

LEANDRO KOJI KAYANO

**Análise termo-mecânica da liga 7075 para viabilidade de substituição do aço4340 nas
juntas universais do protótipo do BAJA SAE**

Guaratinguetá - SP
2017

Leandro Koji Kayano

Análise termo-mecânica da liga 7075 para viabilidade de substituição do aço 4340 nas juntas universais do protótipo do BAJA SAE

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador:
Ângelo Caporalli Filho

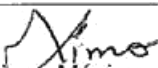
Guaratinguetá - SP
2017

K23a Kayano, Leandro Koji
Análise termo-mecânica da liga 7075 para viabilidade de substituição do aço 4340 nas juntas universais do protótipo do BAJA SAE / Leandro Koji Kayano – Guaratinguetá, 2017.
48 f. : il.
Bibliografia: f. 44-48

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2017.
Orientador: Prof. Dr. Ângelo Caporalli Filho
Coorientador: Prof. Dr. Miguel Angel Ramirez Gil

1. Ligas de Alumínio. 2. Cisalhamento. 3. Alumínio. I. Título.

CDU 669.715


Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8 3595

LEANDRO KOJI KAYANO

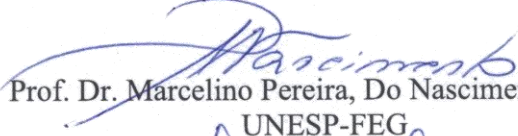
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS"

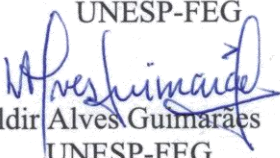
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Prof. Dr. Miguel Angel Ramirez Gil
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. Angelo Caporali Filho
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. Marcelino Pereira, Do Nascimento
UNESP-FEG


Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães
UNESP-FEG

Novembro/2017

DADOS CURRICULARES

LEANDRO KOJI KAYANO

NASCIMENTO	04.04.1991 – São José dos Campos / SP
FILIAÇÃO	Carlos Alberto Satio Kayano Márcia Shiguemoto Kayano
2010/2017	Curso de Engenharia de Materiais, nível de Bacharelado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá na Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

AGRADECIMENTOS

Agradeço a minha mãe, Márcia, ao meu pai, Carlos, a minha irmã, Ana, e ao meu irmão Evandro, que, com paciência e persistência, sempre me apoiaram e incentivaram nos momentos bons e ruins da vida, sem permitir que eu desistisse.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ângelo Caporalli Filho, por aceitar em me auxiliar neste trabalho e pelas conversas durante o andamento do projeto.

RESUMO

O alumínio é um material dúctil, de boa usinabilidade e baixa densidade. A liga Al 7075, usada na indústria aeronáutica, consegue aliar essas propriedades com uma alta resistência mecânica. No presente estudo, corpos de prova dessa liga, cortados em diferentes direções de laminação, foram solubilizados a 480°C por 30 minutos e envelhecidos artificialmente a 120°C com diferentes tempos, a fim de verificar a possibilidade de substituição do Aço SAE 4340 pelo Al 7075 para a confecção das juntas universais dos protótipos da equipe Piratas do Vale. Os melhores resultados do ensaio de cisalhamento foram de 346,8 e 332,1 MPa, que correspondem, respectivamente, às amostras de direção de laminação 45° e 0°, cujos tempos de envelhecimento foram: 18h e 16h.

PALAVRAS-CHAVE: Alumínio 7075. Solubilização e envelhecimento. Ensaio de cisalhamento.

ABSTRACT

Aluminum is a ductile material, has good machinability and low density. 7075 aluminium alloy, commonly used in the aeronautical industry, is able to combine these properties with high mechanical resistance. In the present study, the specimens of this alloy, cut in different rolling directions, were solubilized at 480°C for 30 minutes and artificially aged at 120°C with different times, in order to verify the possibility of replacing SAE 4340 Steel with Al 7075 for the confection of the universal joints of Pirates of the Bardahl Valley team's prototypes. The best shear test results were 346.8 and 332.1 MPa, corresponding, respectively, to the 45 ° and 0 ° rolling direction samples, whose aging times were: 18h and 16h.

KEYWORDS: Aluminium 7075. Solubilization and aging. Shear test.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Árvore de transmissão.....	17
Figura 2 – Modelagem das 3D juntas universais.....	17
Figura 3 – Esquematização da classificação das ligas de alumínio em grupos, de acordo com o processo de fabricação.....	19
Figura 4 – Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento	24
Figura 5 – Diagrama de fases binário esquemático de uma liga metálica hipotética, que apresenta as temperaturas de solubilização, têmpera e envelhecimento	25
Figura 6 – Esquematização das três etapas do tratamento de solubilização e envelhecimento e as microestruturas produzidas para ligas de Al-Cu	29
Figura 7 – Representação do processo de envelhecimento natural da liga 6061, após a solubilização e têmpera	31
Figura 8 – Esquematização do dispositivo de ensaio de cisalhamento	33
Figura 9 – Serra de fita RMF 400-S	35
Figura 10 – Corpos de prova usinados com direção de laminação a) 0° b) 45° c) 90°	36
Figura 11 – Forno EDG 3P-S 7000	37
Figura 12 – Dureza do alumínio 7075 em função do tempo de envelhecimento	37
Figura 13 – Forno EDG 10P-S 7000	38
Figura 14 – Rotas dos tratamentos térmicos realizados	39
Figura 15 – Equipamento hidráulico para ensaio de tração <i>Mohr & Federhaff</i>	39

