido uma repetida quebra das ligações atômicas ao longo dos planos cristalográficos (Ruchert, 2014) específicos.

Dessa forma, podemos concluir que a liga apresentou nos ensaios de tração através da curva tensão-deformação, razoável alongamento, significativamente superior ao limite mínimo estabelecido em norma e módulo de elasticidade (módulo de Young) acima do valor padrão.

5.6.1.5. Análise de Imagens das Amostras das Seções de Ruptura

Com base nas imagens obtidas a partir do microscópio eletrônico de varredura (MEV), pode-se notar na Figura 110 a direção da propagação da trinca pela direção dos alvéolos ou coalescência dos microvazios (*dimples*), característica da região de fratura no limiar dúctil, sendo mais nítida na amostra da imagem 110a) para água fria (seta em vermelho). Essa mesma amostra apresentou uma quantidade maior de *dimples*, o que mostra um esforço maior para romper, justificando o índice mais elevado de tensão limite de resistência. Essa região possui um relevo mais acidentado e aparência cristalina.

As amostras em água quente (Figura 110(b)) também apresentaram uma grande quantidade de alvéolos. Na imagem da amostra temperada em polímero (Figura 110(c)), percebe-se uma área alveolar menor, enquanto que na imagem para têmpera em água fria e processo *uphill* também apresenta uma área semelhante à amostra temperada apenas em água fria (Figura 110(d)).

As áreas com *dimples* conforme Figura 110 são fraturas dúcteis cisalhantes, ou seja, os grãos encruaram mais até ficarem mais esticados, e assim romperam e

ficaram com pontas formando uma textura alveolar.

No caso da liga de alumínio ou seja, um material dúctil e com poucos defeitos de microestrutura, de acordo com Eisenhüttenleute, von Rissen e Werkstoffe (2012), os *dimples* podem ser maiores e mais profundos com sinais de cisalhamento. Em caso de mais impurezas e menor ductilidade ocorre um número maior de *dimples* menores como é o caso das Figuras 110(a) e (b) que apresentaram baixo alongamento.

Na Figura 111(a),(b) e (d), é possível perceber o destaque para precipitados com elementos químicos de maior densidade (pontos brancos para as têmperas que ocorreram em água fria) e pontos escuros que correspondem aos de menor densidade. A quantidade de magnésio na composição associado a outros elementos gera partículas endurecedoras (Figura 111(a)) (ABAL, 2003). Dessa forma, a relação elevada de Mg/Zn possivelmente é responsável pelo aumento de resistência mecânica. Exemplos de possíveis partículas formadas para têmpera em condição T6 são $Al_2Mg_3Zn_3$ ou fase T (Strawbridge; Hume-Rothery; Little, 1948).

A imagem (c) da Figura 111 apresenta vários precipitados de baixa densidade (pontos escuros) em que o zinco se faz mais abundante na microestrutura. Dessa forma, a relação Mg/ Zn é baixa, o que provavelmente diminui os valores de resistência.

5.6.2. Resultados e Discussão para o Ensaio de Fadiga

5.6.2.1. Comparação de Vida em Fadiga para Diversos Meios de Resfriamento

Para os ensaios de fadiga rotativa, foram testados corpos de prova para diversos meios de resfriamento e realizada a comparação para vida em fadiga de 10^5 ciclos por ser um valor médio em relação aos níveis de vida em fadiga testados, conforme a Tabela 47 e Figura 112 onde são apresentados os desvios padrão.

Tabela 47 - Comparativo do desempenho em fadiga para vida estimada de 1×10^5 ciclos de corpos de prova em liga de alumínio 7075-T6 para diversos meios de resfriamento.

Têmpera	Corpo de Prova	Valor da carga Kg [Lb]	Estado do CP final após ensaio	Nº de ciclos (N)	Nº de Ciclos estimados (N)
Pag II ¹ 22%+Up ² +T6 ³	CP4	9,9 [21,83]	rompeu	44757	1×10^5
	CP5	9,9 [21,83]	rompeu	29539	
	CP6	9,9 [21,83]	rompeu	27469	
H ₂ O Fria+T6 ³	CP1-1	9,9 [21,83]	trincou sem romper	19955	1×10^5
	CP1-2	9,9 [21,83]	rompeu	20878	
	CP1-3	9,9 [21,83]	rompeu	39684	
H ₂ O Quente+T6 ³	CP2-1	9,9 [21,83]	rompeu	49777	1×10^5
	CP2-2	9,9 [21,83]	rompeu	20205	
	CP2-3	9,9 [21,83]	rompeu	21172	
H ₂ O Fria+Up ² +T6 ³	CP3-1	9,9 [21,83]	rompeu	37268	1×10^5
	CP3-2	9,9 [21,83]	rompeu	51173	
	CP3-3	9,9 [21,83]	trincou sem romper	42043	
H ₂ O Quente+Up ² +T6 ³	CP4-1	9,9 [21,83]	rompeu	26959	1×10^5
	CP4-2	9,9 [21,83]	rompeu	20235	
	CP4-3	9,9 [21,83]	trincou sem romper	28082	
Pag II ¹ 22%	CP5-1	9,9 [21,83]	rompeu	45672	1×10^5
	CP5-2	9,9 [21,83]	rompeu	13700	
	CP5-3	9,9 [21,83]	rompeu	7965	

¹ PAG II se refere ao polímero para têmpera do tipo polialquilenoglicol tipo II conforme norma SAE AMS 3025;

² Up se refere ao processo de têmpera "uphill";

³ Se refere ao tratamento térmico de envelhecimento em têmpera T6.

Figura 112 – Relação do número de ciclos com meios de resfriamento para o ensaio de fadiga rotativa.

5.6.2.2. Discussão dos Resultados do Ensaio de Fadiga para a Comparação com os Diversos Meios de Resfriamento

A análise inicial de fadiga foi realizada para os corpos de prova em liga de alumínio em ensaio de fadiga rotativa testados para limite de vida em fadiga fixo de 1×10^5 ciclos (carga calculada de ≈ 10 Kg). Foram comparados os corpos de prova testados para diversos meios de resfriamento, com média de três corpos de prova testados para cada condição de tratamento térmico.

Comparando-se os corpos de prova testados para diversos tipos de têmpera, verifica-se que os corpos de prova temperados em água fria e corpos de prova temperados em polímero PAG tipo II a 22%, ambos associados ao processo *uphill* e envelhecimento em condição T6 apresentaram os melhores desempenhos de vida em fadiga, sendo que o primeiro teve vida em fadiga 22% superior atingindo quase 50% da vida estimada, ou seja, 43483 ciclos e 33921 ciclos para a segunda condição.

Os resultados para os corpos de prova apenas temperados e envelhecidos sem uso do processo *uphill* foram inferiores. Ainda assim os corpos de prova temperados em água foram melhores que os temperados apenas em polímeros, sendo que os corpos de prova temperados especificamente em água quente apresentaram o melhor resultado para têmperas sem processo *uphill* chegando a 30385 ciclos, mas com vida em fadiga 30% inferior ao melhor resultado com processo *uphill*.

A explicação relacionada à têmpera capaz de gerar maior vida em fadiga no caso em água fria mais o processo *uphill* e envelhecimento em têmpera na condição T6 (43483 ciclos) está possivelmente relacionada ao alívio de tensões residuais (Croucher, 2009a). A queda nos níveis de tensões residuais influencia as bandas de escorregamento (*slip bands*) entre os grãos próximos à superfície do material onde se gera mais tensões compressivas. Dessa forma, as bandas de escorregamento reduzem seu movimento, evitando, atenuando ou retardando a formação de nucleação de trinca, aumentando a vida em fadiga quando o corpo está submetido a esforços cíclicos.

5.6.2.3. Análise Fractográfica

As Figuras 113 a 118 apresentam as imagens em detalhes da seção de ruptura de amostras de corpos de prova após o ensaio conforme o tipo de têmpera.

Figura 113 – Vista de topo em MEV de seções de fratura por fadiga com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Água quente; c) Polímero PAG tipo II a 12%; d) Polímero PAG tipo II a 22%; e) Água fria e processo *uphill*; f) Polímero PAG tipo II a 22% e processo *uphill*.

De acordo com as imagens da Figura 113, os pontos circulados em vermelho indicam os pontos de nucleação de trinca. Esses pontos não são exatamente precisos, pois a partir da vista de topo da seção da fratura, eles estão inclinados.

As áreas mais escuras nas imagens correspondem às regiões de propagação de trinca (estável) onde visualmente são identificadas as marcas de praia. São regiões planas e possuem características fibrosas. As setas em vermelho na Figura 113(a) em direção ao centro indicam a direção da propagação da trinca.

As áreas mais claras nas imagens correspondem às regiões de ruptura brusca ou catastrófica (propagação instável) onde a trinca atinge o tamanho crítico. Possuem aspecto cristalino e alveolar (*dimples*). São regiões com relevo mais acidentado ou inclinado.

As regiões nas bordas com coloração mais clara acompanhando as bordas no lado oposto da propagação da trinca correspondem à região de ruptura por cisalhamento (Rosa, 2002).

Os pontos ou áreas muito escuras com pontos claros no núcleo e circulados em azul correspondem à oxidação ou sujeira.

A Figura 114 mostra a vista de topo aumentada da área de propagação da trinca da seção fraturada das amostras dos corpos de prova de fadiga.

Figura 114 – Vista de topo em MEV de seções de fratura por fadiga com base nos Meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Água quente; c) Polímero PAG tipo II a 12%; d) Polímero PAG tipo II a 22%.

É possível visualizar através das imagens da Figura 114, as estrias geradas indicando os níveis de propagação das trincas. As estrias correspondem ao avanço das fissuras sob o efeito de cada ciclo de carga. As setas em vermelho indicam a direção do carregamento fletor. O intervalo relacionado aos níveis de propagação conforme destacado na Figura 114(a), se referem a uma queda na carga aplicada, gerando uma descontinuidade na formação de estrias e interrupção na propagação da trinca (ASM, 1992) e possivelmente a presença de tensão residual em certos pontos colaboram para esse distanciamento. As têmperas em água nas imagens (a) e (b) apresentam as estrias menos espaçadas uma das outras. De acordo com

Kobayashi, H.; Nakamura, H. (1990) o principal motivo de geração de estrias de menor espessura deve ser em razão do fechamento da trinca por fadiga devido à carga cíclica aplicada. O fechamento de trincas pode ocorrer de acordo com Norton (2013) em razão de tensões cíclicas de compressão que não favorecem o desenvolvimento de trincas. Isso é sugestivo para ao aumento de vida em fadiga.

As amostras temperadas em polímero conforme imagens (c) e (d), apresentam estrias de maior espessura. A frequência de ciclos, aumento de tensões médias e, alternadas contribuem para o espaçamento entre as estrias (ASM, 1992). Outro motivo pode ser devido às mudanças em condições de tensões localizadas como por exemplo a propagação de trinca sobre um plano inclinado.

É possível perceber também na imagem c) uma inclusão devido o processo de fundição do material.

As Figuras 115 e 116 mostram a região de interface entre a área de propagação da trinca e a área de ruptura catastrófica das amostras.

Figura 115 – Vista de topo da interface entre a área de propagação da trinca e de

ruptura por fadiga com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Água quente; c) Polímero PAG tipo II a 12%; d) Polímero PAG tipo II a 22%.

Figura 116 – Vista de topo aumentada da interface entre a área de propagação da Trinca e de ruptura com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Têmpera em água quente; c) Têmpera em polímero PAG tipo II a 12%; d) Têmpera em polímero PAG tipo II a 22%.

Nas imagens das Figuras 115 e 116 é possível identificar a interface que delimita as áreas de propagação de trinca e de ruptura brusca. Nas imagens, essa delimitação está indicada por uma linha vermelha, sendo que nas imagens que correspondem às amostras temperadas em água fria (a) e quente (b), a interface é mais nítida. Na amostra da Figura 116(b) é possível perceber uma trinca intergranular e regiões de micro trincas. Já para as amostras temperadas em polímero da Figura

116(c) e (d) (12 e 22%) essa interface não é tão nítida devido possivelmente maior homogeneidade do resfriamento. As bandas de escorregamento também são mais nítidas para as amostras de baixa taxa de resfriamento como na Figura 116(b) e (d).

As Figuras 117(a-d) e 118 (a)-(d) mostram a vista de topo da área de ruptura da seção fraturada das amostras dos corpos de prova de fadiga.

Figura 117 – Vista de topo da região de ruptura catastrófica com a presença de alvéolos (*dimples*) com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Têmpera em água quente; c) Têmpera em polímero PAG tipo II a 12%; d) Têmpera em polímero PAG tipo II a 22%.

Nas imagens da Figura 117, é possível perceber o aspecto alveolar da região da ruptura brusca ou catastrófica, sendo mais acentuada para as amostras dos corpos de prova temperados com taxas de resfriamento mais elevadas conforme Figura 117(a) para água fria e 117(c) para polímero PAG tipo II a 12% de concentração.

Figura 118– Vista de topo aumentada da seções de ruptura por fadiga com base nos meios de resfriamento. a) Têmpera em água fria; b) Têmpera em água quente; c) Têmpera em polímero PAG tipo II a 12%; d) Têmpera em polímero PAG tipo II a 22%.

A Figura 118 apresenta imagens ampliadas das amostras para os respectivos meios de resfriamento internamente na região alveolar com base na Figura 117, onde é possível notar a presença de precipitados de maior densidade com coloração mais clara e os pontos escuros se referem a precipitados de menor densidade.

5.6.2.4. Discussão dos Resultados Fractográficos

Com relação às imagens obtidas a partir da seção transversal fraturada das amostras dos corpos de prova, pode-se observar que:

- A falha por fadiga é sempre considerada de natureza frágil mesmo neste caso

que se trata de um material aparentemente dúctil (liga de alumínio).

- a nucleação de trincas em geral ocorre devido imperfeições ou pequenas falhas microestruturais como porosidades, defeitos a partir do processo de solidificação do material ou pontos de corrosão. Também pode ocorrer a partir de falhas superficiais devido a problemas de usinagem ou polimento ou acabamento que podem concentrar tensões.

Quanto maior o número de pontos de nucleação, maior a concentração e tensões.

As regiões de propagação de trincas, identificadas como mais escuras são devido um menor espalhamento de incidência de elétrons do equipamento em função do relevo mais plano da seção de ruptura. Estas áreas são geradas devido à concentração local das tensões pelos mecanismos de nucleação e trincas relacionados a defeitos microestruturais e superficiais.

As regiões de ruptura catastrófica são mais claras devido ao maior espalhamento de incidência de elétrons pelo relevo desta região da seção ser mais acidentado.

As amostras temperadas em polímero PAG tipo II a 12% apresentaram estrias de maior espessura ao mesmo tempo em que praticamente não ficou nítida a interface entre a região de propagação e trinca e de ruptura.

Nas imagens relacionadas com a região de fratura, é possível observar a presença de precipitados (cor branca) nas cavidades alveolares ou *dimples*, internamente.

Devido à combinação do ferro com o silício presentes na composição das amostras temperadas em água quente, compostos intermetálicos $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e Mg_2Si influenciam na redução de propriedades como vida em fadiga (ABAL, 2003).

A presença de partículas intermetálicas nobres $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (Birbilis e Buchheit, 2005) também na composição das amostras de polímero PAG tipo II a 22% colaboraram para a diminuição da vida em fadiga para esses corpos de prova.

Outra partícula comum para as têmperas de baixa taxa de resfriamento é Al_2CuMg ou fase S que conforme Sainfort et al. (1997), que em razão da sua fragilidade, diminui propriedades de fratura.

5.6.2.5. Resultados para o Comparativo de Aproximação das Curvas de Ensaio de Fadiga

Durante o ensaio de fadiga rotativa foram realizados ensaios para um tipo de têmpera selecionado, no caso, para polímero PAG tipo II a 22% com processo *uphill* e envelhecimento em condição de têmpera T6 que obteve o melhor desempenho em termos de alongamento e tenacidade. Foram usados três corpos de prova para cada vida esperada em 10^3 / 10^4 / 10^5 e 10^7 ciclos. Os resultados são apresentados na Tabela 48 e a curva S-N na Figura 119.

Tabela 48 – Resultados do comportamento em fadiga de corpos de prova temperados em polímero PAG tipo II a 22% com processo *uphill* para obtenção da curva S-N.

ENSAIO DE FADIGA ROTATIVA PARA OBTENÇÃO DA CURVA S-N					
Têmpera	Corpo de Prova	Valor da carga Kg [Lb]	Estado do CP final após ensaio	Nº de ciclos (N)	Nº de Ciclos estimados (N)
Pag II ¹ 22%+Up ² +T6 ³	CP1	3,60 [7,94]	rompeu	305623	1×10^7
	CP2	3,60 [7,94]	não rompeu	10157382	
	CP3	3,60 [7,94]	rompeu	150480	
	CP4	9,90 [21,83]	rompeu	44757	1×10^5
	CP5	9,90 [21,83]	rompeu	29539	
	CP6	9,90 [21,83]	rompeu	27469	
	CP7	14,60 [32,19]	rompeu	4746	1×10^4
	CP8	14,60 [32,19]	rompeu	2927	
	CP9	14,60 [32,19]	trincou sem romper	8560	
	CP10	20,80 [45,86]	trincou sem romper	1920	1×10^3
	CP11	20,80 [45,86]	trincou sem romper	877	
	CP12	20,80 [45,86]	trincou sem romper	1152	

¹ PAG II se refere ao polímero para têmpera do tipo polialquilenoglicol tipo II conforme norma SAE AMS 3025;

² Up se refere ao processo de têmpera "uphill";

³ Se refere ao tratamento térmico de envelhecimento em têmpera T6.

Figura 119 – Curva S-N para corpos de prova em liga de alumínio 7075-T6

temperados em polímero a 22% e processo *uphill*.

A partir dos resultados obtidos de vida em fadiga para o ensaio de fadiga rotativa, foram selecionados os resultados médios obtidos para este corpo de prova temperado em polímero PAG tipo II a 22% com processo *uphill* e envelhecimento em condição de têmpera T6 para comparar a tensão e a vida alcançada com os resultados normalizados conforme Department of Defense (1998).

A Figura 120 apresenta a comparação da curva S-N padrão conforme norma.

Figura 120 – Curva comparativa do comportamento de vida em fadiga para os resultados médios obtidos em ensaio de fadiga rotativa com corpo de prova temperado em polímero PAG tipo II a 22% e processo *uphill* com a curva padrão obtida em ensaio de fadiga axial conforme gráfico da tensão pela vida para corpos de prova em liga de alumínio 7075-T6 conforme Department of Defense (1998) Figura 3.7.4.1.8 (a).

5.6.2.6. Discussão sobre o Comparativo de Aproximação das Curvas de Ensaio de Fadiga

A curva normalizada utilizada para comparação é aplicada para esforços em tensão normal ou axial. Já os resultados obtidos nos ensaios em questão envolvem esforços em flexão. Assim, para o primeiro caso o que se espera de comportamento para o material em liga de alumínio 7075-T6, considerando a mesma vida é uma

ruptura em menor tensão. Já para os resultados de fadiga rotativa, o corpo de prova em questão rompe com uma tensão maior. Isso é observado na Figura 120, que mostra que o processo de têmpera adicionado o processo *uphill* é realmente eficiente em aliviar tensões residuais que são determinantes para a vida do material para esse tipo de aplicação.