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades físicas, químicas, mecânicas e térmicas do alumínio.....	15
Tabela 2 – Limite de solubilidade dos principais elementos de liga no alumínio	19
Tabela 3 – Sistema de identificação para ligas trabalhadas de alumínio.....	20
Tabela 4 – Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas	21
Tabela 5 – Designação dos tratamentos térmicos aplicáveis para o endurecimento por precipitação das ligas de alumínio trabalhadas.....	23
Tabela 6 – Temperatura de solubilização da liga 7075	26
Tabela 7 – Temperaturas de precipitação da liga 7075	30
Tabela 8 – Média dos valores obtidos, em kN, por cada par de tempo de envelhecimento e direção de laminação	40
Tabela 9 – Tensão de cisalhamento calculada por cada par de tempo de envelhecimento e direção de laminação	41

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ASM	<i>American Society for Metals</i>
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
HRB	<i>Hardness Rockwell B</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SI	Sistema Internacional
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
g/cm ³	gramas por centímetro cúbico
u	unidade atômica
J/g	Joule por grama
°C	graus Celsius
Cu	Cobre
Mn	Manganês
Si	Silício
Mg	Magnésio
Zn	Zinco
Li	Lítio
Sn	Estrôncio
Fe	Ferro
h	horas
TC	Tensão de cisalhamento
F	velocidade adimensionalizada
S/A	componente de velocidade
N	Newton
N/m ²	Newton por metro quadrado
mm	milímetro
min	minutos
kgf	kilogramaforça
mm ²	milímetros quadrados
m ²	metros quadrados
MPa	Mega Pascal

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	ALUMÍNIO	15
1.2	SAE BRASIL E PROJETOS ESTUDANTIS	16
1.2.1	Juntas universais	16
2	OBJETIVO	18
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	19
3.1	LIGAS DE ALUMÍNIO	19
3.1.1	Classificação das ligas de alumínio	20
3.1.2	Identificação das ligas de alumínio	20
3.1.3	Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio	22
3.1.4	Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas endurecíveis por precipitação.....	22
3.1.5	Liga Al 7075	23
3.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO	23
3.2.1	Mecanismos de endurecimento por precipitação	24
3.2.1.1	Solubilização	25
3.2.1.2	Resfriamento brusco	28
3.2.1.3	Envelhecimento	29
3.3	ENSAIOS MECÂNICOS.....	32
3.3.1	Ensaio de Cisalhamento	32
3.4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	33
3.4.1	Materiais.....	33
3.4.2	Obtenção dos corpos de prova.....	33
3.4.2.1	Preparação dos corpos de prova	33
3.4.3	Métodos	35
3.4.3.1	Parâmetros do tratamento térmico.....	35
3.4.3.2	Parâmetros do ensaio de cisalhamento	37
4	RESULTADOS	39
5	CONCLUSÕES.....	42
	REFERÊNCIAS	43

1 INTRODUÇÃO

1.1 ALUMÍNIO

O alumínio é o metal mais abundante da crosta terrestre, no entanto, devido a sua alta reatividade com o oxigênio, é apenas encontrado em formas compostas, como a bauxita, que é o principal minério de onde se extrai esse elemento (SHEREVE e BRINK JR, 1980).

Tabela 1. Propriedades físicas, químicas, mecânicas e térmicas do alumínio.

Propriedade	Valor (SI)
Física	
Densidade	2,6989 g/cm ³
Química	
Massa atômica	26,98154 u
Número atômico	13
Mecânica	
Dureza Vickers	15
Módulo de elasticidade	68
Coeficiente de Poisson	0,36
Térmica	
Calor de fusão	386,9 J/g
Calor de vaporização	9462 J/g
Ponto de fusão	660,37°C
Ponto de ebulição	2519°C

Fonte: Adaptado de (MATWEB, 2016)

Esse metal é caracterizado pela combinação de propriedades que o torna muito versátil, econômico e atrativo, proporcionando diversas aplicações (HUNSINCKER, 1992). Dentre essas propriedades, destacam-se: a baixa densidade, o que o torna comumente usado nos setores automobilístico e aeroespacial, uma vez que aqui o peso é um fator muito importante (ASKELAND, 1989); a sua boa resistência a corrosão, proveniente de uma auto-proteção natural (uma película de óxido). Essa propriedade facilita a conservação e a manutenção do material em uso; sua boa maleabilidade e soldabilidade permitem outras séries de aplicações em diferentes formas, já que essas propriedades facilitam os processos de conformação do

alumínio; e a sua boa resistência e dureza permitem que seja usada em estruturas na indústria aeronáutica e automobilística; (ABAL, 2016).

Além disso, essas propriedades podem ser acentuadas ou amenizadas, com a adição de outros elementos, e posteriormente, dependendo de cada liga, por trabalho a frio ou a quente (CALLISTER 2000).

1.2 SAE BRASIL E PROGRAMAS ESTUDANTIS

SAE International (Sociedade de Engenheiros de Mobilidade, e tradução livre) é uma associação global que reúne mais de 128000 engenheiros e técnicos especializados na indústria aeroespacial e automotiva (SAE INTERNATIONAL, 2016).

A organização é uma das principais fontes de normas e padrões relativas a esses setores. Na década de 90, foi criada a primeira filial, a SAE Brasil, que com os mesmos fins e objetivos da *SAE International*, promove no Brasil a abertura das fronteiras do conhecimento para os profissionais da área, diante da integração do país ao processo de globalização da economia (SAE BRASIL, 2016c), por meio de alguns programas estudantis (SAE BRASIL, 2016a).