Além disso, pode-se observar uma aproximação interessante de ambas as curvas principalmente após vida de 10^3 ciclos quando ambas as curvas praticamente ficam alinhadas. Isso quer dizer que, se comparado com a curva padrão, que normalmente utiliza têmpera convencional em água fria, os resultados obtidos em ensaio para fadiga rotativa em corpos de prova temperados em polímero PAG tipo II a 22% mais o processo *uphill* obteve um resultado considerado de bom desempenho e próximo ou superior ao esperado.

No comparativo dos tipos de têmpera ensaiados em fadiga rotativa conforme a Figura 112, os melhores desempenhos para vida em fadiga foram com corpos de prova temperados em água fria e PAG tipo II a 22% ambos com processo *uphill*. Dessa forma, conclui-se que esses resultados obtidos estão dentro do esperado para vida em fadiga conforme a norma, pois no primeiro caso (água fria+*uphill*), seu desempenho foi superior ainda ao resultado com PAG tipo II a 22% em vida em fadiga a mesma tensão. Já os outros resultados, mostraram vida em fadiga inferior tanto para corpos de prova temperados em água fria/ água quente e polímero PAG tipo II a 12 (não apresentado no gráfico) e 22%.

Dessa forma, conclui-se que uma curva de aproximação comparativa dos resultados correspondentes para água fria/ água quente e polímero PAG tipo II a 12 e 22% com a curva padrão forneceria um resultado abaixo do padrão conforme Department of Defense (1998) Figura 3.7.4.1.8 (a), o que justifica a vida inferior em ciclos comparado com os resultados que passaram pelo processo *uphill*.

5.7. RESULTADOS E DISCUSSÃO PARA OS ENSAIOS DE CORROSÃO

5.7.1. Ensaio de Corrosão sob Tensão

5.7.1.1. Resultados e Discussão para os Ensaios de Corrosão sob Tensão em Flexão e Tração

Após os ensaios de corrosão sob tensão em câmara de névoa salina após 600

horas de duração, os corpos de prova sujeitos a esforços em flexão (tração na superfície superior e compressão na superfície inferior) e em tração são apresentados de forma comparativa conforme imagens das Figuras 121(a)-(l) e 122(a)-(e) e comparados também nas Tabelas 49 e 50 por um índice IAC adotado para análise inicialmente visual:

- Análise comparativa em flexão após 600 horas de ensaio:

a) Têmpera em Água Quente+T6 - lado tração

b) lado compressão

c) Têmpera em PAG tipo II 22% + T6 - lado tração

d) lado compressão

e) Têmpera em PAG tipo II 12%+Uphill +T6 - lado tração

f) lado compressão

g) Têmpera em PAG tipo II 22% + *Uphill* + T6 - lado tração

h) lado compressão

i) Têmpera em Água Fria + *Uphill* + T6 - lado tração

j) lado compressão

k) Têmpera em Água Quente + *Uphill* + T6 - lado tração

l) lado compressão

Figura 121– Imagens de corpos de prova em flexão após ensaio de corrosão sob tensão de 600 horas em câmara de névoa salina a 5% de concentração de solução.

Os resultados do índice IAC para a análise visual, com máquina fotográfica e com lupa de 5x de aumento para os corpos de prova em flexão logo após o término do ensaio seguem conforme a Tabela 49.

Tabela 49 - Resultados da análise comparativa visual do ataque corrosivo nos corpos de prova em flexão após ensaio de corrosão sob tensão.

ANÁLISE COMPARATIVA VISUAL APÓS ENSAIO DE SCC EM CÂMARA DE NÉVOA SALINA PARA CORPOS DE PROVA EM FLEXÃO						
AVALIAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	Água Quente	MEIO DE RESFRIAMENTO				
		PAG Tipo II 22%	Água Fria e "Uphill"	Água Quente e "Uphill"	PAG Tipo II 12%+"Uphill"	PAG Tipo II 22%+"Uphill"
IAC ¹	3	5	1	4	2	6

¹IAC corresponde a um índice de ataque corrosivo adotado no caso em ordem crescente de maior nível de corrosão.

- Análise comparativa em tração após 600 horas de ensaio:

a) Têmpera PAGII12% +T6

b) Têmpera PAG tipo II 22% + T6

c) Têmpera em Água Quente + Uphill +T6

d) Têmpera em Água Fria + Uphill + T6

e) Têmpera em Água Fria + T6

Figura 122 – Imagens de corpos de prova em tração após ensaio de corrosão sob tensão de 600 horas em câmara de névoa salina a 5% de concentração de solução salina.

Os resultados do índice IAC para a análise visual, máquina fotográfica e com lupa de 5x de aumento para os corpos de prova em tração logo após o término do ensaio seguem na Tabela 50.

Tabela 50- Resultados da análise comparativa visual do ataque corrosivo nos corpos de prova em tração após ensaio de corrosão sob tensão em câmara de névoa salina.

ANÁLISE COMPARATIVA VISUAL APÓS ENSAIO DE SCC EM CÂMARA DE NÉVOA SALINA PARA CORPOS DE PROVA EM TRAÇÃO					
AVALIAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	TIPO DE TÊMPERA				
	Água Fria	PAG Tipo II 12%	PAG Tipo II 22%	Água Fria e "Uphill"	Água Quente e "Uphill"
IAC ¹	1	3	5	2	4

¹ IAC corresponde a um índice de ataque corrosivo adotado no caso em ordem crescente de maior nível de corrosão.

De acordo com os resultados das imagens da Figura 121 e a Tabela 49 sob o ponto de vista macroscópico, pode-se observar que o corpo de prova temperado em água fria e processo *uphill* apresentou maior resistência ao ataque de corrosão sob tensão seguido do polímero a 12% também com processo *uphill*. Os corpos de prova com taxas de resfriamento mais baixas como polímero a 22% e água quente, mesmo com processo *uphill*, não apresentaram bom desempenho para este ensaio.

Os corpos de prova em flexão, temperados em água quente e polímero PAG tipo II a 22%, se comportaram de forma parecida, ao longo do ensaio, ou seja, o ataque caminhou de forma equivalente. Entretanto, após um certo período de ensaio,

tanto o corpo de prova temperado em polímero PAG tipo II a 22%, como em água quente foram ambos mais atacados do lado tracionado, enquanto que do lado comprimido estavam quase íntegros. Com o tempo de exposição, a peça temperada com polímero (22%) ficou bem atacada em ambos os lados (tracionado e comprimido).

O lado tracionado sofreu maior esforço, favorecendo a reação anódica e catalisando o ataque corrosivo, pois ocorre esforços que tendem a afastar e romper a microestrutura, ocorrendo um distanciamento dos átomos e depósitos de solução salina nos interstícios, favorecendo a formação de corrosão com maior intensidade em relação ao lado comprimido.

Normalmente ocorre redução na parte superior (tração) e oxidação na parte inferior (compressão). A diferença de potencial colabora na formação de um par galvânico resultando em ataque de corrosão.

Os corpos de prova foram mantidos em ambiente corrosivo dentro da câmara de névoa salina até atingir 70 a 75% de deterioração. Isso equivale em média a mais de 550 horas de ensaio;

Com o objetivo de acompanhar o fenômeno de passivação, as peças passaram pelo menos 600 horas de exposição em névoa salina. O material temperado em água fria com processo *uphill* se comportou melhor que o temperado em polímero PAG tipo II que sofre maior ataque de corrosão principalmente em esforços de tração no caso para ambos os ensaios;

Percebeu-se que a têmpera em água, independente da taxa de resfriamento gera formação de óxido de alumínio em uma área maior da superfície para ambos os lados. Considerando o uso do processo *uphill*, esse mesmo comportamento ocorre apenas para têmpera em água fria. Para água quente, o processo *uphill* acaba não sendo eficiente e ainda gera uma área maior de ataque no lado compressivo.

Já com o uso de polímero, os corpos de prova com têmpera com concentração menor (12%) tiveram resultados mais próximos à água fria. Para concentração de 22%, com ou sem *uphill*, as amostras apresentaram uma área maior de ataque em ambos os lados e menor formação de óxido de alumínio. Apesar disso, os corpos de prova temperados em água quente e polímero PAG tipo II com maior concentração também apresentaram maiores ataques devido à solução salina e isso é favorecido devido a menores taxas de resfriamento.

As colorações esbranquiçadas são sinais de ataque de corrosão por solução a base de cloro (Cl), devido à alta concentração da solução salina (5%) enquanto a

coloração cinzenta é a formação de óxido de alumínio (Al_2O_3).

Em corpos de prova temperados em polímero, há o risco que o enxágue parcial em água, realizada após a têmpera, não seja suficiente para remover os resíduos de polímero ficando este à superfície do corpo de prova, podendo potencializar a corrosão.

Após em média 400 horas de ensaio, ocorreu a chamada passivação, em que o óxido de alumínio formado em ambos os lados é suficiente para manter o estado de ataque já ocorrido, formando obstáculo à evolução do ataque corrosivo, independentemente do tipo de têmpera sofrido no corpo de prova e isto mesmo em função das horas adicionais de exposição ao ambiente salino durante o ensaio.

Para os corpos de prova solicitados em tração, o ensaio foi aparentemente mais agressivo para os temperados em taxas mais baixas de resfriamento como em maiores concentrações de polímero e água quente. Os corpos de prova temperados em água fria sem e com o processo *uphill* formaram a camada de óxido de alumínio, de maneira mais efetiva, protegendo contra o ataque por SCC.

5.7.1.2. Análise para Detecção de Trincas Após o Ensaio de SCC

Para averiguar a possibilidade de avanço de trincas nos corpos de prova ensaiados em SCC em câmara de névoa salina, os corpos de prova em flexão passaram por inspeção de NDT através de equipamento de “Eddy Current” e “ultrassom”.

Apesar disso, inicialmente os ensaios de NDT tanto de “Eddy Current” quanto de “ultrassom” não detectaram pontos de trinca para nenhuma amostra testada inicialmente sujeita à esforços de flexão nos pontos onde foram mais solicitados durante os ensaios. As mesmas foram detectadas para algumas amostras posteriormente após análises em microscópio óptico.

A possibilidade de interferência da camada residual de compostos a base de cloro na superfície do material e o uso de sonda para “Eddy-Current” ou alguma limitação do transdutor (ultrassom) para a análise podem ter permitido o erro de leitura e identificação de possíveis trincas.

5.7.1.3. Detecção do Cloro na Superfície do Material Ensaiado em Névoa Salina

Após a realização do ensaio em laboratório recolhendo-se o material da superfície do corpo de prova para análise química, foi possível obter as seguintes

conclusões:

Foi possível perceber no fundo do béquer uma coloração de aspecto leitoso devido a reação com o nitrato de prata, confirmando a presença de composto a base de cloro, como ilustrado na Figura 123.

Os pontos mais escuros e acinzentados foram relacionados à presença de óxido de alumínio.

Figura 123 – a) Aquecimento da amostra em béquer contendo água destilada, nitrato de prata e material colhido da superfície do corpo de prova (à esquerda); b) Resultado da coloração de aspecto leitoso resultante da presença do cloro (à direita).

Figura 124 – Ilustração do béquer com água destilada aquecida e amostra de material esbranquiçado colhido da superfície do cp em reação com nitrato de prata no fundo do recipiente.

Inicialmente não foram identificados pontos de *pitting* ou crateração na superfície do material para todas as amostras, apesar do tempo prolongado de exposição em névoa salina.

5.7.1.4. Análise de Condutividade Elétrica

Com o objetivo de averiguar a influência do ensaio de corrosão sob tensão nas propriedades elétricas do material em ambiente salino, algumas amostras ensaiadas foram testadas para medição de condutividade elétrica após o ensaio.

A seguir, os resultados para condutividade elétrica comparando-se os índices em %IACS após envelhecimento e depois do ensaio de SCC.

Figura 125 - Comparação da condutividade elétrica das superfícies tracionadas e comprimidas de corpos de prova em liga 7075-T6 em placa de 6,35 mm de espessura envelhecidas com base nos meios de resfriamento, após ensaio de corrosão sob tensão em flexão.

Os índices médios de condutividade elétrica após ensaio de SCC em flexão comparando-se os lados que sofreram esforços trativo e compressivo foram equivalentes com uma diferença desprezível, mostrando que o tipo de esforço não influenciou por si somente na propriedade elétrica. Os índices medidos também se mantiveram dentro dos valores padrão para a liga 7075-T6 ou bem próximo para o limite mínimo de 30,5%IACS para algumas amostras, apesar de apresentarem uma ligeira queda de aproximadamente 3,6% em relação à condutividade elétrica medida após envelhecimento em condição T6. A leve queda de condutividade elétrica está associada ao esforço conjugado em flexão (esforços trativos e compressivos) com exposição ao ambiente salino durante período prolongado que gera uma deterioração do material.

Os resultados relacionados de condutividade elétrica antes e após o ensaio de SCC em tração são indicados conforme a Figura 126.

Figura 126 - Índices comparativos de condutividade elétrica de corpos de prova de tração em liga 7075 envelhecidos após ensaio de corrosão sob tensão com base no tipo de meio intermediário de resfriamento.

Os resultados de condutividade elétrica médios para os corpos de prova ensaiados após SCC tiveram uma queda de 10% em relação aos índices após envelhecimento em condição T6. Em relação ao índice mínimo padrão conforme SAE AMS 2658 (2003), os mesmos ficaram apenas aproximadamente 3% abaixo, o que mostra que apesar do carregamento sofrido e o tempo prolongado em ensaio não houve perda significativa de propriedade elétrica.

Os índices ligeiramente maiores de condutividade elétrica para as amostras com taxa mais baixa de resfriamento (em água quente e polímeros) é atribuída a presença maior de cobre na microestrutura.

De acordo com Ko et al. (2013), menores valores de condutividade elétrica estão relacionados à solução sólida supersaturada que influencia a queda dessa propriedade. Índices mais elevados de condutividade elétrica são influenciados pela formação de precipitados finos na mesma condição em tempera T6 (Rosen, 1989; Yamamoto et al., 2000). Também Chihoski (1983), diz que devido têmperas prolongadas, propriedades como condutividade elétrica aumentam. Isto ocorre devido o aumento da formação de precipitados de fase θ (no caso para a liga 7075 corresponde a fase η), enquanto ocorre uma redução da formação de precipitados de fase θ' (no caso, corresponde a fase η'). Isso mostra que têmperas com baixa taxa de resfriamento como em água quente e polímero mantiveram índices

ligeiramente mais elevados comparados com amostras com taxa mais elevada como em água fria mesmo após ensaio de SCC.

Índices maiores de condutividade elétrica são atribuídos à maior resistência à corrosão sob tensão (Jian-wu; Xiao-ci, 1990; Qiu-Cheng; Li-Tao; Wei, 2005).

Dessa forma, o melhor desempenho em resposta ao ataque de corrosão por SCC está mais relacionado aos índices de condutividade elétrica antes do teste do que o nível de perda de propriedades após o ensaio de corrosão.

Isto confirma que o tipo de têmpera pode influenciar de forma significativa a resistência à corrosão sob tensão, visto que na análise visual, os corpos de prova temperados em taxas mais elevadas foram menos atingidos por corrosão por SCC em tração e flexão. Índices de condutividade elétrica dentro da margem de tolerância padrão aumentarão as condições de resistência para exposição a este tipo de corrosão (Rogante; Battistella; Rustichelli, 2004).

A amostra temperada em água fria com *uphill* apresentou menor quantidade de cobre em sua composição comparada com a amostra apenas temperada em água fria, o que justifica um índice de condutividade elétrica ligeiramente menor. Apesar disso, a resistência à SCC não foi afetada significativamente, quando comparada com as amostras com baixa taxa de resfriamento. Dessa forma, as condições antes do ensaio de SCC em névoa salina influenciaram mais no desempenho durante o mesmo.

5.7.1.5. Resultados para as Análises Metalográficas de Amostras de SCC em Flexão

As Figuras 127 a 128 apresentam imagens das amostras preparadas a partir da seção transversal longa (LT) dos corpos de prova usinados no sentido da laminação (SL) e ensaiados em teste de corrosão sob tensão em flexão após 600 horas em câmara de névoa salina a 5 % de concentração de solução.

Figura 127 - Amostras em liga de alumínio 7075-T6 temperadas em: a) água quente; b) Água quente e processo *uphill* após ensaios de SCC em flexão. Para ambas as imagens, o lado superior indica esforço por compressão e o lado inferior por tração.

As amostras na Figura 127 temperadas tanto em água quente quanto em água quente seguida de processo *uphill* apresentaram sinais de ataque de corrosão por SCC visíveis, sendo que a amostra da imagem (b) foi mais susceptível ao ataque comparado com a amostra apenas temperada em água quente. Ambas apresentam mais ataque no lado tracionado (parte inferior de ambas as imagens).

Aqui a aplicação do processo *uphill* não trouxe benefício. É possível que o fato de haver precipitação maior em face da baixa taxa de resfriamento seja o mecanismo preponderante.

A Figura 128 apresenta imagens aumentadas das áreas atacadas por SCC em flexão para os corpos de prova temperados em água quente.

Figura 128 - Amostras laminadas em liga de alumínio 7075-T6 temperadas em água quente: a) Áreas de ataque por corrosão por SCC no lado tracionado; b) Presença de trinca e áreas de ataque por corrosão por SCC no lado tracionado.

Na Figura 128 em que são apresentadas imagens da amostra temperada em água quente, as mesmas apresentaram após o ensaio de SCC as seguintes características de ataque de corrosão: na imagem (a) no lado que sofreu tração se observou que, à esquerda na imagem vê-se um ataque por SCC de profundidade de

118 μm e à direita uma área de 388 x 106 μm^2 . Na imagem (b), no lado que sofreu esforço de tração vê-se presença de trinca intergranular de 79 μm de comprimento e área corroída de 136 x 57 μm^2 .

A Figura 129 apresenta imagens aumentadas das áreas atacadas por SCC em flexão para os corpos de prova temperados em água quente e processo *uphill*.

Figura 129 - Amostras em liga de alumínio 7075-T6 temperadas em água quente e processo *uphill*: a) Presença de trinca ao longo do contorno dos grãos no lado tracionado; b) Área atacada por corrosão sob tensão no lado tracionado.

Nessas imagens foram observadas as seguintes características de ataque no lado que sofreu tração: na imagem a) o lado tracionado apresenta trinca intergranular de 482 μm de comprimento e, na Imagem b) uma área corroída de 400 x 104 μm^2 .

A Figura 130 apresenta imagens aumentadas das áreas atacadas por SCC em flexão para os corpos de prova temperados em água fria e processo *uphill*.

Figura 130 - Amostra em liga de alumínio 7075-T6 temperada em água fria e processo *uphill*. a) A imagem destaca o lado tracionado como mais atacado por SCC; b) A imagem destaca a área corroída pelo lado tracionado (lado superior - compressão; lado inferior - tração).