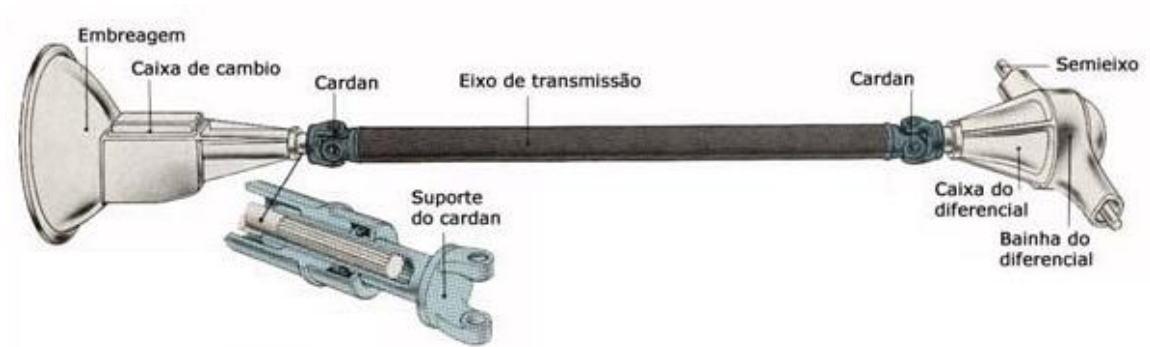
Um dos programas promovidos pela SAE Brasil é o Baja SAE BRASIL. Trata-se de um desafio lançado aos estudantes de Engenharia que oferece a chance de aplicar na prática os conhecimentos adquiridos em sala de aula, visando incrementar sua preparação para o mercado de trabalho (SAE BRASIL, 2016b).

Os alunos participantes do Baja SAE BRASIL formam equipes que representam a Instituição de Ensino Superior à qual estão ligados, dessa maneira o projeto coloca o aluno em contato com o desenvolvimento de um veículo *off road*: desde sua concepção, construção, testes até as competições regionais, nacionais e internacionais (SAE BRASIL, 2016b).

1.2.1 Juntas universais

O sistema abaixo, formado pelo Câmbio, Árvore de transmissão e Diferencial tem, basicamente, a função de transmitir o torque motor para as rodas, de modo a permitir o movimento da roda e da suspensão, e compensando com deslocamento do cardã de acordo com o movimento do carro. Na figura a seguir pode-se visualizar o sistema que compõe a árvore de transmissão.

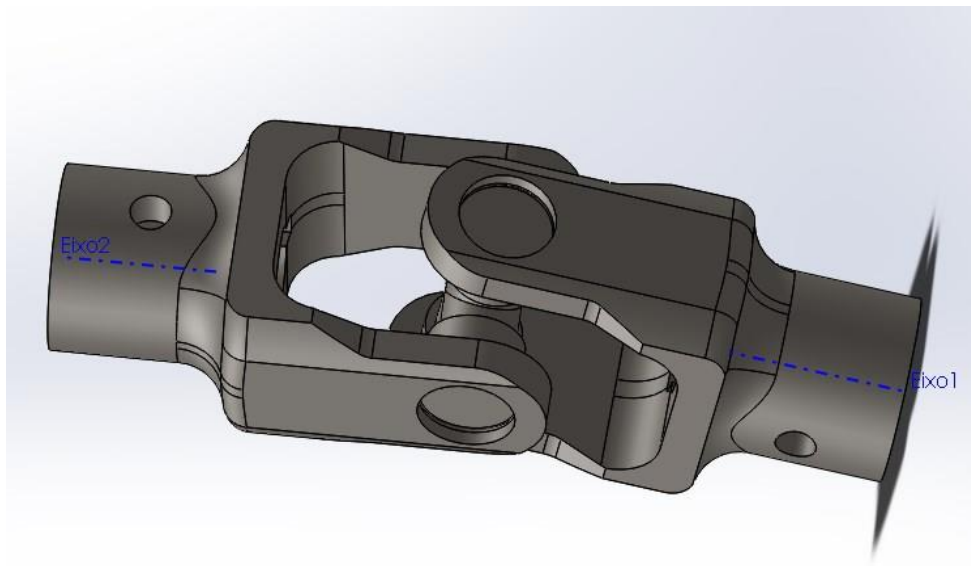
Figura 1. Árvore de transmissão



Fonte: Adaptado de (CARROS INFOCO, 2017)

Nas extremidades da árvore de transmissão estão os cardãs, ou juntas universais, que tem como objetivo permitir que a árvore de transmissão disponha de um ângulo de movimento para acompanhar o trabalho da suspensão traseira enquanto o veículo se desloca. A figura a seguir ilustra a modelagem 3D das peças reais, feita no *software Solid Works*, das duas garras, conectadas pela cruzeta, formando uma das juntas.

Figura 2. Modelagem das 3D juntas universais



Fonte: Elaborada pelo autor

Sua função é permitir que esta possa se deslocar para variar seu comprimento e seu ângulo de inclinação, e assim acompanhar os movimentos da suspensão.

A junta é formada por dois garfos, cada um disposto em 90° em relação ao outro, sendo conectados pela cruzeta. Essa ligação dos garfos com a cruzeta possibilita a articulação da junta universal (CARROS INFOCO, 2017).