Nas imagens da Figura 130, para a amostra temperada em água fria e processo *uphill*, foi possível identificar as seguintes características: Imagem a) destacando ataque mais pronunciado de corrosão por SCC no lado tracionado; b) a amostra

apresenta área corroída de $389 \times 100 \mu\text{m}^2$ identificada como de maior extensão para essa amostra no lado que sofreu tração, após 600 horas de ensaio. Não foi identificado na seção da amostra sinais evidentes de trinca. De qualquer forma, o mecanismo de SCC ocorre basicamente através de trincas intergranulares que vão penetrando e encontram outras trincas e acabam por destacar pequenos pedaços do material

As Figuras 131 e 132 apresentam imagens das áreas atacadas por SCC em flexão para os corpos de prova temperados em polímero PAG tipo II a 22% de concentração.

Figura 131 - Amostras em liga de alumínio 7075-T6 temperadas em polímero PAG tipo II a 22% de concentração (lado superior - tração; lado inferior compressão).

A imagem da Figura 132 da amostra temperada em polímero PAG tipo II a 22% de concentração apresenta alguns pontos de ataques de corrosão por SCC. Esse ataque foi mais pronunciado no lado tracionado (parte superior da imagem).

Figura 132- Amostra em liga de alumínio 7075-T6 temperada em polímero PAG tipo II a 22% de concentração. a) A imagem destaca o ataque de

corrosão por SCC no lado comprimido; b) Imagem apresentando ataque de corrosão por SCC no lado transversal curto (TC) à esquerda na imagem e presença de trinca na parte superior no lado que sofreu tração.

Com maior aumento, analisando a Figura 132, foi possível identificar uma área com as seguintes características: A imagem (a) apresenta uma área de ataque de corrosão por SCC de $575 \times 135 \mu\text{m}^2$ após 600 horas de ensaio. Não foi identificado para essa parte da seção trincas adicionais. Já na imagem (b) foi identificada uma trinca de $90 \mu\text{m}$ no lado que sofreu tração e uma área atacada por corrosão do tipo SCC na direção TC de $22 \times 68 \mu\text{m}^2$.

As Figuras 133 a 134 apresentam imagens transversais das amostras de corpos de prova laminados e ensaiados no sentido contra a laminação (CL) após 600 horas em câmara de névoa salina a 5 % de concentração. As mesmas amostras foram cortadas e preparadas na seção longitudinal (SL) dos corpos de prova para análise.

Figura 133 - Amostras laminadas em liga de alumínio 7075-T6 temperadas em: a) Polímero PAG tipo II a 12% de concentração e processo *uphill*; b) Polímero PAG tipo II a 22% de concentração e processo *uphill* (lado superior - compressão; lado inferior - tração).

A imagem (a) da Figura 133 se refere a amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12% de concentração com processo *uphill* e apresentou poucas evidências de ataque por corrosão por SCC sendo mais nítidas para o lado tracionado de $214 \times 84 \mu\text{m}^2$.

A amostra temperada em polímero PAG tipo II a 22% de concentração e processo *uphill* apresentou conforme Figura 133(b) uma trinca no sentido transversal curto (lateral esquerda) de $267 \times 133,5 \mu\text{m}^2$; área deteriorada de $1167 \times 167 \mu\text{m}^2$ e trinca de $1000 \mu\text{m}$ e $667 \mu\text{m}$ de comprimento ambas na face superior (lado tracionado); Ataque de corrosão por SCC de $167 \times 67 \mu\text{m}^2$ na face inferior (lado comprimido).

Figura 134 - Amostra em liga de alumínio 7075-T6 temperada em polímero PAG tipo II a 12% de concentração seguida de processo *uphill*: a) Presença de ataque de corrosão por SCC; b) Mesmo local com imagem ampliada. Imagens feitas pelo lado tracionado.

Conforme as imagens da Figura 134(a) e (b), foi identificada na amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12% de concentração seguida de processo *uphill* uma área atacada por corrosão por SCC de 500 µm de comprimento por 84 µm de profundidade. A identificação da corrosão foi do lado tracionado.

Figura 135 - Amostra em liga de alumínio 7075-T6 temperada em polímero PAG tipo II a 22% de concentração e processo *uphill*. a) Presença de trinca e ataque por corrosão por SCC; b) Trincas paralelamente à superfície da amostra; c) Área atacada por corrosão por SCC. Imagens b) e c) feitas do lado tracionado.

Na Figura 135 (a)-(c), a amostra temperada em polímero PAG tipo II a 22% de concentração seguida de processo *uphill* pode-se destacar na imagem a) a presença de uma trinca de 275 µm; na imagem (b) pelo menos 3 regiões de trincas e na imagem (c) uma área atacada por corrosão do tipo SCC de 643 x 157 µm. A identificação da corrosão e pontos de trincas foram do lado transversal curto para a imagem (a) e da superfície no lado que sofreu tração para as imagens (b) e (c).

Na Tabela 51 são apresentados alguns dos parâmetros medidos nas amostras ensaiadas que resumem o desempenho dos corpos de prova nas diversas condições.

Tabela 51 – Resultados de medições de ataque de corrosão e trinca em amostras submetidas a ensaios de corrosão sob tensão após 600 horas.

FALHAS EM AMOSTRAS DE CORPOS DE PROVA SUBMETIDOS A CORROSÃO SOB TENSÃO EM FLEXÃO EM CÂMARA DE NÉVOA SALINA APÓS 600 HORAS DE ENSAIO						
Falhas	MEIOS DE RESFRIAMENTO					
	Água Quente ¹	PAG Tipo II 22% ¹	Água Fria e Processo "Uphill" ¹	Água Quente e Processo "Uphill" ¹	PAG Tipo II a 12% e Processo "Uphill" ²	PAG Tipo II a 22% e Processo "Uphill" ²
Ataque por SCC	sim	sim	sim	sim	sim	sim
Pontos de ataque	vários	medianos	poucos	vários	poucos	vários
Profundidade ³ [μm]	118	135	100	104	84	167
Presença de trinca	sim	sim	não	sim	não	sim
Pontos de trinca	1	1	nenhum	1	nenhum	vários
Comprimento ³ [μm]	79	90	0	482	0	1000

¹ Amostras ensaiadas em flexão no sentido da laminação e analisadas transversalmente.

² Amostras ensaiadas em flexão no sentido contra a laminação e analisadas no sentido da laminação.

³ Maiores valores identificados nas análises

Conforme os resultados das Figuras anteriores e da Tabela 51, que apresenta as amostras temperadas em água quente e polímero a 22% (menores taxas de resfriamento) tiveram um comportamento ruim na exposição a ambiente salino para esse tipo de carregamento.

Análises para amostras temperadas em baixas taxas de resfriamento apresentaram relação Mg/ Zn acima de 7% o que gera aumento no risco de corrosão por SCC (Kammer, 1999), ainda que contenha quantidades razoáveis de cobre.

Da mesma forma, o baixo desempenho dessas amostras é devido a adição de ferro com silício que se combinam na liga formando impurezas gerando compostos intermetálicos como Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si que influenciam na perda de propriedades como fadiga e tenacidade à fratura (ABAL, 2003). A mesma normalmente se propaga nos contornos dos grãos, mas também quase que paralelamente à superfície.

O lado tracionado das amostras favorece maior ataque de SCC devido ao tipo de esforço sofrido. O hidrogênio liberado, da reação da água na composição da solução salina, penetra em aberturas da camada da superfície tracionada, que tende a distanciar os grãos entre si em razão o tipo de carregamento. O depósito de sal acumulado que entra nas cavidades abertas, devido ao esforço sofrido, favorece a reação eletroquímica, resultando no ataque corrosivo em maior intensidade nesse lado do corpo de prova. Dessa forma, uma menor área de óxido é formada, o que deixa essa face mais exposta ao ataque corrosivo.

O lado compressivo da amostra já não sofre tanto com o ataque devido ao tipo

de carregamento, que favorece a manutenção da posição dos grãos da microestrutura mantendo-se os contornos dos grãos íntegros. Isso beneficia a formação de uma área de passivação maior com formação do óxido de alumínio protegendo a liga ensaiada nessa face.

A têmpera em polímero a 22% favoreceu o surgimento de corrosão sob tensão na direção TC ou *short transverse* (ST) no ensaio em flexão tanto nas amostras com o processo *uphill* como tratadas convencionalmente. Outras amostras não apresentaram sinais de ataque em regiões ao longo da direção ST. A direção transversal curta ainda é mais susceptível à SCC para ligas da série 7XXX (Cassada; Liu; Staley, 2002).

Para essa mesma concentração de polímero, o material analisado apresentou um comportamento considerado razoável com pontos de ataque de corrosão por SCC e presença de trinca. Já para a amostra com a mesma concentração e processo *uphill* apresentou vários pontos de ataque de corrosão por SCC e vários sinais de trinca mostrando que o processo *uphill* para essa concentração de polímero não colaborou para melhorar a resistência à corrosão.

A amostra temperada em água quente com o processo *uphill* também não apresentou um bom desempenho em corrosão sob tensão em flexão, tendo vários pontos de ataque de corrosão com áreas consideradas assim como pontos de propagação de trinca longos.

A amostra apenas temperada em água quente apresentou uma ligeira melhora em relação à amostra para a mesma têmpera com adição do processo *uphill* com relação à quantidade de pontos e o tamanho da área de ataque de corrosão e tamanho de trinca. De qualquer forma, não apresentou também um bom desempenho em ambiente de exposição à solução corrosiva em flexão.

Isso mostra que a taxa de resfriamento muito baixa favorece a corrosão e o processo *uphill* não consegue ser eficaz para recuperar essa propriedade, uma vez que a sua atuação se limita ao processo de alívio de tensões. Isso foi percebido para amostras temperadas em água quente e polímero a 22%.

O processo *uphill* para ensaio de corrosão sob tensão em flexão foi mais eficiente para amostras temperadas em taxas de resfriamento mais altas para condição de envelhecimento em têmpera T6.

Dessa forma, as amostras temperadas em água fria e polímero a 12% de concentração apresentaram pontos de ataque de corrosão por SCC mais isolados e

com áreas de ataque menores, com menores profundidades e nas regiões observadas não apresentaram sinais de trinca. Ainda assim, a amostra temperada em água fria seguida do processo *uphill* teve um desempenho ligeiramente melhor com menos sinais de ataque de corrosão e com áreas de ataque em menor escala, apresentando o melhor desempenho em ambiente salino em flexão comparando-se todas as amostras conforme a Tabela 51. Esse comportamento é indicativo que o processo *uphill* reduzindo as tensões promove um retardo na taxa de degradação.

Como na situação citada no final do item 5.6.2.4., a partícula $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ contribui para redução da vida em fadiga, também está presente em regiões de ataque por SCC nas amostras com baixa taxa de resfriamento como em água quente e polímero PAG tipo II, e dessa forma, pode catalisar o processo corrosivo por ser partícula rica em ferro (Dunford; Wilde, 1987) e é catódica em relação à matriz, por conter Al, Cu e Fe (Wei; Liao; Gao, 1998).

5.7.1.6. Resultados para as Análises Metalográficas de Amostras de SCC em Tração após 600 Horas de Ensaio

As Figuras 136 e 137 apresentam amostras da seção dos corpos de prova trefilados e ensaiados em teste de corrosão sob tensão em tração após 600 horas em câmara de névoa salina a 5 % de concentração.

Figura 136 – Seções transversais de amostras submetidas ao ensaio de SCC. a)

Têmpera em água fria; b) Têmpera em polímero PAG tipo II a 12%; c) Têmpera em polímero PAG tipo II a 22%; d) Têmpera em água fria e processo *uphill*; e) Têmpera em água quente e processo *uphill*.

As imagens da Figura 136 mostram que o ataque por SCC em esforço axial após 600 horas de ensaio foi superficial sem profundidade significativa, destacando-se a amostra em água fria com nenhum ataque aparente na superfície enquanto que para as outras amostras a extensão do ataque corrosivo foi relativamente parecido.

A Figura 137(a)-(c) mostra em maior aumento a extensão do dano causado pelo ensaio de SCC para algumas amostras em destaque.

Figura 137 – a) Detalhes do ataque corrosivo para amostras que sofreram esforço trativo. a) Amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12% de concentração; b) PAG tipo II a 22%; c) Água quente e processo *uphill*. Ataque com reagente Keller's.

Na Figura 137(a) a amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12% apresentou significativo ataque corrosivo, assim como na imagem (b) no centro, a amostra temperada em polímero PAG tipo II a 22% apresentou ataque corrosivo destacado. Na amostra da imagem (c) temperada em água quente e processo *uphill* apresentou ataque corrosivo com perda de material destacada com o avanço das trincas.

Tabela 52 – Resultados de medições de ataque de corrosão sob tensão em amostras de corpos de prova em tração após 600 horas de ensaio.

FALHAS EM AMOSTRAS DE CORPOS DE PROVA SUBMETIDOS A CORROSÃO SOB TENSÃO EM TRAÇÃO EM CÂMARA DE NÉVOA SALINA APÓS 600 HORAS DE ENSAIO					
Falhas	MEIOS DE RESFRIAMENTO				
	Água Fria	Polímero PAG Tipo II 12% ¹	Polímero PAG Tipo II 22% ¹	Água Fria e Processo "Uphill" ¹	Água Quente e Processo "Uphill" ¹
Ataque por SCC	Sim	Sim	Sim	Sim	Sim
Pontos de ataque	Poucos	Medianos	Medianos	Poucos	Medianos
Profundidade ² [μm]	7	90	77	73,27	73
Presença de trinca	Não	Não	Não	Não	Não
Pontos de ataque	0	0	0	0	0
Comprimento ² [μm]	–	–	–	–	–

¹ Amostras trefiladas (seção redonda) ensaiadas em tração e analisadas transversalmente.

² Maiores valores identificados nas análises

Conforme falado anteriormente, o processo de têmpera pode influenciar na susceptibilidade à corrosão por SCC e os índices de condutividade elétrica não podem prever com exatidão a resistência à corrosão a partir da fase de início até o pico de envelhecimento (Tsai; Chuang, 1995).

Embora só tenha verificado para o pico de endurecimento no envelhecimento, a resistência à corrosão por SCC pode ser aumentada com o grau de envelhecimento (Gregson, 1995; Tsai; Chuang, 1995).

Desses ensaios o que se verificou é que as mais altas taxas de resfriamento seguidas do processo *uphill* podem retardar a deterioração no processo de SCC.

Isso tende a ser mais efetivo conforme aumenta-se a espessura do material devido ao aumento do gradiente térmico da superfície para o centro da peça.

5.7.1.7. Resultados e Discussão para a Análise de “Corrosão por *Pitting* em Corpos de Prova Testados para Corrosão sob Tensão

Após alguns corpos de prova serem usados no ensaio de corrosão sob tensão e retiradas amostras para análise, parte dos mesmos foi separada para a análise de corrosão por *pitting*.

Nos corpos de prova avaliados, a coloração cinzenta se refere ao filme de óxido de alumínio formado devido à reação química em ambiente corrosivo como forma de proteção da liga, visto que a superfície da mesma se encontra abaixo dessa camada visível exteriormente. A camada esbranquiçada e aderida à superfície do material se refere aos compostos de cloro formados como subprodutos da corrosão e que são removidos em parte para esta análise. O ataque com uso de ácido nítrico (HNO_3) passiva o alumínio e dissolve o hidróxido de alumínio conforme Burleigh.

A Figura 138 apresenta a diferença da área de remoção dos produtos da corrosão para a área mantida com a camada.

Figura 138 - Comparação da superfície do corpo de prova atacada por ácido nítrico

e porção que permaneceu sem remoção dos pontos de corrosão.

A Figura 139 apresenta as imagens dos corpos de prova após o ataque com ácido nítrico para remoção dos produtos da corrosão.

Figura 139 - Corpos de prova de ensaio de SCC após ataque com ácido nítrico para remoção de produtos da corrosão. a) Temperado em água quente; b) PAG tipo II a 22%; c) Em água fria e processo *uphill*; d) PAG tipo II a 12% e *uphill*; e) PAG tipo II a 22% e *uphill*.

Na Tabela 53 estão expostos os índices de massa dos corpos de prova antes e depois do ataque com solução ácida e os valores e porcentagens correspondentes à perda de massa do material.

Tabela 53 - Comparativo da perda de massa dos corpos de prova em placa de liga de alumínio 7075-T6 após o ataque com ácido nítrico.

ANÁLISE DE PERDA DE MASSA PARA CORPOS DE PROVA EM PLACA APÓS ATAQUE COM ÁCIDO NÍTRICO						
Massa	MEIOS DE RESFRIAMENTO					
	Água Quente	PAG Tipo II a 22%	Água Fria+"Uphill"	Água Quente+"Uphill"	PAG Tipo II a 12%+"Uphill"	PAG Tipo II a 22%+"Uphill"
Massa inicial ¹ (g)	42,129	42,2206	42,15806	42,33318	42,13615	42,25055
Massa final ² (g)	42,1089	42,1766	42,15697	42,3314	42,09914	42,1908
Diferença ³ (g)	0,0201	0,044	0,00109	0,00178	0,03701	0,05975
Porcentagem (%)	0,048	0,104	0,003	0,004	0,088	0,141

¹ Massa do corpo de prova antes da remoção dos produtos da corrosão

² Massa do corpo de prova depois da remoção dos produtos da corrosão

³ Diferença entre a massa antes e depois da remoção dos produtos da corrosão.

Pelos resultados da Tabela 53, pode-se observar que o corpo de prova temperado em água fria seguido do processo *uphill* apresentou menor perda de massa comparado com outras amostras atingindo apenas 0,03% de perda.

Ambas as amostras temperadas em polímero a 22% inclusive com processo

uphill apresentaram pontos de *pits* de corrosão na superfície após o ataque para remoção do cloro e confirmado pelos resultados da Tabela 53, os quais tiveram maior perda de massa após o ataque. Dessa forma, a taxa de resfriamento menor para esses dois casos durante a têmpera influenciou a taxa maior de aumento de *pits*, pois as partículas que promovem a dissolução nas regiões próximas à matriz da liga de alumínio podem ser resultado do tipo de tratamento térmico (Wei; Liao; Gao, 1998).

De acordo com Szklarska-Smialowska (1971) e Metals Handbook (1987), o principal motivo da geração da corrosão por *pitting* está relacionada à ruptura do filme de óxido gerado sobre a superfície do metal que permite a dissolução da composição metálica ou substrato conforme mostrado na Figura 140.

Dessa forma, a proteção contra a corrosão por *pitting* está relacionada à formação e estabilidade do filme de proteção passivo e sua capacidade de se auto regenerar em meio a ação de um eletrólito.

Figura 140 - Corpos de prova de ensaio de temperado em polímero PAG tipo II a 12% e processo *uphill*.