Atualmente, as juntas universais do protótipo da equipe Piratas do Vale é usinada em peças de aço 4340, termicamente tratadas.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo verificar a possibilidade de substituição do Aço SAE 4340 pelo Al 7075 para a confecção das juntas universais dos protótipos da equipe Piratas do Vale. Essa verificação será feita por meio da análise das propriedades mecânicas avaliadas de acordo com a alteração a temperatura de solubilização do tratamento térmico a ser realizado.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumínio são umas das mais importantes ligas não-ferrosas, e também conhecidas como ligas leves, em alusão a sua baixa densidade (ZANGRANDI, 2008). Nessas ligas, são adicionados elementos ao alumínio, a fim de conferir alguma propriedade ou característica específica. Esses elementos são classificados em dois grupos: elementos de função acessória, cuja função é permitir o controle de microestrutura, de impurezas, ou eventuais traços que prejudiquem a fabricação do material; Elementos que conferem sua principal propriedade à liga, como resistência mecânica, ductilidade, resistência à corrosão, etc. (ABAL, 2016).

Deste segundo grupo os principais elementos são: ferro, níquel, cromo, etc. que podem conferir alguma outra propriedade ou visam o refino de grão. Cada elemento confere um efeito diferente à liga: o magnésio contribui para o aumento do limite de resistência, da dureza e da resistência à corrosão, além de conferir excelente soldabilidade, usinabilidade e boa resistência ao impacto; o cobre, quando adicionado de até 12%, confere aumento progressivo da resistência e da dureza, boas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas, porém diminui a resistência à corrosão; o silício aumenta a fluidez e a resistência mecânica da liga e diminuem a fragilidade a quente e a contração do material, desde que sejam adicionados teores crescentes de até o ponto eutético; o zinco confere ao alumínio excelente limite de resistência e ductilidade à temperatura ambiente, no entanto aumenta a suscetibilidade à corrosão sob tensão; e o manganês confere ao alumínio (comercialmente puro) um aumento da resistência mecânica e melhora a resistência à corrosão, embora reduza um pouco a ductilidade (MELADO, 2014 e ZANGRANDI, 2008).

Para o processo de fabricação de uma liga obter sucesso, é necessário conhecer a solubilidade do elemento de liga no alumínio, em cada temperatura, para isso, é necessária a análise dos diagramas de fase. A tabela 2, indica os valores da solubilidade dos principais elementos de liga das ligas de alumínio usados na confecção dos diagramas de fase, porém, na presença de outros elementos nessas ligas, a forma do diagrama muda, e os valores tabelados são considerados aproximados. A solubilidade do elemento é diretamente proporcional ao aumento de temperatura, esse fato permite aplicar, para algumas ligas, o tratamento térmico de solubilização (BRESCIANI FILHO, 1992).

Tabela 2. Limite de solubilidade dos principais elementos de liga no alumínio.

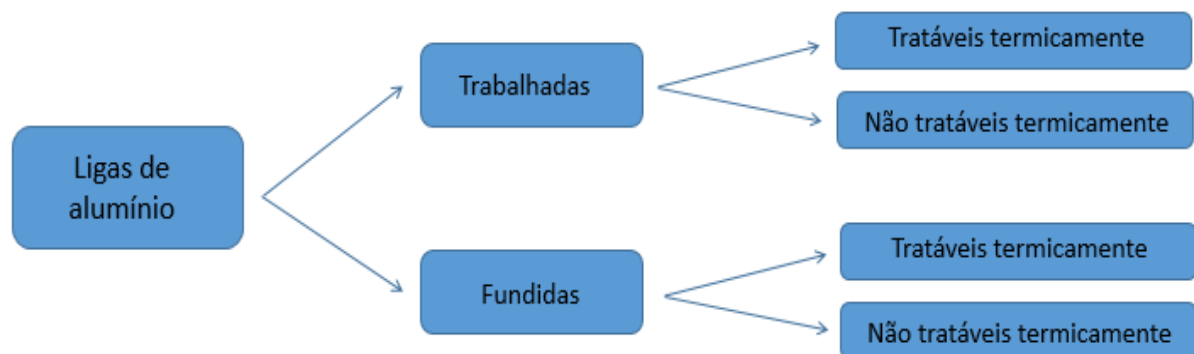
Elemento	Máxima solubilidade no sólido (% em peso)	Máxima solubilidade no líquido (% em peso)	Temperatura de máxima solubilidade (°C)
Cu	5,67	33,15	548
Mn	1,82	1,95	658
Si	1,65	12,60	577
Mg	14,90	35,00	450
Zn	82,80	95,00	400

Fonte: Adaptado de (BRESCIANI FILHO, 1992) e (ZANGRANDI, 2008).

3.1.1 Classificação das ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são basicamente divididas em dois grandes grupos, de acordo com os seus processos de fabricação: ligas de alumínio trabalhadas e ligas de alumínio fundidas. O primeiro grupo diz respeito às ligas que sofreram deformação plástica à quente e/ou à frio, por isso, dessa forma diferem das ligas fundidas no que diz respeito a sua composição e microestrutura (ASKELAND, 1989). Os materiais de ligas trabalhadas são encontrados nas formas planas (folhas ou chapas), extrudadas (barras, perfis ou tubos) ou forjadas. Os de ligas fundidas têm forma de lingotes e são destinados a processos de fundição de variados tipos de moldes (MOREIRA, 2012). Cada grupo é dividido em dois subgrupos, sendo eles: tratáveis termicamente ou não tratáveis termicamente (ZANGRANDI, 2008).

Figura 3. Esquematização da classificação das ligas de alumínio em grupos, de acordo com o processo de fabricação, e seus subgrupos.



Fonte: adaptado de (ZANGRANDI, 2008)

3.1.2 Identificação das ligas de Alumínio

No Brasil, a ABNT segue um sistema de identificação próximo ao sistema estabelecido pela *Aluminium Association* (ZANGRANDI, 2008). As ligas de alumínio, tanto as trabalhadas quanto as fundidas, são agrupadas em séries (ou famílias), onde o primeiro número da série especifica os principais elementos da liga, e os números restantes dizem respeito à composição deles na liga (ASKELAND, 2014). Na tabela 3, a seguir, há a relação que identifica cada série e a sua composição.

Tabela 3. Sistema de identificação para ligas trabalhadas de alumínio.

Ligas trabalhadas	
Série	Liga e seus principais constituintes
1XXX	Al puro (composição controlada %Al $\geq$ 99,0)
2XXX	Al-Cu
3XXX	Al-Mn
4XXX	Al-Si, Al-Mg-Si
5XXX	Al-Mg
6XXX	Al-Mg-Si
7XXX	Al-Zn, Al-Zn-Mg
8XXX	Al-Li, Al-Sn, Al-Fe, etc

Fonte: adaptado de (ZANGRANDI 2008) e (ASKELAND 1989).

A série 1XXX, monofásica, assim como a 3XXX, (ASKELAND 2014), o primeiro dígito indica que se trata do alumínio (comercialmente puro), enquanto os dois últimos dígitos dizem respeito aos valores decimais mínimos, acima dos 99% de pureza. Por exemplo: uma liga comercial AA 1070 possui teor mínimo de 99,70% de alumínio (MINOBE, 2011); Já para as séries 2XXX até 8XXX, o primeiro dígito indica a série a qual a liga pertence, de acordo com a porcentagem do elemento que a constitui. Caso a porcentagem seja a mesma para dois ou mais elementos, utiliza-se a seguinte sequência de elementos: cobre, manganês, silício, magnésio, MgSi₂, zinco e os demais, para definir a qual série a liga pertence. Por exemplo, uma liga de alumínio cujos elementos de liga em maior porcentagem média sejam cobre e manganês, em quantidades iguais, pertence à série 2XXX. Os dois últimos dígitos servem apenas para diferentes ligas da mesma série. O segundo dígito, em todas as ligas e no alumínio puro, indica que a composição é igual à original da série, quando o seu valor é zero;

quando é algum valor de um a nove, significa que houve alguma mudança na composição original da liga (ZANGRANDI, 2008).

3.1.3 Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas

A *Aluminium Association* estabeleceu um sistema para designar os tratamentos térmicos para as ligas trabalhadas que é análogo ao utilizado para ligas fundidas, no entanto para esse segundo grupo, não há designação para os lingotes fundidos, pois, em geral, não recebem tratamentos térmicos (ZANGRANDI, 2008).

Como a liga de alumínio utilizada neste trabalho pertence à série 7XXX, do grupo das ligas trabalhadas, nesta seção, o enfoque será exclusivo a designação de ligas de alumínio trabalhadas.

Neste grupo de ligas, existem duas designações, que indicam o grau de endurecimento: T, para ligas tratadas termicamente, ou H, para ligas trabalhadas a frio (encruamento); e outras três, que indicam que a liga foi: O, recozida; W, solubilizada; ou F, utilizada como fabricada, conforme pode-se ver na tabela 4. (ASKELAND, 1989). A tabela 4 mostra a relação de quais séries são endurecíveis, e qual o modo de endurecimento.

Tabela 4. Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas

Ligas trabalhadas	
Série	Endurecível
1XXX	Sim (por deformação a frio)
2XXX	Sim (por precipitação)
3XXX	Sim (por deformação a frio)
4XXX	Sim (por deformação a frio)
5XXX	Sim (por deformação a frio)
6XXX	Sim (por precipitação)
7XXX	Sim (por precipitação)
8XXX	Algumas

Fonte: adaptado de (ZANGRANDI, 2008) e (ASKELAND, 1989).

3.1.4 Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas endurecíveis por precipitação

De acordo com a tabela 4, a ligas das séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e algumas 8XXX, são endurecíveis por precipitação, por conta disso recebem a designação T, explicada anteriormente, e o número correspondente a sequência dos tratamentos básicos. A tabela 5, a seguir, traz a relação entre as designações dos tratamentos térmicos aplicáveis e os seus respectivos significados.

Tabela 5. Designação dos tratamentos térmicos aplicáveis para o endurecimento por precipitação das ligas de alumínio trabalhadas.

Tratamento	Significado
T1	Processamento a quente seguido de envelhecimento natural
T2	Processamento a quente, trabalho a frio seguido de envelhecimento natural
T3	Solubilização, trabalho a frio seguido de envelhecimento natural
T4	Solubilização seguida de envelhecimento natural
T5	Processamento a quente seguido de envelhecimento artificial
T6	Solubilização seguida de envelhecimento artificial
T7	Solubilização seguida de superenvelhecimento ou estabilização
T8	Solubilização, trabalho a frio seguido de envelhecimento artificial
T9	Solubilização, envelhecimento artificial seguido de deformação a frio
T10	Processamento a quente, trabalho a frio seguido de envelhecimento artificial

Fonte: adaptado de (ZANGRANDI, 2008)

3.1.5 Liga Al 7075

A liga Al 7075 é particularmente sensível aos efeitos de taxas baixas de resfriamento, exigindo ser resfriada a, no mínimo, 300°C/s para estar em condições plenas de passar pelo envelhecimento. Industrialmente, esta taxa é obtida pelo o resfriamento em água à temperatura ambiente, não mais de 15 segundos após a retirada da peça do forno (ASM INTERNATIONAL, 1991b). Imediatamente após a solubilização e têmpera, a ausência de precipitados torna o material dúctil e macio, sendo este um momento especialmente propício para processos de conformação mecânica, como laminação e têmpera (HATCH, 1984).