De acordo com ASTM G67 (2013c), o ácido nítrico pode dissolver a segunda fase dos compostos intermetálicos em ligas de alumínio. De acordo com Birbilis; Buchheit (2005), essas fases incluem $MgZn_2$, Mg_2Si , Al_3Fe , Al_7Cu_2Fe , $Mg(AlCu)$ e Al_2CuMg . Se esses compostos estão distribuídos de forma aleatória ao longo dos grãos, o ataque gera corrosão em volta dos mesmos. Esse ataque incorre em perda de massa de material. A aparência do ataque é visível na forma de *pitting*, corrosão por exfoliação, SCC ou por IGC.

A maior perda de massa da amostra evidencia sua maior susceptibilidade à corrosão.

De acordo com a Tabela 53, o corpo de prova temperado em água fria com processo *uphill* incorreu em menor perda de massa com relação às outras amostras. Dessa forma, sua susceptibilidade à formação e corrosão por *pitting* é menor.

Assim, os precipitados ou compostos susceptíveis ao ataque pelo ácido, não estão distribuídos de forma aleatória.

Para o caso específico do material dos corpos de prova em análise, por meio do ensaio de microscopia eletrônica de varredura (MEV-EDS), detectou-se nas amostras, com taxa baixa de resfriamento (água quente e polímero PAG tipo II a 22%), uma grande quantidade de precipitados com base em alumínio, cobre e ferro na forma Al_7Cu_2Fe que são partículas que induzem a corrosão conforme Dunford e Wilde (1987).

Este grupo de elementos em compostos de acordo com Chen et al. (1994) e Chen, Gao e Wei (1996) tende a ser catódico com relação à matriz e promovem dissolução em regiões próximas à matriz conforme é mostrado na Figura 141.

Figura 141 – Exemplo de conceito da reação da matriz de alumínio com precipitados catódicos. Fonte: Adaptado de Wei, Liao e Gao (1998).

5.7.2. Resultados para o Ensaio de Corrosão Intergranular

Para o ensaio de IGC, foram realizadas análises com amostras temperadas em diversos meios de resfriamento.

As amostras analisadas nos períodos correspondentes são apresentadas conforme a Tabela 54.

Tabela 54 - Amostras em liga de alumínio 7075-T6 analisadas para corrosão intergranular.

ANÁLISE DE CORROSÃO INTERGRANULAR PARA AMOSTRAS EM LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6							
TEMPERADAS EM DIVERSOS MEIOS DE RESFRIAMENTO							
PERÍODO	MEIOS DE RESFRIAMENTO						
	Água Fria	Água Quente	PAG Tipo II 12%	PAG Tipo II 22%	Água Fria e "Uphill"	PAG 12% e "Uphill"	PAG 22% e "Uphill"
6 HORAS	NI	NI	NI	NI	NI	NI	NI
12 HORAS		NI					
24 HORAS		NI					
48 HORAS		I					
110 HORAS	I		I	I	NI	NI	I

I – Identificada a corrosão Intergranular
NI - Não foi identificada a corrosão intergranular

A Figura 142 mostra a formação de óxido de alumínio que recobriu boa parte da amostra com coloração cinza escuro e camada de compostos de cloro ou produtos da corrosão com coloração esbranquiçada em alguns pontos em alto relevo na amostra de corrosão intergranular.

Figura 142 - Amostra que passou por ensaio de corrosão intergranular.

Por se tratar do mesmo tipo de material em liga de alumínio 7075-T6 exposto a um ambiente de solução salina a base de cloreto de sódio (NaCl), a reação química é semelhante ao que ocorre no ensaio de corrosão sob tensão (SCC), já descrito anteriormente, com a formação do óxido de alumínio e subprodutos da corrosão.

As Figuras 143 e 144 apresentam os resultados para análise de corrosão intergranular comparando-se os diversos meios de resfriamento com base na Figura 145 (Hughes et al., 2011, Figura 14).

Figura 143 - Amostra temperada em água quente com evidências de IGC de forma dendrítica após 48 horas em solução salina (a e b).

Figura 144 - Amostra temperada em água quente com evidências de IGC de forma dendrítica após 48 horas de ensaio em solução salina.

Figura 145 - Ataque de corrosão intergranular e ataque em sub-grãos em uma liga 2099-T8. Fonte: Adaptação de Figura 14 (Hughes et al., 2011).

Já se sabe pelas referências, que a amostra temperada em água quente possui maior propensão à formação de IGC em função da precipitação intergranular. Dessa forma, para o ensaio alternativo com maior tempo em solução de ataque corrosivo a base de cloreto de sódio (NaCl) foram utilizadas amostras em outros meios de resfriamento conforme resultados a seguir.

As amostras em geral apresentaram sinais de corrosão por *pitting* mais destacados, mas também foi possível verificar que esses resultados foram tirados com base nas Figuras 12 e 14 conforme Hughes et al., (2011).

As Figuras 146 a 151 ilustram a presença desses dois tipos de corrosão localizada para os diferentes meios de resfriamento.

Figura 146 - Amostra temperada em água fria após 110 horas em solução salina.

Figura 147 - Amostra temperada em água fria e processo *uphill* após 110 horas em solução salina.

Figura 148 - Amostra temperada em PAG a 12% após 110 horas de ensaio em solução salina.

Figura 149 - Amostra temperada em PAG a 12% e processo *uphill* após 110 horas em solução salina.

Figura 150 - Amostra temperada em polímero PAG a 22% após 110 horas em solução salina.

Figura 151 - Amostra temperada em polímero PAG a 22% e processo *uphill* após 110 horas em solução de NaCl.

As Figuras 152(a)-(b) e 153(a)-(b) mostram a formação de compostos a base de cloro nas superfícies das amostras estudadas.

Figura 152 - Comparativo da formação de composto a base de cloro na superfície para amostras temperadas em polímero PAG tipo II após 24 horas de ensaio. a) Amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12%; b) Amostra temperada em polímero PAG tipo II a 12% e processo *uphill*.

Figura 153 - Comparativo da formação de composto a base de cloro na superfície para amostras temperadas em polímero PAG Tipo II após 24 horas de ensaio. a) Amostra temperada em polímero PAG tipo II a 22%; b) Amostra temperada em polímero PAG a 22% e processo *uphill*.

5.7.2.1. Discussão dos Resultados do Ensaio de Tensão Corrosão Intergranular

Foram feitos ensaios em solução de cloreto de sódio (NaCl) com hidróxido de hidrogênio a 30% como catalizador da solução, conforme a norma ASTM G110-92 (2009a), para ensaios de 6/ 12 e 24 horas.

As análises tanto em microscópio óptico como em microscópio eletrônico de varredura (MEV) mostraram que as amostras inicialmente não apresentaram sinais de corrosão intergranular para 6, 12 e 24 horas. Isso ocorreu inclusive para amostras temperadas em água quente, onde seria esperado maior ataque intergranular devido a taxa de resfriamento em têmpera ser menor.

Para a análise após 24 horas comparando-se os meios de resfriamento convencionais em água, com polímero e as mesmas com o processo *uphill* equivalente, todas em geral formaram camadas superficiais de compostos a base de cloro na superfície. As amostras que passaram pelo processo *uphill* formaram mais óxido de alumínio na face perpendicular.

Para realizar as análises das amostras de IGC, foi necessário após o ataque, fazer o corte ao longo da seção longitudinal. Esse tipo de corte, mesmo em serra própria para corte de precisão de amostras incorre na remoção do filme de corrosão conforme Figura 154(a), necessário para garantir a possibilidade de avaliação da extensão da IGC. O lixamento posterior mesmo com lixas de granulação mais fina como 600/ 800 e polimento com pasta de diamante não auxiliaram a análise visto que provavelmente o filme já tinha sido removido com o ataque. Somado a isso, a própria limitação do operador com polimento, visto que diversos meios tanto de lixamento como de polimento foram testados até se obter um resultado melhor.

Há duas situações que podem incorrer em erro na análise de IGC. As não linearidades da superfície da seção transversal em corte, podem sinalizar que as áreas mais profundas mostram a profundidade do ataque devido o corte da seção transversal ter sido realizado após o ataque com solução salina. Na verdade, está relacionado com as imperfeições devido o corte com serra elétrica (Figura 154(a)). Essa aparência se manteve semelhante praticamente para todas as amostras visto que foi utilizada a mesma forma de corte. A visualização direta no microscópio da amostra mesmo preparada também tende a incorrer em erro visto que a ruptura do filme de óxido de alumínio apresenta características semelhantes como de corrosão intergranular conforme a Figura 154.

Figura 154 - a) Seção transversal da amostra em corte temperada em polímero PAG tipo II a 12%; b) Imagem da seção de uma amostra de IGC

mostrando a ruptura do filme de óxido de alumínio.

Na imagem da Figura 155(b), as partes mais claras são devido a maior densidade do material, corresponde à matriz de alumínio e está abaixo da camada de óxido que está rompida, sendo a porção mais escura na imagem. Os pontos brancos correspondem à formação de compostos com o cloro, elemento principal de reação do ataque corrosivo na solução de ensaio.

Para amostras temperadas em água quente, apenas a partir de 48 horas de ensaio começaram a apresentar alguns sinais de corrosão intergranular em forma dendrítica conforme imagens das referências em Hughes et al.(2011) Fig.12 sendo mais interno à superfície, apresentada na Figura 155.

Figura 155 - Ataque intergranular em liga de alumínio. Fonte: Adaptação de Hughes et al.(2011), Fig.14.

A alternativa final após vários procedimentos e estudos para o melhor caminho para a visualização do filme de IGC foi, uma vez que as amostras já estavam cortadas, com apenas um lixamento com lixa mais fina (800 – 1200) e polimento com uma pasta de diamante com granulação mais grosseira, como 9 μm e foi refeito o ensaio com a solução salina (NaCl) de ataque. No final, após o ensaio, foi realizado um polimento mais fino com pasta de diamante de 3 μm para evitar remoção de qualquer filme de corrosão que venha a ter sido formado.

Para as amostras temperadas em água fria, água fria com processo *uphill*, polímero a 12 e 22% e ambos com processo *uphill*, só foram notados ataques intergranulares após longos períodos sendo que para períodos mais curtos a IGC não foi observada.

Os resultados demonstram que a têmpera em água quente é mais tendente à

formação de IGC, visto que com 48 horas já apresentou indícios da corrosão.

Para esta fase final do ensaio em que foram selecionadas apenas as amostras com menor tendência de formação de corrosão intergranular, devido a maior taxa de resfriamento comparado com a têmpera em água quente, notou-se que a amostra temperada em água fria foi apenas eficiente quando passando pelo processo *uphill*, já que a amostra temperada apenas em água fria apresentou evidências de formação de corrosão intergranular do tipo dendrítica, ou seja, com um tipo de avanço aleatório e de razoável espessura.

As amostras temperadas em polímero a 12 e 22% de concentração também apresentaram ainda que em menor escala, sinais de corrosão intergranular assim como a amostra com 22% e processo *uphill*. A IGC acompanha os contornos dos grãos laminados (Figuras 148(b) e 150(b)).

As amostras temperadas em água fria e polímero a 12% que passaram pelo processo *uphill* não apresentaram indícios de formação e corrosão intergranular.

Sinais de corrosão por *pitting* foram notados em todas as amostras testadas para 110 horas, sendo menos significativas apenas para têmpera em água fria conforme Figura 146(a) e (b). Para as outras amostras, o ataque por *pitting* foi semelhante conforme Figuras 147 - 151.

Um exemplo do mecanismo de reação através de uma fase catódica complementando a ilustração da reação da Figura anterior é apresentado na Figura 107 do tópico anterior sobre corrosão por *pitting*.

Apesar disso, especificamente para IGC, a amostra temperada em água fria com processo *uphill* apresentou maior resistência ao ataque entre todas amostras que passaram pelo mesmo processo após têmpera.

De acordo com Svenningsen et al. (2003), a IGC é gerada em ligas de alumínio devido interações microgalvânicas nos contornos dos grãos por meio da reação entre partículas da matriz de alumínio, do contorno do grão que são mais nobres ou regiões de vazios conforme a Figura 156.

Figura 156 – Conceito do mecanismo de geração de corrosão intergranular.

Fonte: Adaptado de Svenningsen et al. (2006b).

A susceptibilidade à IGC em ligas de alumínio 7075-T6 está relacionada à formação de partículas de precipitados $MgZn_2$ (Khoshnaw; Gardi, 2006). Essas partículas são catódicas em relação à matriz. Segundo os autores, O tempo de envelhecimento aumenta a formação dessas partículas. Dessa forma, segundo o autor, tende a reduzir a taxa de aumento de IGC como de corrosão por exfoliação usando-se têmpera T76 como já foi mencionado em tópicos anteriores.

Na análise por MEV-EDS para amostras desse mesmo material ensaiado através dos processos de tratamento térmicos citados, foi constatada uma grande quantidade de precipitados a base de alumínio, cobre e ferro.

Khoshnaw e Gardi (2006), mostram que a quantidade de partículas com elevada porcentagem de cobre que sofre precipitação durante o envelhecimento influencia regiões ou zonas próximas a esses novos precipitados que passam a não ter presença de cobre, se tornando mais ativas eletroquimicamente que a matriz.

Essas zonas passam a serem locais principais para dissolução no caso catódica. Dessa forma, segundo os autores, quando ocorre aumento tanto em densidade como em quantidade dessas partículas, aumenta-se a susceptibilidade de IGC.

Como já visto anteriormente, este grupo de elementos que formam essas partículas a base de alumínio, cobre e ferro, sendo catódicos em relação à matriz, favorece a dissolução nas regiões próximas à matriz, catalisando a IGC (Chen et al.

(1994).

Possivelmente, o processo de alívio de tensões através da têmpera *uphill* favorece um equilíbrio de esforços na região do contorno de grão e com um efeito significativo até mesmo para têmperas com baixa taxa de resfriamento, mais susceptíveis à formação de precipitados no contorno e que sofrem mais com esses esforços devido a presença de fases não endurecedoras. Com isso, resulta na ocorrência de uma taxa reduzida de crescimento de IGC.

6. PUBLICAÇÕES E TRABALHOS EM ANDAMENTO

Nesse período foram realizados os seguintes trabalhos científicos para as seguintes organizações científicas a seguir numeradas:

6.1. TRABALHOS PUBLICADOS EM EVENTOS

6.1.1. Papers Publicados em Congressos:

6.1.1.1. 23rd International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Congress (IFHTSE) 2016, ASM International, Savannah, EUA, Abril de 2016

A seguir segue a referência do Trabalho:

Wellington da S. Mattos, George E. Totten*, D. Scott Mackenzie, Lauralice de Campos F. Canale, Tom Croucher, “*Uphill Quenching of Aluminum Alloys: A Process Review*”, IFHT 2016 – Conference Proceedings of the 23rd IFHTSE Congress, Savannah, GA, April 18-21, 2016, Ed. D. Scott MacKenzie, ASM International, Materials Park, OH, p. 605-610.

Disponível em: https://www.asminternational.org/home/-/journal_content/56/10192/ZCP2016IFHTSE080/CONFERENCE-PAPER

* Apresentador do trabalho.

Obs.: Trabalho premiado como melhor pôster do congresso recebendo o prêmio “Linde Poster Award”. A premiação concedeu ao autor além do certificado, um prêmio no valor de 500 €.

6.1.1.2. 3rd Mediterranean Conference on Heat Treatment and Surface Engineering – MCHTSE 2016, Portoroz, Eslovenia.

A seguir segue a referência do Trabalho:

W.S. Mattos, G.E. Totten, L.C.F. Canale*, “*Uphill Quenching of Aluminum Alloys*”, in MCHT&SE 2016 – 3rd Mediterranean Conference on Heat Treating and Surface Engineering, Portorož, Slovenia, 26-28 September, 2016, Eds. V. Leskovšek, B. Smoljan, M. Pellizzari, B. Podgornik, M. Sedlaček, Slovenian Society for Heat

Treatment, Institute of Metals and Technology, Ljubljana, Slovenia, Session – Heat Treatment, Paper No. 14, ISBN 978-961-92518-9-8.

* Apresentadora do trabalho.

6.1.1.3. 22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECiMat), Natal, Brasil (Poster paper).

A seguir segue a referência do Trabalho:

W. S. Mattos; Thiago Ferreira; G. E. Totten; D. Scott MacKenzie; L.C.F. Canale*
“*Distortion and Intergranular Corrosion (IGC) Analysis using PAG II Polymer and Uphill Quenching for AA7075-T6 Alloys Heat Treatment*”, 22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECiMat), 2016, Natal, Brasil, ISSN 1519-4787.
- Apresentação do trabalho: 6 a 10 de Novembro de 2016.

* Apresentadora do trabalho.

6.1.1.4. 5th Asian Conference on Heat Treatment Surface Engineering (CHTSE), Hangzhou, China (Poster paper).

A seguir segue a referência do Trabalho:

Wellington da S. Mattos, George E. Totten*, D. Scott MacKenzie, Lauralice C.F. Canale, Tom Croucher, “*Uphill Quenching of Aluminum Alloys*”, in the Proceedings of the 5th Asian Conference on Heat Treatment and Surface Engineering”, 12-14 November, 2017, Hangzhou, China, Chinese Heat Treatment Society, Beijing, China. p. 284-290, 2016.

* Apresentador do trabalho.

6.1.1.5. 8ª Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamentos Térmicos (TTT) 2017, Indaiatuba, Brasil (Poster paper).

Título: “*Têmpera Uphill de Ligas de Alumínio: Uma introdução do Processo*”

- Autores nessa ordem: Wellington da S. Mattos; George E. Totten; D. Scott MacKenzie; Lauralice de Campos F. Canale*. VIII Conferência sobre Temas de Tratamento Térmico, Indaiatuba, SP de 21 a 24 de Maio de 2017.

* Apresentadora do trabalho.

6.1.1.6. XVII Simpósio de Ciência e Engenharia de Materiais (SICEM) – (Poster paper).

A seguir segue a referência do Trabalho:

W.S. Mattos*; G.E. Totten; D.S. MacKenzie; L.C.F.Canale. *“Uphill Quenching of Aluminum Alloys: An introduction of the Process”*. São Carlos: Escola de Engenharia de São Carlos-USP, Volume 17, pp. 1-3; 2016. ISBN/ISSN: 978-85-8023-042-0. Data da apresentação: 07 de Julho de 2016.

* Apresentador do trabalho.

6.1.1.7. XVIII Simpósio de Ciência e Engenharia de Materiais (SICEM) – (Poster paper).

W.S.Mattos*; J.F.C.Barbosa; G.E. Totten; L.C.F.Canale. *“Uphill Quenching of Aluminum Alloys: A Fatigue Analysis Comparative”*. XVIII Simpósio em Ciência e Engenharia de Materiais São Carlos: Editora Escola de Engenharia de São Carlos-USP, 2017, pp. 1-3, ISBN: 978-85-8023-061-1.

Data da apresentação do trabalho em formato pôster: 24 de Agosto de 2017.

* Apresentador do trabalho.

Disponível em:

<http://www.eventos.eesc.usp.br/index.php/SICEM/xviiiisicem/paper/view/905/500>

Obs.: Esse trabalho chegou a ser selecionado para possível publicação como capítulo de e-book por uma Editora.