3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Os tratamentos térmicos em ligas de alumínio são restritos às operações empregadas para aumentar a resistência e dureza de ligas trabalhadas endurecíveis por precipitação e de ligas forjadas; Esses tratamentos, basicamente, consistem no aquecimento e/ou resfriamento da liga, a partir de parâmetros de tempo e temperatura controlados, com o objetivo de causar alterações na microestrutura para que suas propriedades mecânicas ou químicas sejam alteradas, ou para que as tensões internas sejam aliviadas. (ASM INTERNATIONAL, 1991 e BARBOSA, 2014).

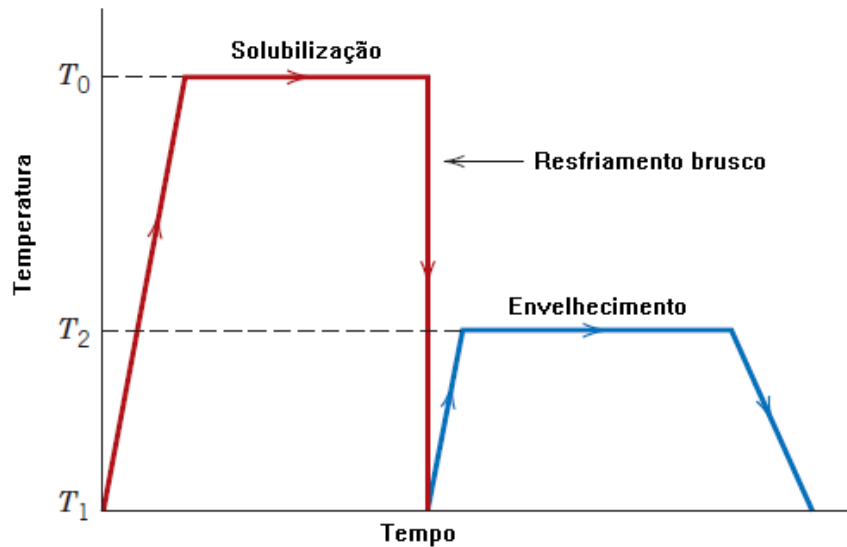
As ligas tratáveis termicamente são capazes de serem endurecidas por precipitação, como resultado dos elementos de liga. Em várias destas ligas, o endurecimento por precipitação é devido à precipitação de dois outros elementos que não o alumínio, de modo a formar um composto intermetálico, como, por exemplo, o $MgZn_2$ (CALLISTER 2000).

Para esta seção, convém apenas apresentar os conceitos e mecanismos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, pois, de acordo com as seções anteriores, são os únicos tratamentos cabíveis à liga Al 7075 T6, que foi usada neste trabalho.

3.2.1 Mecanismos de endurecimento por precipitação

Para que uma liga seja endurecível por precipitação é necessário que haja um equilíbrio de solubilidade sólida, em função da temperatura, caracterizada pelo aumento da solubilidade com o aumento da temperatura. Embora esta condição seja satisfeita pela maioria dos sistemas de liga de alumínio binários, muitas exibem muito pouco endurecimento por precipitação, e essas ligas por isso não são considerados tratáveis termicamente (ASM INTERNATIONAL, 1991). Para a realização do tratamento T6, ocorrem três etapas: a solubilização, o resfriamento brusco – ou têmpera e o envelhecimento – ou precipitação (BARBOSA, 2014). A seguir, a figura 4 ilustra o procedimento do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

Figura 4. Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.



Fonte: Adaptado de (CALLISTER, 2000)

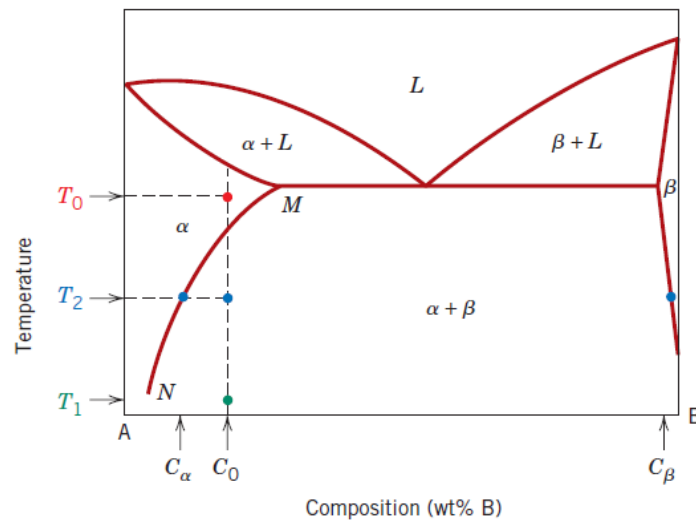
Os acontecimentos do tratamento térmico podem ser resumidos em: solubilização, onde ocorre a dissolução das fases solúveis; Têmpera, onde ocorre o desenvolvimento da supersaturação; e envelhecimento, onde ocorre a precipitação dos átomos de soluto em temperatura ambiente ou em altas temperaturas (ASM INTERNATIONAL, 1991). Cada uma dessas etapas será descrita a seguir.