6.1.1.8. 29th ASM Heat Treating Society Conference 2017 - ASM International, Columbus, OH, EUA, 24 a 26 de Outubro de 2017. (Poster paper).

A seguir segue a referência do Trabalho:

W. da S. Mattos, T. Ferreira, G.E. Totten*, and L. de Campos F. Canale, *“Uphill Quenching of Aluminum Alloys”*, Heat Treat 2017: Proceedings of the 29th ASM Heat Treating Society Conference, October 24–26, 2017, Columbus, Ohio, USA, 11. Disponível em: <https://asm.confex.com/asm/ht2017/webprogram/Paper43557.html>

* Apresentador do trabalho.

6.1.1.9. Título do “Paper”: “Uphill Quenching of Aeronautical Aluminum Alloys: Comparative of Influence from Mechanical Properties for AA7075-T6”,

Autores nessa ordem: Wellington da S. Mattos, José Fernando C. Barbosa; George E. Totten, Lauralice de Campos F. Canale,

- O resumo desse trabalho foi aceito para o 25rd International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Congress (IFHTSE) 2018, Xi'an, China, ASM International.

6.1.2. Publicações em Jornais Técnicos e Científicos

6.1.2.1. American Society of Testing of Materials (ASTM) – Journal of Materials Performance and Characterization (MPC Journal).

A seguir segue a referência do Trabalho:

Mattos, W., Totten, G., and Canale, L., *"Uphill Quenching of Aluminum Alloys," Materials Performance and Characterization*", Vol. 6, No. 5, 2017, pp. 894-903, <https://doi.org/10.1520/MPC20160125>. ISSN 2379-1365. Disponível em: https://www.astm.org/DIGITAL_LIBRARY/JOURNALS/MPC/PAGES/MPC20160125.htm

6.1.2.2. Título do “Paper”: “Uphill Quenching of Aluminum Alloys”

- Autores nessa ordem: Wellington da S. Mattos; George E. Totten; Lauralice de Campos F. Canale.

- Trabalho foi aceito para publicação no International Journal of Microstructure and Materials Properties (IJMMP) em Agosto de 2017, porém o trabalho não manteve o principal objetivo após revisão dos editores e foi decidido em comum acordo com os autores não publicar este trabalho naquele momento.

6.1.3. Publicações em Livros:

6.1.3.1. Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys” (EAIA) Taylor & Francis Group, LCC, Nova York, EUA.

Título do artigo: *“Uphill Quenching of Aluminum Alloys”*.

- Autores nessa ordem: Wellington da S. Mattos; George E. Totten; e Lauralice de Campos F. Canale.

- Trabalho já enviado para a editora Taylor & Francis no 1º semestre de 2016.

Aprovado em Janeiro de 2017 para publicação após revisão. Publicação esperada para Julho de 2018, conforme informação por e-mail da editora e através do link: <https://www.crcpress.com/Encyclopedia-of-Aluminum-and-Its-Alloys-Two-Volume-Set-Print/Totten-Tiryakioglu-Kessler/p/book/9781466510807>.

6.1.3.2. Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys” (EAIA) Taylor & Francis Group, LCC, Nova York, EUA.

2.2. Título do artigo: “*Quenching of Aluminum Alloys*”.

- Autores nessa ordem: Wellington da S. Mattos; Barbara Rivolta; George E.Totten; Lemmy Meekisho e Lauralice de Campos F. Canale.

O artigo está em fase de análise pelos revisores para a publicação. Publicação esperada para Julho de 2018, conforme informação por e-mail da editora e através do link: <https://www.crcpress.com/Encyclopedia-of-Aluminum-and-Its-Alloys-Two-Volume-Set-Print/Totten-Tiryakioglu-Kessler/p/book/9781466510807>.

6.1.4. Convite para ser Revisor:

Em 20 de dezembro de 2016, o autor também recebeu um convite para ser revisor do “Editorial Board Member - Materials Performance and Characterization” (MPC Journal) da American Society of Testing of Materials (ASTM) nesta mesma linha de pesquisa do trabalho.

6.1.5. Resumo das Publicações Durante o Período do Doutorado:

Tabela 55 – Resumo da produção científica ao longo do período do trabalho.

PRODUÇÃO CIENTÍFICA: ALUNO WELLINGTON DA S. MATTOS*					
Forma de Publicação	Simpósios Nacionais	Congressos Nacionais	Congressos Internacionais	Livros Enciclopédias	Jornais e Periódicos
Trabalhos Publicados	3**		2		
Publicação em Anais de Congressos		1	1		
Publicação com Premiação			1*		
Trabalhos aceitos para Publicação				1	1
Trabalhos em Revisão				1	1
Trabalhos em Elaboração			1		

*Todos os trabalhos citados como 1º autor.

**2 dos 3 trabalhos são publicações indexadas.

***Premiação recebida tanto com certificado como em dinheiro.

7. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

7.1. CONCLUSÕES

A Tabela 56 apresenta um resumo comparativo do desempenho dos corpos de prova e amostras preparadas para diversos meios de resfriamento com base nos ensaios realizados.

Embora não foram apresentados resultados de medição de tensão residual devido alguns problemas relacionados ao tratamento de dados e incoerência de índices para algumas amostras, há uma vasta literatura comprovando a eficácia deste método na redução das tensões residuais.

Tabela 56 - Comparação do desempenho em ensaios das amostras e corpos de prova analisados em diversos meios de resfriamento.

DESEMPENHO DOS CORPOS DE PROVA EM LIGA DE ALUMÍNIO 7075-T6 DE ESPESSURA DE 1/4" [6,35 MM] PARA DIVERSOS MEIOS DE RESFRIAMENTO COMPARANDO-SE OS RESULTADOS PARA ENSAIOS MECÂNICOS E DE CORROSÃO										
ENSAIOS	SUB-DIVISÃO - ENSAIOS	MEIOS DE RESFRIAMENTO								
		Água Fria	Água Quente	Polímero PAG tipo II		Água Fria e "Uphill"	Água Quente e "Uphill"	Polímero PAG tipo II		
				12%	22%			12%+ "Uphill"	18%+ "Uphill"	22%+ "Uphill"
MECÂNICO	Distorção	NE	1	NE	NE	2	6	4	3	5
	Tensão Limite de Resistência	5	4	NE	2	3	NE	NE	NE	1
	Alongamento	4	4	NE	2	3	NE	NE	NE	5
	Módulo Elasticidade	4	3	NE	2	5	NE	NE	NE	1
	Tenacidade à Fratura	3	2	NE	1	4	NE	NE	NE	5
	Fadiga	4	5	1	2	7	3	NE	NE	6
CORROSÃO	SCC - Flexão	NE	3	NE	NE	6	2	5	NE	1
	SCC - Tração	5	NE	3	2	4	1	NE	NE	NE
	Pitting	NE	4	NE	2	6	5	3	NE	1
	IGC	2	1	3	4	6	NE	5	NE	5

Os índices em ordem crescente de desempenho sendo 1 - pior desempenho ; 5-7 - melhores desempenhos;

NE - Se refere a corpos de prova que não foram ensaiados por exclusão devido resultados anteriores, limitação relacionada ao material e/ou condições de ensaio.

Com base na Tabela 56, pode-se concluir que o processo *uphill* não causa redução nos índices de propriedades mecânicas do material e em muitos casos é capaz de melhorar as propriedades mecânicas que têm relação direta com tensões internas.

O processo *uphill* precedido da própria água fria convencional como fluido de têmpera não causou alterações significativas em propriedades mecânicas como tensão limite de resistência e escoamento, alongamento e módulo de elasticidade quando comparado com têmpera apenas em água fria (melhor resultado para essas propriedades), mantendo seus índices dentro dos padrões normatizados. Somado a isso, ainda foi capaz de otimizar propriedades mecânicas que tem influência direta do fator "alívio de tensões residuais" como tenacidade à fratura e fadiga atingindo os

melhores índices para essas propriedades.

Apesar de se obter um resultado ligeiramente inferior para SCC quando comparado com água fria (melhor resultado) em carregamento axial, mas significativo quando comparado com outros meios de resfriamento para o mesmo ensaio, a têmpera em água fria com *uphill* desempenhou também um ótimo comportamento sob ambiente salino atingindo uma maior resistência com relação à corrosão por SCC em flexão, *pitting* e IGC, superiores assim, a outros meios de resfriamento comparados na mesma situação.

Dessa forma, a têmpera convencional em água fria que devido a vantagem da taxa elevada de resfriamento se beneficia da maior quantidade de elementos solutos retidos em solução sólida, tem menos ou nenhuma influência de elementos como ferro, cobre ou silício que geram partículas que prejudicam propriedades tanto mecânicas quanto de resistência à corrosão. Aliada ao processo *uphill* responsável pelo alívio de tensões residuais, gera o desenvolvimento de partículas endurecedoras durante o envelhecimento de forma efetiva, completando o ciclo de otimização para obtenção de ligas de alumínio mais eficientes para aplicação aeroespacial.

Assim, conforme exposto na Tabela 56, a têmpera em água fria com processo *uphill* obteve o melhor desempenho avaliando-se todos os ensaios, mesmo analisando-se para espessura de ¼ pol. [6,35 mm], considerada ainda pequena para obter seu melhor desempenho. O processo é beneficiado pela baixa temperatura de trabalho do vapor que é inferior em geral à temperatura de envelhecimento quando não atinge uma temperatura semelhante, o que contribui para otimização das propriedades do material.

Em amostras temperadas em polímero, os resultados apresentaram até uma melhora significativa, por exemplo, a 22% somado o processo *uphill* o que colaborou para aumento de propriedades mecânicas de alongamento e tenacidade à fratura e resistência à IGC. Por outro lado, a influência da quantidade de certos elementos como ferro e silício já citados, que geram partículas que comprometem resistência à SCC acabam prejudicando a aplicação do polímero a altas concentrações quando usado para série 7075.

A concentração de polímero com processo *uphill* capaz de fornecer um equilíbrio entre propriedades mecânicas e de corrosão é de até 12%, pois apresenta baixa distorção e bom desempenho tanto com relação à SCC e IGC e isso devido a maior taxa de resfriamento. O desempenho em propriedades mecânicas tende a ser

semelhante a 22% devido à mesma espessura empregada. Dessa forma, é possível obter resultados semelhantes ao processo *uphill* convencional.

A espessura escolhida no projeto para comparação dos resultados de 6,35 mm [$\frac{1}{4}$ pol.], usando-se o processo da técnica *uphill* demonstrou-se eficiente para conciliar os tipos mais comuns de espessuras de chapas e placas usadas em estruturas aeronáuticas e demonstrar o desempenho do processo *uphill*. A aplicação do processo *uphill* para espessuras maiores tende a otimizar ainda mais os resultados de resistência mecânica e de corrosão para a têmpera T6 devido o gradiente térmico maior gerado com esse aumento.

7.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Comparativo do uso de diversos tipos de fluidos para têmpera com a técnica *uphill* para ligas de alumínio de aplicação aeronáutica série 7050 para análise de tensão residual.
- Uso da técnica *uphill* para ligas de alumínio de aplicação aeronáutica séries 2090 e 8090.
- Análise de falhas de estruturas aeronáuticas em ligas de alumínio-zinco série 7050 forjadas, comparando-se o uso de diversos tipos de têmpera.
- Análise de falhas de estruturas aeronáuticas em ligas de alumínio- lítio 2090 e 8090, comparando-se o uso de diversos tipos de têmpera.
- Aplicação de fluidos a base de fluorcarbonetos em substituição ao vapor para o processo *uphill*.
- Análise de corrosão sob tensão em ligas de alumínio 7050 forjadas na direção transversal curta (TC).
- Comparativo do processo *uphill* e uso de fluorcarbonetos para envelhecimento em têmpera T6/ T73 e T6 para ligas de alumínio 7075.

REFERÊNCIAS

- Adjorlo, A. A.; Marceau, J.A. (2005). *Commercial Aircraft*. In R. Baboian; S. W. Dean Jr.; H. P. Hack.; E. L. Hibner; J. R. Scully (Eds.) *Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation*, 2nd Edition; Chapter 62, pp. 687-692. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- AERO Magazine (2006). *Boeing 787: From the ground up*. Seattle, WA: Boeing Company, Issue 24_Quarter 04 2006, pp. 17-23. Disponível em extensão .pdf em: <www.boeing.com/commercial/magazine>. Acesso em: out. 2017.
- AIRBUS Industrie (2017). “*Airbus Commercial Airplanes*”. Toulouse: Disponível em: <www.airbus.com>. Acesso em: out. 2017.
- Alumicooper (2011). *Informações Técnicas – Alumínio 7075-T651*, São Paulo: Alumicooper Comércio de Metais Ltda., 3 págs.
- Aluminum Company of America [ALCOA] (2013). *Alcoa Aerospace Technical Fact Sheet. Alloy 7075 Plate and Sheet*, (pp.1-3), Bettendorf, IA: Alcoa Mill Products Inc.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2009a). *Standard Practice for Evaluating Intergranular Corrosion Resistance of Heat Treatable Aluminum Alloys by Immersion in Sodium Chloride+Hydrogen Peroxide Solution, Designation: G110-92*, (pp.1-3). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2009b). *Standard Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminum Alloys, Designation: B918/B918M - 09*, (pp.1-14). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2011a), *Standard Practice for Measuring Flatness Characteristics of Steel Sheet, Designation A1030/A1030M-11*, (pp.1-9). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2011b). *Standard Practice for Preparing, Cleaning and Evaluating Corrosion Test Specimens, Designation: G1-03*, (pp. 1-9). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2011c). *Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress- Corrosion Test Specimens. Designation: G39-99*, (pp. 1-8). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2011d). *Standard Test Method for Determining Susceptibility to Stress-Corrosion Cracking of 2XXX and 7XXX Aluminum Alloys Products, Designation: G47-98*, (pp. 1-6). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- American Society of Testing of Materials [ASTM] (2012a), *Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials, Designation E18-11*, (pp. 1-37), West

Conshohocken, PA: ASTM International.

American Society of Testing of Materials [ASTM] (2012b), *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing, Designation E600/606M-12*, (pp.1-16). West Conshohocken, PA: ASTM International.

American Society of Testing of Materials [ASTM] (2013a) *Standard Classification of Resistance to Stress-Corrosion Cracking f Heat Treatable Aluminum Alloys, Designation G64-99*, (pp.1-4). West Conshohocken, PA: ASTM International.

American Society of Testing of Materials [ASTM] (2013b) *Standard Practice for Exposure of Metals and Alloys by Alternate Immersion in Neutral 3,5% Sodium Chloride Solution, Designation G 44-99*, (pp.1-5). West Conshohocken, PA: ASTM International.

American Society of Testing of Materials [ASTM] (2013c), *Standard Test Method for Determining the Susceptibility to Intergranular Corrosion of 5XXX Series Aluminum Alloys by Mass Loss After Exposure to Nitric Acid (NAMLT Test), Designation G 67-13*, (pp.1-3). West Conshohocken, PA: ASTM International.

American Society of Testing of Materials [ASTM] (2014), *Standard Test Method for Tension-Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium – Alloy Products (Metric), Designation B557M-14*, (pp.1-16). West Conshohocken, PA: ASTM International.

Anon., “*Recommended Velocities in Steam Systems*” in The Engineering Toolbox, Disponível em: <http://www.engineeringtoolbox.com/flow-velocity-steam-pipes_d_386.html>. Acesso em: 17 fev. 2018.

Arvai, E. (2010). *Will Aluminum-Lithium beat Composites for Narrow Body Airlines?* (pp. 1-2) GLG News, October, 18th. Disponível em: <<http://airinsight.com/2010/10/18/will-aluminum-lithium- beat-composites- for-narrow-body-airliners/>>. Acesso em: fev. 2014.

Askeland, D. R. (1994) Non Ferrous Alloys. In *The Science and Engineering of Materials*, (3ª Edição, pp.382-393). Boston, MA: PWS Publishing Company.

Askeland, D. R.; Phulé, P. P. (2008) *Ciência e Engenharia dos Materiais. Materials*, (pp.347-355; 421-429). São Paulo: Cengage Learning Edições Ltda.

ASM International (1990). *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* – Vol. 2; 10th Edition, Metals Handbook.

ASM International (1992) Fractography, Vol.12, ASM Handbook, 897 páginas.

Associação Brasileira do Alumínio [ABAL] (2003). Guia Técnico do alumínio – Tratamento Térmico, São Paulo: Vol. 6, 1ª Edição, 149 págs.

Asthana, R.; Kumar, A.; Dahotre, N.B. (2006). Materials behavior, In *Materials Processing and Manufacturing Science*, Burlington, MA: Elsevier Academic

Press, 1, 44-45.

Axter, S.E. (1980). *Effects of Interrupted Quenches on the Properties of Aluminum*, (pp.1-19), One SME Drive Dearborn, MI: Society of manufacturing engineers.

Baker, A.; Dutton, S.; Kelly, D. (Eds.), (2004). *Composite Materials for Aircraft Structures*, (2nd Edition, pp.1-80), Reston, VA: American Institute of Aeronautics and Astronautics (AIAA).

Barrington, N.; Black, M. (2001). *Aerospace Materials and Manufacturing processes at The Millennium*. In B. Cantor; H. Assender; P. Grant (Eds.), *Aerospace Materials*, (Vol.1, pp.3-14), Bristol, United Kingdom: Institute of Physics Publishing.

Bass Equipamentos Ltda. Manual de Instruções para Operação e Manutenção – Equipamentos para Testes de Corrosão: Modelo Bass –USC – 01/02/03, Barueri: 37 páginas.

Benett, G. (1959). Written Discussion. In H.N. Hill; R.S. Barker; L.A. Willey, *The Thermo-Mechanical Method for Relieving Residual Quenching Stresses in Aluminum Alloys*. In 41th Annual Convention of the Society, November 2-6., Chicago.

Birbilis, N.; Buchheit, R.G. (2005) J. Electrochem. Soc., 152 (4), B140.

Birbilis, N.; Cavanaugh, M.K.; Buchheit, R.G. (2006). *Electrochemical Response of AA7075-T651 Following Immersion in NaCl Solution*, Columbus, USA: Ohio State University, pp. 1-12.

Blackwood, R.R.; Mueller, E. R. (1983). *Comparative Cooling – Rate Studies with Water UCON Quenchant A, UCON Quenchant C using 7075 Aluminum test Probes*, (pp.1-23), Milwaukee, WI: Tenaxol, INC.

Boeing Company (2017) *Boeing Commercial Airplanes*, Seattle, USA: Disponível em: <www.boeing.com>. Acesso em: 05 maio 2015.

Bombardier Aerospace (2017) *Bombardier Commercial Airplanes – Cseries*. Montreal. Disponível em: <www.bombardiercommercialairplanes.com>. Acesso em: out. 2017.

Brick, R. M.; Pense, A. W.; Gordon, R. B. (1977) *Structure and Properties of Engineering Materials*, Mc Graw Hill Series in Materials Science and Engineering, Mc Graw Hill College, 4th Edition, USA.