3.2.1.1 Solubilização

Esta primeira etapa é fundamental, pois nela ocorre a dissolução dos elementos de liga na matriz de alumínio (MAIA, 2012). O processo, sucintamente, consiste em aquecer a liga a uma temperatura, acima da temperatura solvus e abaixo da temperatura solidus, por um determinado tempo para se obter uma solução sólida homogênea ou quase homogênea (BARBOSA, 2014). Aquecer a liga e mantê-la nesse patamar por algum tempo dissolve os precipitados da fase β e reduz a segregação química da liga original (ASKELAND, 1989 e ASKELAND, 2014).

A figura 3 representa o diagrama de fases de uma liga metálica bi-componente genérica. Verifica-se que em T_1 e T_2 a liga apresenta duas fases diferentes: α e β . Ao aquecer até a temperatura T_0 , entre as temperaturas solvus e solidus, a fase β se dissolve, restando apenas uma solução sólida homogênea: a fase α , cuja composição é C_0 (ASKELAND, 2014 e BARBOSA, 2014).

Figura 5. Diagrama de fases binário esquemático de uma liga metálica hipotética, que apresenta as temperaturas de solubilização, têmpera e envelhecimento.



Fonte: (CALLISTER, 2000)

O valor nominal da temperatura de solubilização, representada por T_0 , é determinado pelos limites de composição da liga. A tabela 6 mostra os valores das temperaturas de solubilização, relacionando-as com a forma e designações da liga 7075 (ASM INTERNATIONAL, 1991). Para acelerar a homogeneização, pode-se realizar o aquecimento até uma temperatura próxima a temperatura Solidus, no entanto, a presença de um microconstituente eutético de não equilíbrio pode provocar uma fusão localizada, por isso evita-se a realização em altas temperaturas, aquelas acima da eutética (CALLISTER, 2000). A tabela 6 traz a temperatura de solubilização em função da forma do metal.

Tabela 6. Temperaturas de solubilização da liga 7075

Liga	Forma	Solubilização	
		Temperatura (°C)	Designação
7075	Folhas	480	W
	Chapas	480	W
		480	W51
	Arame hastes e barras	490	W
		490	W51
	Tubos	465	W
	Forjados	470	W
	Aros	470	W

Fonte: Adaptado (ASM INTERNATIONAL, 1991)

A temperatura e o tempo de solubilização podem sofrer variações, mesmo para ligas da mesma série (MAIA, 2012). Dessa maneira há três situações envolvendo o parâmetro de temperatura que devem ser analisados: superaquecimento, taxa de aquecimento e sub-aquecimento.

Durante o aquecimento, é preciso ter cuidado para não ultrapassar a temperatura inicial eutética de fusão. Caso a fusão eutética ocorra como resultado de um superaquecimento, propriedades como a resistência à ruptura, a ductilidade e tenacidade à fratura podem ser comprometidas (ASM INTERNATIONAL, 1991). Esse aquecimento acima da temperatura eutética é conhecida como liquação, um processo físico de refino que visa a purificação de um metal (UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2016). Materiais que apresentam evidências microestruturais de superaquecimento são inaceitáveis pela especificação (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Além da temperatura de solubilização, a taxa de aquecimento também é um fator a ser considerado. Quando a taxa de aquecimento é alta, é preciso considerar a fusão em não-equilíbrio (ASM INTERNATIONAL, 1991 e BARBOSA, 2014). Em situações de elevadas taxas de aquecimento, boa parte da fase β não se dissolve, uma vez que essa condição impede a dissolução completa dessa fase, contribuindo para a formação de uma pequena quantidade de fase líquida, fenômeno conhecido como fusão em não-equilíbrio. Essa fusão incipiente é propensa a ocorrer nos contornos de grão, pois neles se acumulam muitos precipitados solúveis (BARBOSA, 2014). O terceiro fator levado em consideração é o sub-aquecimento, que também deve ser evitado, pois quando as temperaturas das peças a serem tratadas termicamente são sensivelmente abaixo do intervalo normal, a solução sólida fica incompleta, e sua resistência se torna um pouco menor do que o esperado (ASM INTERNATIONAL, 1991). Segundo Mahathaninwong (2011) a condição ótima do tratamento de solubilização, na qual a fase eutética está quase completamente dissolvida e não há partículas superaquecidas de Mg_2Si formadas, foi a 450°C durante 4 h, Barros (2013) utilizou 480°C como temperatura de solubilização por 65 minutos, enquanto a norma ASM estabelece 480°C sem determinar um tempo (tabela 6).

Assim como a temperatura, o parâmetro tempo também pode variar, pois o estado anterior ao tratamento de solubilização afeta o tempo necessário para se obter a dissolução total dos elementos de liga. No entanto, após atingir a solubilização completa, o estado de equilíbrio já terá sido alcançado, logo, após atingir o equilíbrio, não há necessidade de prolongar esta etapa (MAIA, 2012).

3.2.1.2 Resfriamento brusco

A têmpera é considerada a etapa crítica nesta sequência de operações, e o seu objetivo é preservar a solução sólida formada na etapa anterior (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Após o tratamento de solubilização, a solução sólida homogênea, que contém apenas a fase α na sua estrutura, é resfriada rapidamente sem interrupções, normalmente a uma temperatura próxima à ambiente, por imersão em água, ou em algum fluido específico (BARBOSA, 2014 e MAIA, 2012). Com esse resfriamento brusco, não há tempo suficiente para que haja a difusão dos átomos, então não há nucleação nem formação de fase β , ou seja, a solução sólida se mantém conservada.