Brown, B.F. (1972) *Stress Corrosion Cracking in High Strength Steel and Titanium And Aluminum Alloys*, Washington D.C.: Ed. Naval Research Laboratory.

Brubaker, W. (1985) *All You've ever needed to know about steam but were afraid to ask*, Sherwood, USA: Wellows, Inc, pp. 49-52.

- Campbell, F.C. (2006). *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*, Kidlington, United Kingdom: Elsevier Ltd, 1, (2), 1-13; 15-92.
- Cassada, W; Liu, J.; Staley, J. (2002). *Aluminum Alloys for Aircraft Structures* (pp.1-3), Pittsburgh, PA: Alcoa Center, ASM International Engineering Materials.
- Chen, D.C.; You, C.S. (2015). *Fracture Criterion for the Tensile Test of 7075 Aluminum Alloy*, Nagoya, Japan: Strength of Materials, Vol. 47, N°1, January, pp.122-127.
- Chen, G.S.; Gao, M.; Harlow, D.G.; Wei, R. P. (1994) FAA/ NASA Int. Symp. On Advanced Structural Integrity Methods for Airframe Durability and Damage Tolerance, NASA Conference Publication 3274, Langley Research Center, Hampton, VA, Sept. 1994, pp. 157-173.
- Chen, G.S.; Gao, M.; Wei, R. P. (1996) Corrosion, vol. 52 (1), pp. 8-15.
- Chiaverini, V. (1996) *Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*, 7ª Edição, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, (26), pp. 463-476.
- Chihoski, R.A. (1983) *Conductivity-Hardness Reveal Heat Treat History of Aluminum Alloys – Part II*, Metal Progress, July, pp. 27-34.
- Coopermetal Aços e Metais (2009). *Informações Técnicas Alumínio 7075-T651*, São Paulo: págs. 1-4.
- Cross, C.E.; Olson, D. L.; Liu, S. (2003) *Aluminum Welding*, In G.E. Totten; D.S. MacKenzie Handbook of Aluminum (Vol.1, pp. 1-5), Nova York: Marcel Dekker Inc.
- Croucher, T. R.; Schuler. M. D. (1970). *Distortion Control of Aluminum Products Using Quenchants*, Met. Eng. Q., Vol. 10, pp. 14-18.
- Croucher, T. (1982a). *Solution Heat Treating of Aluminum: Part 1*, Heat Treating, January 1982. Volume XIV, No. 1, pages 20-21.
- Croucher, T. (1982b). *Water Quenching Procedure for Aluminum Alloys*, Heat Treatment, (Vol. 14, N° 9, pp. 18-19).
- Croucher, T. (1983). *Uphill quenching of Aluminum: Rebirth of a little-know process*, (pp. 30-34), Norco, CA: Heat Treating.
- Croucher, T.; Butler, D. (1983). *Quenching: major stress source in treated aluminum alloys*, (Vol.12, N°1, pp. 24-26), Norco, CA: Heat Treating, October.
- Croucher, T. (2008). *Using Glycol to Effectively Control Distortion and Residual Stresses in Heat treated Aluminum Alloys*, Journal of ASTM International.
- Croucher, T. (2009a). *Minimizing Machining Distortion in Aluminum Alloys through*

Successful Application of Uphill Quenching-A Process Overview, Norco, CA: Journal of ASTM International, 6, (7), 1-14.

- Croucher, T. (2009b). *Achieving Optimum Optical Stability by Minimizing Residual Stress Through Uphill quenching – Uphill Quenching of High Strength Aluminum Alloy: Processing an “Optical bench” Alloy 6061*, Norco, CA: A Presentation of Tom Croucher Metallurgical Services to the Heat Treating Industry. Disponível em: <<https://www.youtube.com/watch?v=xKP2BQPhRwQ>>. Acesso em: fev. 2015.
- Croucher, T. (2011). *One’s Engineer’s Experience In Controlling Residual Stress While Achieving Dimensional Stability In High Strength Aluminum Alloys*, Norco, CA: Tom Croucher Metallurgical Services to the Heat Treatment Industry, pp.1-28.
- Croucher, T. (2014) *Fundamentals of Quenching Aluminum Alloys*, Norco, CA: Tom Croucher Metallurgical Services to the Heat Treating Industry, 10-28; 177-208.
- Cunha, M. C. (2004). *Materiais de Construção Aeronáutica*, Apresentação para a 2ª Semana de Engenharia Aeronáutica da EESC, USP, São Carlos, Agosto de 2004, Embraer, São José dos Campos, SP.
- Davis, J.R. & Associates (1993). *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM Speciality Handbook, pp. 220-303.
- Defesanet Newsletter (2016). *ALCOA e EMBRAER firmam contrato plurianual de US\$ 470 milhões*. Brasília: Defesanet Agência de Notícias Ltda., Matéria publicada em 30 de Junho de 2016, p.1-3. Disponível em: <<http://www.defesanet.com.br/embraer/noticia/22784/ALCOA-e-EMBRAER-firmam-contrato-plurianual-de-U%24-470-milhoes/>>. Acesso em: out. 2017.
- Delp, F.; Bent, R. D.; McKinley, J. L. (1987) *Aircraft Maintenance and Repair*. New York: 5th Edition, Mc Graw Hill – Aviation Technology Series, pp. 205, 260.
- Department of Defense (1991). *MIL-H-6088G - Heat Treatment of Aluminum Alloys*, (pp. 2-17; 35-60), Falls Church, VA: Defense Quality and Standardization Office.
- Department of Defense (1998). *MIL-HDBK-5H – Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures*, Chapter 3, “Aluminum”, (Vol. 3, pp. 1-506). Philadelphia, PA: Military Handbook. pp. 297-802.
- Department of Defense (2002). *MIL-STD-1537C – Test Method Standard for Electrical Conductivity Test for Verification of Heat Treatment of Aluminum Alloys – Eddy Current Method* (pp. 1-14). Philadelphia, PA: Military Handbook.
- Dieter, G. E. (1981). *Metallurgia Mecânica*. 2ª. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois.
- Dolan, G. P.; Robinson, J.S. (2004). *Residual stress reduction in 7175-T73, 6061-T6 and 2017A-T4 aluminum alloys using quench factor analysis*, Limerick, Ireland:

Journal of Materials Processing Technology, Elsevier, 346-351.

DOW (2005). *Selection Guide Ucon Quenchants-Limits for Quenching Aluminum Parts in UCON™ Quenchant A (1) Solutions*, (pp.1-4), USA: Union Carbide.

Dowling, N. E. (2007). *Mechanical Behaviour of Materials*, 3ª Edição, New Jersey: Pearson Prentice Hall.

Dunford, T. G.; Wilde, B.E. (1987) in Field of Metallography, Failure Analysis and Metallography, M. E. Blum, P. M. French, and G. E. Vander Voort eds. ASM International, Metals Park, OH, p. 263.

Eisenhüttenleute, V. D.; Von Rissen E.; Werkstoffe, B. M. (2012) *The Appearance of Cracks and Fractures in Metallic Materials*, Dusseldorf: Stahleisen.

EMBRAER (2017). Embraer aviação Comercial. Disponível em:
< www.embraer.com.br >. Acesso em: out. 2017.

EMIC Equipamentos e Sistemas de Ensaio Ltda (2000). *Manual da Linha DL 5000/ 10000*. São José dos Pinhais: Edição 2, pp. 1-54.

Escobar, K.; Gonzales, B.; Ortiz, J.; Nguyen, P.; Bowden, D.; Foyos, J.; Ogren, J.; Lee, E.W.; Es-Said, O.S. (2002). *On the Residual Stress Control in Aluminum Alloy 7050*, (Vol. 396-402, pp. 1235-1240), Switzerland: Materials Science Forum, Trans Tech Publications.

Es-Said, O.S.; Ruperto, T.M.; Vasquez, S.L.; Yue, A.Y.; Manriquez, D.J.; Quilla, J.C.; Harris, S.H.; Hannan, S.; Foyos, J.; Lee, E.W.; Pregger, B.; Abourialy, N.; Ogren, J. (2007) *Warping Behavior of 7050 Aluminum Alloy Extrusions*, Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 16 (2) Abril, pp. 242-247.

Fazano, C. A. T. V. (1980), *A Prática Metalográfica*, São Paulo: Editora Hemus, 453 págs.

Fitzpatrick, M.E.; Fry, A. T.; Holdway, P.; Kandil, F.A.; Shackleton, J.; Suominen, L. (2005) *Determination of Residual Stresses by X-Ray Diffraction – Issue 2*, Measurement Good Practice N°52, Teddington, UK: Open University- National Physical Laboratory, QinetiQ, Manchester Materials Science Center, Stresstech Oy, pp. 1-77.

Flight Airworthiness Support Technology [FAST] (2014) *Structure Health Monitoring (SHM)*. Toulouse: Airbus Technical Magazine, Agosto de 2014, 42 págs, ISSN 1293-5476.

Flight Airworthiness Support Technology [FAST] (2013) *Special Edition A350 XWB*. Toulouse: Airbus Technical Magazine, junho de 2013, 46 págs. ISSN 1293-5476.

Gemelli, E. (2001) *Corrosão de Materiais Metálicos e sua caracterização*, Rio de Janeiro: Editora LTC, págs. 68-81.

- General Electric Sensing and Inspection Technologies (2008a). *Phasec 3 – Eddy Current Operating Manual, Chapter 6: Operation in Conductivity Mode*. Union Kingdom, General Electric Company, pp.75-83.
- General Electric Sensing and Inspection Technologies (2008b). *Phasec 3 Flaw Detectors – Eddy Current*, Lewistown, USA, General Electric Company, 14 págs.
- Gentil, V. (2003) *Corrosão*. São Paulo: 4ª Edição, Editora LTC, 339 págs.
- Godlewski, L.; Su, X.; Pollock, J.A. (2013). *The effect of aging on the relaxation of residual stress in cast aluminum*, (pp. 4809-4818). Metall. Mater. Trans. A44.
- Gogte, C.L.; Likhite, A.; Pesshwe, D.; Bhokarikar, A.; Shetty, R.; Lados, D.; (2014) *Effect of Cryogenic Processing on Surface Roughness of Age Hardenable AA6061 Alloy*, Visvesvaraya National Institute of Technology, Nagpur, India, Materials and Manufacturing Processes, Taylor & Francis Group LCC, 29, 710-714.
- Gregson, P.J. (1995). *Aluminum Alloys: Physical Metallurgy, Processing and Properties*. In Harvey M. Flower (Ed.), *High Performance Materials in Airspace*; Chapman and Hall: London, UK, (2), pp. 49-84.
- Harris, J. G. (1988) *Heat Treatment of Aluminum Alloys* Alcan Plate Ltd. Kitts Green, Birmingham, Aluminum Industry Vol. 77, N° 1, January, pp. 5-10.
- Hatch, John E. (1984). *Aluminum Properties and Physical Metallurgy* - "Chap. N°2 Constitution of Alloys" e "Chap. N°3 Microstructure of Aluminum, ASM International, Materials Park, OH, USA, p. 25-57; 58-104. ISBN: 978-0871701763.
- Herring, D. H. (2012, Abril a Junho). *Classificação das Têmperas nas Ligas de Alumínio: O que São e o que Devemos Saber sobre Elas*, Campinas, SP: Industrial Heating International Journal of Thermal Technology, (15), 34-37.
- Higgins, R.A. (1983). *Engineering Metallurgy*, 5ª Edição; Eduard Arnold Publisher: UK.
- Hill, H.N.; Barker, R.S.; Willey, L.A. (1959). *The Thermo-Mechanical Method for Relieving Residual Quenching Stresses in Aluminum Alloys*. In 41th Annual Convention of the Society, November 2-6, (Vol.52, pp.657-674). Chicago.
- Houghton (2012). *Aqua Quench 206 A – Catálogo técnico*, (pp.1-3), Mauá, SP: Houghton Brasil Ltda.
- Huda, Z.; Taib, N. I.; Zaharinie, T. (2008) *Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy*, Materials Chemistry and Physics, 113, Elsevier, 515-517.
- Hughes, A. E.; Birbilis, N.; Mol, J.M.C.; Garcia, S.J.; Zhou, X.; Thompson, G. E. (2011). *High Strength Al-Alloys: Microstructure, Corrosion and Principles of*

Protection, Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys, Prof. Zaki Ahmad (Ed.), ISBN: 978-953-307-734-5, InTech. Available from: <http://www.intechopen.com/books/recent-trends-in-processing-and-degradation-of-aluminium-alloys/high-strength-al-alloys-microstructure-corrosion-and-principles-of-protection>

Hunt JR., W.H. (2000). *Fundamentals of Aging in Aluminum Alloys*, Materials Engineering Institute, Materials Park, OH: ASM International.

Inoue, H.; Sato, T.; Kojima, Y.; Takahashi, T. (1981) Metall. Trans. 12A, p. 1, 492.

INSTRON (2008). *Model R.R. Moore, High Speed Rotating Beam, Fatigue Testing Machine – Operating Instructions*, Norwood: Industrial Products Groups, Corporate Headquarters.

Jackson, C.M.; Dunleavy, J. G. (1962). The Electrical Conductivity of Metals and Alloys. Electro-Technology, Science and Engineering Series 41, May, p. 107-114.

Jian-wu, S.; Xiao-ci, Z. (1990) Material Engineering, 1990, (3), p. 31-35.

Johnson, W.K. (1971) Br. Corrosion J., vol. 6, p. 200.

Joshi, A. (2007), *Lithium Aluminum Alloys – The New Generation Aerospace Alloys*, Bombay: Junior Research Fellow Mechanical Engineering Department, Indian Institute of Technology, I.I.T – pp. 1-5.

Kammer, C. (1999) *Aluminum Handbook – Fundamental and Materials*, Dusseldorf, Germany: (Vol. 1, 1st Edition). Aluminium Verlag Marketing & Kommunikation, Gmbh.

Kaufman, J. G. (2000) *Aluminum Alloys and Tempers*, Materials Park, OH: ASM International, pp. 39-118.

Kaufman, J. G. (2002) *Wrought Alloys. 7XXX Al-Zn Alloys. In Properties of Aluminum Alloys: Tensile, Creep, and Fatigue Data at High and Low Temperatures*; (pp. 199-232), Materials Park, OH: ASM International.

Kaufman, J. G.; Bogardus, K. O.; Wanderer, E. T. (1968). *Tensile Properties and Notch Toughness of Aluminum Alloys at -452°F in Liquid Helium, Advances in Cryogenic Engineering*, (Vol.13, pp.294-308), New York: Plenum Press.

Kavalco, P. M.; Otero, R. L. S.; Canale, L. C. F.; Totten, G. E. (2012, Abril a Junho). *Redução da Distorção de Ligas de Alumínio por Meio de Têmpera em Solução Aquosa de Polímero*, Campinas, SP: Industrial Heating, (15), 54-58.

Keleshian, N.; Kyser, R.; Rodrigues, J.; Cueva, C.; Lee, E.W.; Ogren, J.; Es-Said, O.S. (2011) *On the Distortion and Warpage of 7249 Aluminum Alloy after Quenching and Machining*, Journal of Materials Engineering and Performance, ASM International, October, 20 (7), 1230-1234.

- Khoshnaw, F. M.; Gardi, R. H. (2006). *Effect of Aging Time and Temperature on Intergranular Corrosion of Aluminum Alloys. Anti-Corrosion Methods and Materials* – Emerald Group Publishing Limited, pp. 339-342.
- Kim, K. B., Pym, S. I. (1982), Arch, Eisenhüttenwes, 53, 397.
- Ko, Dae-Hoon; Ko, Dae-Cheol; Lim, Hak-jin; Lee, jung-Min; Kim, Byung-Min. (2013). *Prediction and Measurement of relieved Residual Stress by the cryogenic heat treatment for Al6061 alloy: mechanical properties and microstructure*, Journal of Mechanical Science and Technology, Springer, March, 27, (7), 1949-1955.
- Kobayashi, H.; Nakamura, H. (1990) Evaluation of the Stretched Zone Width and Striation Spacing in R. Koterazawa, R. Ebara e S. Nishida (Editores), Current Japanese Materials Research, Vol. 6, Society of Materials Science, Elsevier Applied Science, Essex, RU, p. 141-158.
- Kroes, M.J.; Walkins, W.A.; Delp, F.; Sterkenburg, R. (2013). *Aircraft Maintenance and Repair*, 7th edition, New York: A Glencoe Aviation Technology Series, McGraw-Hill Professional, pp. 17-68.
- Krysiak, K. F. (1987) Corrosion of Weldments' ASM Handbook, Vol. 13, 9th Edition Corrosion, ASM Int. Pub. pp. 344-368.
- Labjack (2001). *Placa U6-PRO - Installation and Configuration Guide*, Labjack, Setembro. Disponível em: <<http://labjack.com/u6>>. Acesso em: 03 jul. 2015.
- Lados, D.; Apelian, D.; Wang, L. (2010). *Minimization of Residual Stress in Heat treated Al-Si-Mg cast alloy using uphill quenching: Mechanisms and effects on static and dynamic properties*, Worcester Polytechnic, Worcester, MA: Materials Science and Engineering, Elsevier, 3159-3165.
- Lim, Hak-Jin; Ko, Dae-Hoon; Ko, Dae-Cheol; Kim, Byung-Min (2014). *Reduction of residual stress and improvement of dimensional accuracy by uphill quenching for Al6061 Tube* (Vol. 45B, pp.472-481). Metallurgical and Materials Transactions, April.
- Lim, C-Y; Shercliff, H.R. (1993). *Quench Sensitivity of Aluminum Alloy 6082*, University of Cambridge, Department of Engineering, Technical Report No. CUED/C-MATS/TR205, April, pp.31, 32.
- Lisagor, W. B. (2005) *Environmental Cracking Stress Corrosion*. In R. Baboian; S. W. Dean Jr.; H. P. Hack.; E. L. Hibner; J. R. Scully (Eds.) *Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation*, 2nd Edition; N°62, Chapter 25, pp. 289-301. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International.
- Loja Química. Nitrato de Prata. Disponível em: <https://www.lojaquimica.com.br/loja/busca.php?loja=477608&palavra_busca=nitrato-de-prata>. Acesso em: jun. 2017.
- Lukasak, D. A.; Hart, R.M. (1991). *Light Metals Age*, 49, October 11, (3), pp. 10, 11.

- L'yushko, E.G.; Bedarev, A.S. (1968) *Quenching parts made of aluminum alloys in liquid nitrogen*, Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, 1, 45-47.
- Mackenzie, D.S. (2005) *Heat Treating Aluminum for Aerospace Applications*, 4th International Conference on Quenching and the Control of Distortion, Nov. 22-25, 2003, Beijing, China.
- Mackenzie, D.S. (2017) *Mixing of AMS 3025 Type I Quenchants for Heat Treating Aluminum*. Technical Report, Houghton International Inc., ResearchGate.
- Major, F. (2008). *Heat Treatment of Aluminum Foundry Alloys*, Rio Tinto Alcan (July, 49 pages). Alcan International Ltd. Foundry Alloy Heat Treatment Seminar for WPI/MPI.
- Mallick, P.K. (2008) *Fiber Reinforced Composites – Materials, Manufacturing and Design*. Boca Raton, FL: (2nd Edition, pp.1-29) CRC Press –Taylor & Francis Group.
- Metals Handbook, 9th ed., vol. 13, *Corrosion*, ASM International, Metals Park, OH, 1987, p. 113.
- Modern Marvels – Aluminum* (2017) Video – Documentário. Disponível em: <<https://www.youtube.com/watch?v=EzoCd4ncD-s>>. Publicado em 4 de Junho de 2017. Acesso em: nov. 2017, duração: 1h16'18".
- Mueller, R.A. (1967) *Relationships Among the Metallurgical Condition, Hardness and Electrical Conductivity of Aluminum Alloys*, Masters Theses: Rolla, MO, EU, 93 págs. Disponível em: http://scholarsmine.mst.edu/masters_theses/6808
- Modern Marvels – Aluminum* (2017) Video – Documentário. Disponível em: <<https://www.youtube.com/watch?v=EzoCd4ncD-s>>. Publicado em 4 de Junho de 2017. Acesso em: nov. 2017, duração: 1h16'18".
- National Transportation Safety Board [NTSB] (1989). "Aloha Airlines Flight 243, Boeing 737-200 N73711 near Maui, Hawaii, April 28, 1988", Aircraft Accident Report, Washington D.C.: NTSB/AAR- 89/03, United States Government, 1989, pp. 1-258.
- National Transportation Safety Board [NTSB] (1996). "In-Flight Loss of Propeller Blade forced landing, and collision with terrain Atlantic Southeast Airlines", Inc., Flight 529, Embraer Emb-120RT, N256AS, Carrollton, Georgia, August 21, 1995, Aircraft Accident Report, Washington D.C.: NTSB/AAR- 96/06, United States Government, 1996, pp. 1-121.
- Neves, F. O.; Oliveira, T.L.L.; Braga, D. U.; Silva, A.S. C. da. (2014). *Influence of Heat Treatment on Residual Stress in Cold-Forged Parts*, (pp.1-14). São João Del Rey, MG: Hindawi Publishing Corporation Advances in Materials Science and Engineering.

- Newton Heat Treatment “*Cold Stabilization*”, Newton Heat Treatment Co. Inc., City of Industry, CA, 91748. Disponível em: <<http://www.newtonheattreating.com/cold.html>>. Acesso em: fev. 2018.
- Nicol, J.A.; Seaton, E.D.; Kuhlman, G.W.; Yu, H.; Pishko, R. (1996). *New Quenchant for Aluminum*, (pp.40S-40V). Advanced materials & process.
- Niu, M. Chun-Yung (1988). *Airframe Structural Design*, Hing Kong (Wanchai): Conmilit Press Ltd. pp. 98-102; 112-117; 492-537. ISBN 9627128-04-X.
- Norskov, J. K.; Besenbacher, F.; Bottiger, J.; Nielsen, B.B.; Pirarev, A.A. (1982) Phys. Ver. Lett., 49, 1420.
- Norton, R.L. (2013) *Projeto de Máquinas: Uma abordagem Integrada*, Porto Alegre: 4ª Edição Editora Bookman, 2013, pp. 303-418.
- Orner, G. M.; Kulin, S. A. (1964). “*Development of Stress Relief Treatments for High Strength Aluminum Alloys*” NASA Contract 11091; Quarterly Progress Report, Man Laps Inc. Report No. UR-65-UR-0504.
- Oxychem (2013). *Technical Sodium Chlorite Solution 18.75, 31.25 and 31% Active Sodium Chlorite (EPA)* Safety Data Sheet.
- Paik, C.H. (1993) Ph.D. Dissertation University of Illinois, Urbana Champaign, Urbana.
- Peel, C. J.; Gregson, P.J. (1995). *Design Requirements for Aerospace Structural Materials*. In Harvey M. Flower (Ed.), *High Performance Materials in Airspace*; Chapman and Hall: London, UK, (1), pp. 1-48.
- Pellman, M.A.; Kilhefner, P.T, III; Baxter, W.J. (1989). *Vapor Phase Uphill Quenching of Metal Alloys using Fluorochemicals*, (pp. 1-10), Allentown, PA: Patent: Pellman et al.; Patent title: *Vapor Phase Uphill Quenching of Metal Alloys using Fluorochemicals*, patent number US 4968358, patented Nov. 6, 1990.
- Politerm (2016). *Boroscope Model POL-150VB*. São Paulo: Politerm Instrumentos de Medição. Disponível em: <<http://www.politerm.com.br/Produto-PRODUTOS-Boroscopia-Boroscopia-modelo-POL-150VB-versao-228-245.aspx>>. Acesso em: set. 2016.
- Qiu-cheng, W; Li-tao, W; Wei, P. (2005). *Thermal Stress relief in 7050 Aluminum Forgings by Uphill Quenching*, (Nº490-491, pp.97-101), Materials Science Forum.
- QUORA. *What is the reaction between H2O2 and NaCl*. Disponível em: <<https://www.quora.com/What-is-the-reaction-between-H2O2-and-NaCl>>. Acesso em: ago. 2017.
- Robinson, J.S.; Redington, W. (2015). *The influence of alloy composition on residual stresses in heat treated aluminum alloys*, Elsevier, Materials Characterization,

(105), 47-55.

Robinson, J.S.; Tanner, D.A.; Truman, C. E. (2014). *50th Anniversary Article: The Origin and Management of Residual Stress in Heat Treatment Aluminum Alloys*, Wiley Publishing Ltd, Strain Journal, 50, 185-207.

Robinson, J.S.; Tanner, D.A.; Van Petegem, S.; Evans, A. (2012). *Influence of Quenching and Aging on residual stress in Al-Zn-Mg-Cu alloy 7449*, Materials Surface Science Institute, University of Limerick, Limerick, Ireland; Source: Materials Science and Technology, 28, (4), 420-430.

Rogante, M.; Battistella, P.; Rustichelli, F. (2004). *Residual stress measurement by neutron diffraction in AA6082 extruded samples submitted to different quenching rates*, Amsterdam: Journal of Alloys Compound, Elsevier Science B.V., 378, 335-338.

Rosa, E. da (2002) *Análise de Resistência Mecânica – Mecânica da Fratura e Fadiga*, Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 399 págs.

Rosen, M. (1989) *Eddy Current analysis of precipitation kinetics in aluminum alloys*, Metal Transac. A, 20 A 605-610.

Ruchert, C. T. (2014) *Mecânica da Fratura Linear Elástica – Aula 4*. Notas de aula, São Carlos: Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Rudolph, E. E. (1961). *Corrosion on Aircraft*, Oshkosh: Experimental Aircraft Association, EAA 1625, Reprinted of Sport Aviation, April, 1961.

Saha, Pradip K. (2017) *Aerospace Manufacturing Processes*, Boca Raton: CRC Press – Taylor & Francis Group, pp. 44, 52.

Sainfort, P.; Sigli, C.; Raynaud, G.M.; Gomiero, Ph. (1997) Mater. Sci. Forum 242, 25-32.

Sckhatme, S. P.; Kamath, M.B. (1968) *Distortion free Heat Treatment of an Aluminum Alloy with Liquid Nitrogen*, Department of Mechanical Engineering, Bombay: Indian Institute Technology, 76, 352-354.

Scott, A.; Trompiz, G. (2013) *Aluminium makers flight plastic planes with new alloys*, Paris: Agência Reuters. Disponível em: <http://www.reuters.com/article/2013/06/20/air-show-aluminium-idUSL5N0EQ2DJ20130620>>. Acesso em: fev. 2014.

Shackelford, J.F. (2008). *Ciência dos Materiais*, 6ª Edição, São Paulo: Pearson Prentice Hall. pp. 140-141; 180- 190; 239-244; 264-265.

Shaeri, M. H.; Salehi, M.T.; Seyyedein, S.H.; Abutalebi, M. R.; Park, J. K. (2014) *Microstructure and Mechanical Properties of Al-7075 Alloy Processed by Equal Channel Angular Pressing Combined with Aging Treatment*, Materials and Design 57 (2014) Elsevier, pp. 250-257.

- Sheppard, T. (1999) *Extrusion of Aluminum Alloys*. Kluwer Academic Publishers, 81-86; 232-236.
- Siewert, Tom. (1967) *Cryoquenching keeps Aluminum from Warping*, Oklahoma State University Interlibrary Loan, Journal of Machine Design, 39 (12), 38.
- Simencio, E. C. A.; Canale, L. C. F.; Totten, G. E. (2011). *Uphill quenching of Aluminum: a process overview*, (Vol.4, Nº1, pp.26-30): International Heat Treatment and Surface Engineering.
- Singleton Jr., O. R. (1968, Novembro). *An analysis of quenchants for aluminum*. Reynolds Metals Company, Richmond, VA: *Journal of Metals*, 1-8.
- Society of Automotive Engineers [SAE] (2000). *AMS 3025B: 2000, "Polyalkylene Glycol Heat Treat Quenchant"*, (pp.1-11), Commonwealth Drive, Warrendale, PA: SAE World Headquarters.
- Society of Automotive Engineers [SAE] (2003). *AMS 2658B: "Hardness and Conductivity Inspection of Wrought Aluminum Alloys"*, (pp.1-11), Commonwealth Drive, Warrendale, PA: SAE World Headquarters.
- Society of Automotive Engineers [SAE] (2006). *AMS 2770H: 2006, "Aerospace Material Specification"*, (pp. 1-18), Commonwealth Drive, Warrendale, PA: SAE World Headquarters, USA.
- Souza, Sergio A. (1979). *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*, São Paulo: 4ª Edição, Editora Edgard Blücher, pp. 3-57; 59-87; 130-156; 157-177.
- Spirax Sarco (2009). Manual em detalhes do Purgador Modelo TD-52., Cotia, São Paulo, págs. 1-2.
- Staley, J. T. (1989) *History of Wrought Aluminum Alloys Development*. In A. K. Vasudevan; R. D. Doherty (Eds.), *Aluminum Alloys Contemporary Research and Applications – Treatise on Materials Science and Technology*, (Vol. 31, pp. 17-31). San Diego, CA: Academic Press, Inc.
- Stanley, J.K. (1963) *Electrical and Magnetic Properties of Metals*, Ohio: American Society for Metals.
- Strawbridge, D.J; Hume-Rothery, W.; Little, A. T. (1948) *J. Inst. Metals*, 74, p. 191-225.
- Streicher, M. A. (2005) Intergranular Corrosion, In R. Baboian; S. W. Dean Jr.; H. P. Hack.; E. L. Hibner; J. R. Scully (Eds.) *Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation*, 2nd Edition; Chapter 21 pp. 244-265. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- Svenningsen, G.; Lein, J. E.; Yu, Y.; Nordlien, J. H.; Nisancioglu, K. (2003). *Intergranular Corrosion of AA6005 Aluminum Extrusions*, Norway: Norwegian

National Research.

Svenningsen, G.; Larsen, M.H.; Nordlien, J.H.; Nisancioglu, K. (2006a) *Effect of high temperature heat treatment on intergranular corrosion of AlMgSi (Cu) model alloy*, Norway: Corrosion Science, Elsevier, 2006, 48, 258-272.

Svenningsen, G.; Larsen, M. H.; Walmsley, J.C.; Nordlien, J. H.; Nisancioglu, K. (2006b). *Effect of Artificial Aging on Intergranular Corrosion of Extruded AlMgSi alloy with small Cu content*. Trondheim, Norway: Corrosion Science 48, (pp. 1528-1543), Elsevier.

Sverdlin, A. (2003) *Introduction to Aluminum*, In G.E. Totten; D.S. MacKenzie Handbook of Aluminum (Vol.1, pp. 1-5), Nova York: Marcel Dekker Inc.

Szklarska-Smialowska, Z. (1971) *Corrosion*, vol. 27, p. 223.

Tanner, D.A.; Robinson, J.S. (2008). *Reducing Residual Stress in 2014 Aluminum Alloy Die Forgings*. Materials and Design 29 (2008), Elsevier, pp. 1489-1496.

Tanner, D.A.; Robinson, J.S.; Cudd, R.L. (2000). *Relief of Residual Stresses in Aluminum Alloy 7010*, Proc. 6th Int. Conf. on Residual Stresses, Institute of Materials, Oxford, UK, July, 1299-1306.

Tensi, H.M.; Stich, A.; Totten, G.E. (1995) *"Fundamentals of Quenching", Metal Heat Treating*, March / April, p. 20-28

The New York Blower Company (2017). *Fundamental of Steam*, Willowbrook, USA: Engineering Letter, 24, pp. 1.

Tita, V. (2010) *Disciplina de Projeto e Análise de Estruturas Aeronáuticas – Apresentação da Aula 3. Abordagem Analítica; Experimental e Computacional*, São Carlos: Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2010, pág. 16.

TLV (2018). Uma empresa especializada em vapor. Disponível em:
<<https://www.tlv.com/global/BR/steam-theory/what-is-steam.html>>.
Acesso em: fev. 2018.

Totten, G. E.; Bates, C.E.; Jarvis, L.M. (1989). Quench factor Analysis: Polymers vs. Hot Water Heat Treating. Heat Treating, May, 1989, pp. 38-40.

Totten, G. E.; Bates, C.E.; Jarvis, L.M. (1991). Type I Quenchants for Aluminum Heat Treating. Heat Treating, December, 1991, pp. 16-19.

Totten, G. E.; Bates, C.E.; Clinton, N. A. (1993), *Handbook of Quenchants and Quenching Technology*, (Chapter 3, pp. 69-128; Chapter 5, pp. 161-190), ASM International, Materials Park, OH, EUA, (1993).

Totten, G. E.; Webster, G. M.; Bates, C.E. *Quenching* (2003). In G.E. Totten e D.S. MacKenzie (Eds.), *Handbook of Aluminum*, (Vol.1, pp. 971-1062), Nova York:

Marcel Dekker Inc.

Tsai, T.C.; Chuang, T.H. (1996) *Relationship Between Electrical Conductivity and Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Al 7075 and Al 7475 Alloys*. Corrosion Science Vol. 52, N°6, pp. 414-416.

Turley, R.V.; Gassner, R. H. (1972) *Large Aluminum Alloys Forgings Fly High in the DC-10*. Aerospace technology Section, Metal Progress, March, 192, pp-48-50.

U.S. Department of Transportation; Federal Aviation Administration [FAA] (1973). *Aircraft Materials, Processes and Hardware* Chapter 6, General Handbook, Washington D.C.: Aircraft Maintenance Technician Handbook AC-65-9A, Volume 1, pp. 181.

U.S. Department of Transportation; Federal Aviation Administration [FAA], Airman Testing Standards Branch (2008). *Aircraft Materials, Processes and Hardware*, Chapter 5, General Handbook, Washington D.C.: Aircraft Maintenance Technician Handbook, FAA 8083-30, (Vol.1, pp.6-9; 22-26).

U.S. Department of Transportation; Federal Aviation Administration [FAA] (2012). *Airframe Vol. 1*, Chapter 1, Washington D.C.: Aviation Maintenance Technician Handbook, FAA 8083-32, (Vol.1, pp.1-17).

U.S. Department of Transportation; Federal Aviation Administration [FAA] (2012). *Powerplant Vol. 2*, Chapter 7, Washington D.C.: Aviation Maintenance Technician Handbook, FAA 8083-32, (Vol.2, pp.7-7).

U.S. Department of Transportation; Federal Aviation Administration [FAA] (2008) *Aircraft Cleaning and Corrosion Control*, Chapter 6, General Handbook, Washington D.C.: Aircraft Maintenance Technician Handbook, FAA 8083-30, (Vol. 1, pp. 1-26).

Van Wylen, G.; Sonntag, R.; Borgnakke, C. (1995) *Fundamentos da Termodinâmica Clássica*, São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., pág. 32-46.

Vogel, W.; Wilhelm, M., Gerold, V. (1982) *Acta Metall.*, 30, 21.

Wahid, A.; Olson, D.L.; Matlock, D.K.; Cross, C.E. (1993) "Corrosion of Weldments". ASM Handbook, Vol. 6, 10th Edition, Welding, Brazing and Soldering, ASM Int. Pub. Pp. 1065-1069.

Wei, R. P.; Liao, Chi-Min; Gao, Ming (1998). *A transmission electron microscopy of constituent-particle induced corrosion in 7075-T6 and 2024-T3 Aluminum alloys*, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 29A, April 1998.

White Martins (2013). *Ficha de Informações de Segurança de Produtos Químicos – Nitrogênio Líquido refrigerado*, (pp.1-11). Rio de Janeiro, Brasil: FISPQ nº P-4630-J, White Martins Gases Industriais Ltda.

Wilhelm, S. (2013) *Aluminum-Lithium Alloys may be used for Boeing 777X*, Seattle: Puget Sound Business Journal. Disponível em: <http://www.bizjournals.com/seattle/>>. Acesso em: fev. 2014.

Willey, A. L. (1958). *Method of relieving residual stresses in light metal articles*, (pp.1-3), Aluminium Company of America, Pittsburgh, PA: Patent: Willey, A. L.; Patent title: Method of relieving residual stresses in light metal articles, patent number US 2949392, patented Aug. 16th, 1960.

Yamamoto, Y.; Sasaki, G.; Yamakawa, K.; Ota, M. (2000) *High strength and high electrical conductivity copper alloy for high pin-count leadframes*, Hitachi Cables Review, 19, 65-70.

Zewari, W.; Barthelmy, M.; Ohl, R. (2005) *Treatments to produce stabilized aluminum mirrors for cryogenic uses*, Goddard Space Flight Center, Greenbelt, USA, Nasa Tech Briefs, September, 21.

ANEXO 1

1. Certificado de qualidade do material da liga de alumínio 7075-T6 adquirida para o projeto do trabalho de pesquisa.

ARTISA METAIS EIRELI EPP RUA XEREM, 01 JARDIM VILA FORMOSA SAO PAULO SP CEP: 03460-040 Tel/Fax: 11 27826600 C.N.P.J.: 10.585.179/0001-40 - I.E.: 14845796111 e-mail: vendas@artisametais.com.br site: www.artisametais.com.br	Certificado de Qualidade Numero A024536 Emissão 19/05/2015		
Cliente: WELLINGTON DA SILVA MATTOS				
Data 19/05/2015	Nota Fiscal 5114	Pedido 0008202	ID PEÇA 72970	Lote A024536
Material BR RED ALUM 7075-T6 26 X 500MM 3PÇ				
Composição Química				
NIQUEL NI 0	TITANIO TI 0,05	MANGANES MN 0,1	OUTROS OO 0,15	SILICIO SI 0,17
COBRE CU 1,4	MAGNESIO MG 2,5	ZINCO ZN 5,7	ALUMINIO AL 89,5	CROMO CR 0,2
Propriedades Mecânicas				
Limite Resistência 87,8 kSi	Limite escoamento 80,7 kSi	Alongamento 11,0 %	Condutibilidade Elétrica	Densidade
Corrida:				
Observações				
Certificamos que o(s) material(ais) acima esta(ão) aprovado(s) de acordo com as especificações supra mencionadas, e os dados deste certificado são cópias fiéis dos certificados de origem que se encontram em nossos arquivos e são de responsabilidade ARTISA METAIS LTDA garantindo assim total rastreabilidade dos produtos				
Informações Complementares			Controle de Qualidade	

Desenvolvido por Softland Sistemas - www.softlandsistemas.com.br

Observação: Os valores para tensão limite de resistência e de escoamento apresentados no certificado estão em ksi. Os valores dessas tensões em MPa estão indicadas na Tabela 20 na página 72, conforme Kaufman (2002).

ANEXO 2

- Manual em detalhes do Purgador
- Modelo Spirax Sarco TD-52

spirax
/sarco
TD52

TI-D2-01
BR Rev.00

**Purgador Termodinâmico de Fluxo Distribuído
Para Vapor Saturado**

Descrição

O **TD52** é um purgador termodinâmico de fluxo distribuído para vapor saturado fabricado em aço inoxidável martensítico, especialmente projetado para descargas de condensado relativamente baixas, como drenagem de linhas de vapor.
Possui isotampa incorporada que protege o purgador contra intempéries. O fluxo distribuído garante uma descarga de condensado mais homogênea, assegurando uma maior durabilidade do produto.
Para descargas de condensado muito baixas, está disponível uma versão de baixa capacidade. Esta versão está indicada com as letras LC, ex: TDLC.

Certificação

Este produto está disponível com certificados EN 10204 2.1 e EN 10204 2.2 para corpo e isotampa. Também está disponível certificação EN 10204 3.1, mediante uma taxa adicional. Estes certificados serão fornecidos mediante solicitação do cliente.
Nota: Todas as solicitações de certificação e requisitos de inspeção deverão ser indicados no momento da cotação.

Diâmetros e Conexões

3/8", 1/2", 3/4" e 1"
Roscado BS 21 BSPP, BSPT ou ASME B.1.20.1 NPT
Flangeado ASME B16.5 150#, 300# e 600# (flanges adaptadas)

Limites de Pressão / Temperatura

A-A Flangeado ASME 150#
B-B Flangeado ASME 300#

PMO	Pressão Máxima de Operação	42 bar g
TMO	Temperatura Máxima de Operação	425°C
	Temperatura Mínima de Operação	0°C
	Contra-pressão Máxima	80% da pressão de entrada
	Pressão Mínima de Operação	0,25 bar g

Nota: Para outras condições de operação consulte a Spirax Sarco.

Como solicitar

Sempre solicitar TD52 informando o diâmetro e tipo de conexão.

Exemplo: 1 Purgador Termodinâmico Spirax Sarco, modelo TD52, diâmetro nominal 1", conexões roscadas BSPP.

Materiais

No.	Parte	Material	Especificação
1	Corpo	Aço Inoxidável	AISI 420 F
2	Isotampa	Aço Inoxidável	ASTM A 743 Gr. CA40
3	Disco	Aço Inoxidável	AISI 420
4	Flange	Aço Carbono	ASTM A 105
5	Tubo	Aço Carbono	ASTM A 106 Gr. B

Dimensões/pesos (aproximados) em mm and kg

Ø	A	B	C	D	D	D	Peso
				150#	300#	600# (roscado)	
3/8"	51	46	45	-	-	-	0,4
1/2"	68	53	45	153	166	179	0,5
3/4"	72	64	45	173	192	192	0,9
1"	84	75	45	193	212	220	1,4

Curva de Capacidade **Informações de Segurança, Instalação e Manutenção**

Preferencialmente o purgador deve ser instalado em linha horizontal. Para maiores detalhes veja o Manual de Instalação e Manutenção (IM-G1-01) fornecido com o produto.

Peças de Reposição

As peças de reposição disponíveis estão marcadas em linhas sólidas na figura abaixo.

Peças de reposição disponíveis

Disco	3
Conjunto da tampa	2

Como solicitar

Sempre solicitar peças de reposição usando a descrição fornecida na coluna da tabela de peças de reposição e informar tamanho e tipo do do purgador.

Exemplo: 1 disco para TD52 1/2".

Nota: No momento da reposição, aplique uma graxa para altas temperaturas na rosca da tampa.

Torques de aperto recomendados

Item	Diâmetro	N m
2	3/8"	95 ± 10
	1/2"	120 ± 20
	3/4"	190 ± 20
	1"	170 ± 20

ANEXO 3

Especificações técnicas da câmara de névoa salina.

CÂMARA PARA TESTES INDUSTRIAIS DE CORROSÃO		
Fabricante		Bass Equipamentos Industriais
Origem	País	Brasil
Modelo		USC – MP - 00/ 2002
Dimensões (l x w x h)	mm [in]	740 x 480 x 790 [29,14x18,89x31,10]
Volume útil	l [US Gal]	280 [73,97]
Voltagem	V	220
Frequência	Hz	60
Pressão de ar comprimido	Kgf/cm ² [PSI]	2 a 10 [29 a 145]
Pressão de Trabalho	Kgf/cm ² [PSI]	0,5 a 1 [7,12 a 14,23]
Temperatura máxima da câmara	°C [°F]	55 [131]
Temperatura de trabalho da câmara	°C [°F]	35±2 [95]
Temperatura máxima do saturador	°C [°F]	60 [140]
Temperatura de trabalho do saturador	°C [°F]	50 [122]
Tipo de solução		NaCl
Concentração da solução	% [g/ l]	5,0 [50,0]
pH mínimo		6,5
Entrada de água	mm [in]	12,7 [1/2]
Saída de água	mm [in]	12,7 [1/2]
Saída de gases	mm [in]	25,4 [1,0]

Fonte: Bass Equipamentos Industriais (2000).

ANEXO 4

- Desenhos dos projetos de dispositivos e ferramentas utilizadas nos ensaios:

- 1. Câmara de vapor para os testes do processo *uphill*;**
- 2. Ferramenta de fixação de corpo de prova para ensaio de corrosão sob tensão em flexão;**
- 3. Ferramenta de fixação de corpo de prova para ensaio de corrosão sob tensão em tração;**
- 4. Garrafa metálica separadora de vapor e água saturada para teste do processo *uphill* .**

5	Arruela ϕ 20mm	Aço Inoxidável 300M	6
4	Porca rosca M10	Aço Inoxidável 300M	6
3	Base Inferior	Alumínio	1
2	Barra Roscada M10x175mm	Aço Inoxidável 300M	2
1	Base Superior	Alumínio	1
Peça	Denominação	Material	Quant.

Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo

Departamento de Engenharia de Materiais - CEM/SMM

20/10/2015

Wellington da Silva Mattos

Nº USP 5218096

Ferramenta para Ensaio de Corrosão Sob Tensão em Tração

Escala 1:1

Projeto Nº 1

Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo

Departamento de Engenharia de Materiais - CEM/SMM

15/06/2016

Wellington da Silva Mattos

Nº USP 5218096

Garrafa de Conexão da linha do saturado e separação de vapor
para alimentação da Câmara de Vapor em Aço Inoxidável 304M

Escala 1:2

Projeto Nº 4

(N7)

Nº DO ITEM	Nº DA PEÇA	DESCRIÇÃO	QTD.
1	MARESA101_01_00_00_000	Caixa Inferior	1
2	MARESA101_02_00_00_000	Caixa Superior	1
3	MARESA101_03_00_00_000	Dobradiça	2
4	Comercial	Vibra Stop	4
5	Comercial	Grampo de aperto rapido	1
6	66_AL600_04		1
7	COMERCIAL	PARAFUSO CABEÇA CHATA 05X16	8

ITEM	Descrição	DIMENSÕES	MATERIAL	QTD
01	CAIXA DE TRATAMENTO	CONJUNTO MONTADO		1

TOLERÂNCIA DIN 7186 H1			TOLERÂNCIA COMERCIAL DIN 7186				
DIMENSÃO	TOLERÂNCIA		M6	M8	M10	M12	M16
0,5 x 0,5	0,05		✓	✓	✓	✓	✓
0,5 x 0,8	0,05		✓	✓	✓	✓	✓
0,5 x 1,0	0,05		✓	✓	✓	✓	✓
0,5 x 1,2	0,05		✓	✓	✓	✓	✓
Data instalação: 01/01/2018		PROTEÇÃO ANTI-ULTRAVIOLETA	Folha 01 de 01				
Data validação: 01/01/2018		PROTEÇÃO ANTI-ULTRAVIOLETA	MARESA101_00_00_00_000				
Data aprovação: 01/01/2018		PROTEÇÃO ANTI-ULTRAVIOLETA	Desenho nº cliente				
Data rejeição: 01/01/2018		PROTEÇÃO ANTI-ULTRAVIOLETA	Desenho nº				
Data cancelamento: 01/01/2018		PROTEÇÃO ANTI-ULTRAVIOLETA	MARESA101_00_00_00_000				
Data rescisão: 01/01/2018		PROTEÇÃO ANTI-ULTRAVIOLETA	00

(N7) ☒ NS

Nº DO ITEM	Nº DA PEÇA	DESCRIÇÃO	QTD.
1	MARESA101_01_00_00_001	XXXXXXXX	4
2	MARESA101_01_00_00_002	XXXXXXXX	1
3	MARESA101_01_00_00_003	VALVULA DE ESCAPE	4
4	MARESA101_01_00_00_004	XXXXXXXX	1
5	MARESA101_01_00_00_005	CANTONEIRA	4
6	MARESA101_01_00_00_006	SAPATA	4
7	MARESA101_01_01_00_000	Tela de Apoio	1

ITEM	Descrição	DIMENSÕES	MATERIAL	QTD
01	CAIXA INFERIOR	CONJUNTO SOLDADO		1
TOLERÂNCIA DIN ISO 11		TOLERÂNCIA	TOLERÂNCIA	TOLERÂNCIA
DIREÇÃO				
0,1				
0,2				
0,3				
0,4				
0,5				
0,6				
0,7				
0,8				
0,9				
1,0				
1,1				
1,2				
1,3				
1,4				
1,5				
1,6				
1,7				
1,8				
1,9				
2,0				
2,1				
2,2				
2,3				
2,4				
2,5				
2,6				
2,7				
2,8				
2,9				
3,0				
3,1				
3,2				
3,3				
3,4				
3,5				
3,6				
3,7				
3,8				
3,9				
4,0				
4,1				
4,2				
4,3				
4,4				
4,5				
4,6				
4,7				
4,8				
4,9				
5,0				
5,1				
5,2				
5,3				
5,4				
5,5				
5,6				
5,7				
5,8				
5,9				
6,0				
6,1				
6,2				
6,3				
6,4				
6,5				
6,6				
6,7				
6,8				
6,9				
7,0				
7,1				
7,2				
7,3				
7,4				
7,5				
7,6				
7,7				
7,8				
7,9				
8,0				
8,1				
8,2				
8,3				
8,4				
8,5				
8,6				
8,7				
8,8				
8,9				
9,0				
9,1				
9,2				
9,3				
9,4				
9,5				
9,6				
9,7				
9,8				
9,9				
10,0				
10,1				
10,2				
10,3				
10,4				
10,5				
10,6				
10,7				
10,8				
10,9				
11,0				
11,1				
11,2				
11,3				
11,4				
11,5				
11,6				
11,7				
11,8				
11,9				
12,0				
12,1				
12,2				
12,3				
12,4				
12,5				
12,6				
12,7				
12,8				
12,9				
13,0				
13,1				
13,2				
13,3				
13,4				
13,5				
13,6				
13,7				
13,8				
13,9				
14,0				
14,1				
14,2				
14,3				
14,4				
14,5				
14,6				
14,7				
14,8				
14,9				
15,0				
15,1				
15,2				
15,3				
15,4				
15,5				
15,6				
15,7				
15,8				
15,9				
16,0				
16,1				
16,2				
16,3				
16,4				
16,5				
16,6				
16,7				
16,8				
16,9				
17,0				
17,1				
17,2				
17,3				
17,4				
17,5				
17,6				
17,7				
17,8				
17,9				
18,0				
18,1				
18,2				
18,3				
18,4				
18,5				
18,6				
18,7				
18,8				
18,9				
19,0				
19,1				
19,2				
19,3				
19,4				
19,5				
19,6				
19,7				
19,8				
19,9				
20,0				
20,1				
20,2				
20,3				
20,4				
20,5				
20,6				
20,7				
20,8				
20,9				
21,0				
21,1				
21,2				
21,3				
21,4				
21,5				
21,6				
21,7				
21,8				
21,9				
22,0				
22,1				
22,2				
22,3				
22,4				
22,5				
22,6				
22,7				
22,8				
22,9				
23,0				
23,1				
23,2				
23,3				
23,4				
23,5				
23,6				
23,7				
23,8				
23,9				
24,0				
24,1				
24,2				
24,3				
24,4				
24,5				
24,6				
24,7				
24,8				
24,9				
25,0				
25,1				
25,2				
25,3				
25,4				
25,5				
25,6				
25,7				
25,8				
25,9				
26,0				
26,1				
26,2				
26,3				
26,4				
26,5				
26,6				
26,7				
26,8				
26,9				
27,0				
27,1				
27,2				
27,3				
27,4				
27,5				
27,6				
27,7				
27,8				
27,9				
28,0				
28,1				
28,2				
28,3				
28,4				
28,5				
28,6				
28,7				
28,8				
28,9				
29,0				
29,1				
29,2				
29,3				
29,4				
29,5				
29,6				
29,7				
29,8				
29,9				
30,0				
30,1				
30,2				
30,3				
30,4				
30,5				
30,6				
30,7				
30,8				
30,9				
31,0				
31,1				
31,2				
31,3				
31,4				
31,5				
31,6				
31,7				
31,8				
31,9				
32,0				
32,1				
32,2				
32,3				
32,4				
32,5				
32,6				
32,7				
32,8				
32,9				
33,0				
33,1				
33,2				
33,3				
33,4				
33,5				
33,6				
33,7				
33,8				
33,9				
34,0				
34,1				
34,2				
34,3				
34,4				
34,5				
34,6				
34,7				
34,8				
34,9				
35,0				
35,1				
35,2				
35,3				
35,4				
35,5				
35,6				
35,7				
35,8				
35,9				
36,0				
36,1				
36,2				
36,3				
36,4				
36,5				
36,6				
36,7				
36,8				
36,9				
37,0				
37,1				
37,2				
37,3				
37,4				
37,5				
37,6				
37,7				
37,8				
37,9				
38,0				
38,1				
38,2				
38,3				
38,4				
38,5				
38,6				
38,7				
38,8				
38,9				
39,0				
39,1				
39,2				
39,3				
39,4				
39,5				
39,6				
39,7				
39,8				
39,9				
40,0				
40,1				
40,2				
40,3				
40,4				
40,5				
40,6				
40,7				
40,8				
40,9				
41,0				
41,1				
41,2				
41,3				
41,4				
41,5				
41,6				
41,7				
41,8				
41,9				
42,0				
42,1				
42,2				
42,3				
42,4				
42,5				
42,6				
42,7				
42,8				
42,9				
43,0				
43,1				
43,2				
43,3				
43,4				
43,5				
43,6				
43,7				
43,8				
43,9				
44,0				
44,1				
44,2				
44,3				
44,4				
44,5				
44,6				
44,7				
44,8				
44,9				
45,0				
45,1				
45,2				
45,3				
45,4				
45,5				
45,6				
45,7				
45,8				
45,9				
46,0				
46,1				
46,2				
46,3				
46,4				
46,5				
46,6				
46,7				
46,8				
46,9				
47,0				
47,1				
47,2				
47,3				
47,4				
47,5				
47,6				
47,7				
47,8				
47,9				
48,0				
48,1				
48,2				
48,3				
48,4				
48,5				
48,6				
48,7				
48,8				
48,9				
49,0				
49,1				
49,2				
49,3				
49,4				
49,5				
49,6				
49,7				
49,8				
49,9				
50,0				
50,1				
50,2				
50,3				
50,4				
50,5				
50,6				
50,7				
50,8				
50,9				
51,0				
51,1				
51,2				
51,3				
51,4				
51,5				
51,6				
51,7				
51,8				
51,9				
52,0				
52,1				
52,2				
52,3				
52,4				
52,5				
52,6				
52,7				
52,8				
52,9				
53,0				
53,1				
53,2				
53,3				
53,4				
53,5				
53,6				
53,7				
53,8				
53,9				
54,0				
54,1				
54,2				
54,3				
54,4				
54,5				
54,6				
54,7				
54,8				
54,9				
55,0				
55,1				
55,2				
55,3				
55,4				
55,5				
55,6				
55,7				
55,8				
55,9				
56,0				
56,1				
56,2				
56,3				
56,4				
56,5				
56,6				
56,7				
56,8				
56,9				
57,0				
57,1				
57,2				
57,3				
57,4				
57,5				
57,6				
57,7				
57,8				
57,9				
58,0				
58,1				
58,2				
58,3				
58,4				
58,5				
58,6				
58,7				
58,8				
58,9				
59,0				
59,1				
59,2				
59,3				
59,4				
59,5				
59,6				
59,7				
59,8				
59,9				
60,0				
60,1				
60,2				
60,3				
60,4				
60,5				
60,6				
60,7				
60,8				
60,9				
61,0				
61,1				
61,2				
61,3				
61,4				
61,5				
61,6				
61,7				
61,8				
61,9				
62,0				
62,1				
62,2				
62,3				
62,4				
62,5				
62,6				
62,7				
62,8				
62,9				
63,0				
63,1				
63,2				
63,3				
63,4				
63,5				
63,6				
63,7				
63,8				
63,9				
64,0				
64,1				
64,2				
64,3				
64,4				
64,5				
64,6				
64,7				
64,8				
64,9				
65,0				
65,1				
65,2				
65,3				
65,4				
65,5				
65,6				
65,7				
65,8				
65,9				
66,0				
66,1				
66,2				
66,3				
66,4				
66,5				
66,6				
66,7				
66,8				
66,9				
67,0				
67,1				
67,2				
67,3				
67,4				
67,5				
67,6				
67,7				
67,8				
67,9				
68,0				
68,1				
68,2				
68,3				
68,4				
68,5				
68,6				
68,7				
68,8				
68,9				
69,0				
69,1				
69,2				
69,3				
69,4				
69,5				
69,6				
69,7				
69,8				
69,9				
70,0				
70,1				
70,2				
70,3				
70,4				
70,5				
70,6				
70,7				
70,8				
70,9				
71,0				
71,1				
71,2				
71,3				
71,4				
71,5				
71,6				
71,7				
71,8				
71,9				
72,0				
72,1				
72,2				
72,3				
72,4				
72,5				
72,6				
72,7				
72,8				
72,9				
73,0				
73,1				
73,2				
73,3				
73,4				
73,5				
73,6				
73,7				
73,8				
73,9				
74,0				
74,1				
74,2				
74,3				
74,4				
74,5				
74,6				
74,7				
74,8				
74,9				
75,0				
75,1				
75,2				
75,3				
75,4				
75,5				
75,6				
75,7				
75,8				
75,9				
76,0				
76,1				
76,2				
76,3				
76,4				
76,5				
76,6				
76,7				
76,8				
76,9				
77,0				