Logo após a têmpera, a liga torna-se macia e dúctil, devido à ausência de precipitados (HATCH, 1984). Essa nova estrutura, que contém apenas a fase α , trata-se de uma solução sólida supersaturada, homogênea e metaestável (ASKELAND, 2014). Por se tratar de um estado de energia instável, a tendência é que a liga passe para um estágio de menor energia, sendo assim, é desejável que após a têmpera, a liga não seja mantida em temperatura ambiente durante longos períodos, caso se deseje evitar o envelhecimento natural (JACOBS, 1999).

Esta etapa não se resume apenas na retenção dos átomos em solução, mas é também importante para garantir um número mínimo de vacâncias na rede cristalina que ajuda a promover a difusão (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Geralmente, os resultados da têmpera são tão mais eficazes quanto maior for a taxa de resfriamento (BARBOSA, 2014). A taxa de resfriamento é uma variável de extrema importância, pois ela influencia diretamente às propriedades mecânicas finais, que são relacionadas a quantidade de elementos de liga dissolvidos (MAIA, 2012). Por conta disso, deve-se garantir que a velocidade de resfriamento seja suficientemente alta.

Durante a têmpera é também importante a escolha do meio de resfriamento, levando em consideração o a taxa de. De modo geral, a água, à temperatura ambiente, é o meio mais utilizado (MAIA, 2012).

3.2.1.3 Envelhecimento

Após a solubilização e têmpera, realiza-se a etapa final: o envelhecimento, ou precipitação. Essa etapa consiste na precipitação espontânea uniformemente distribuída de partículas extremamente pequenas, criando uma nova fase com zonas ricas em soluto, sendo

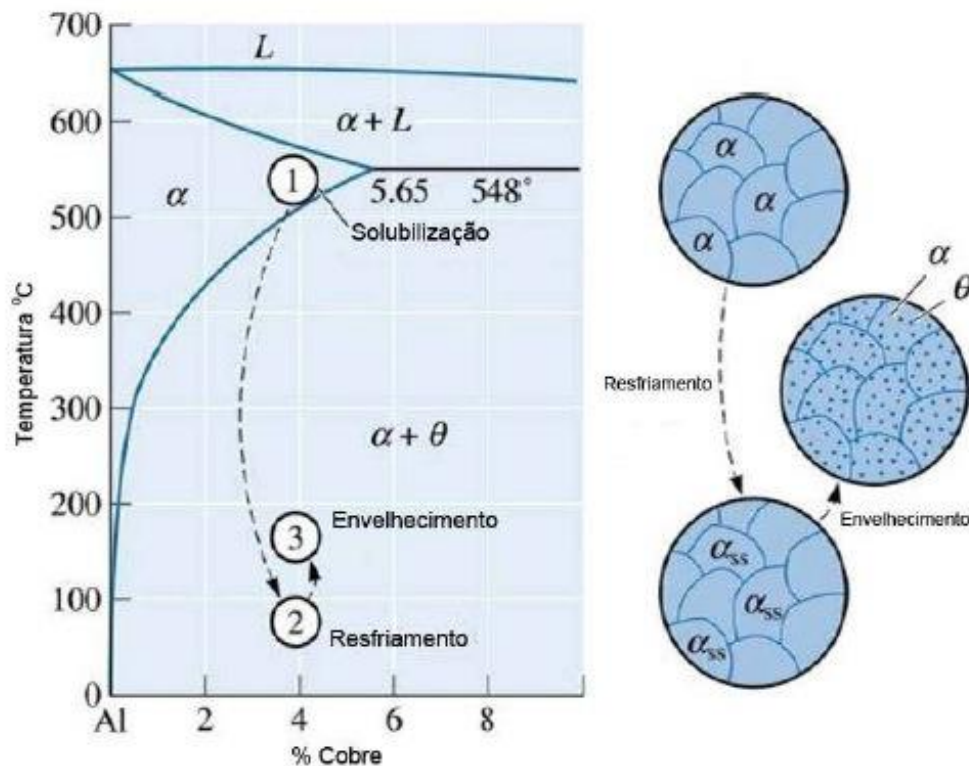
responsável por enrijecer a liga, por meio da obstrução do movimento das discordâncias (MAGER, 2008).

Existem quatro requisitos necessários para que o endurecimento ocorra, são eles: a existência de uma matriz dúctil; a solubilidade sólida de uma fase deve decrescer com a queda de temperatura; a liga não deve trincar durante a operação de resfriamento na solubilização; o precipitado formado deve ser coerente com a matriz (DUARTE, 2007).

A solução sólida supersaturada α é aquecida até uma temperatura T_2 , abaixo da temperatura Solvus. Nessa temperatura de envelhecimento, ocorre a difusão dos átomos em curtas distâncias. Por se tratar de uma condição em que solução sólida é metaestável, os átomos de soluto em excesso difundem para os locais de nucleação, como interfaces existentes na microestrutura, que minimizam a energia superficial, e os precipitados crescem.

Ao manter a liga tempo suficiente na temperatura de envelhecimento (representado pelo segundo patamar na figura 6), será produzida a microestrutura de equilíbrio $\alpha + \beta$: precipitados muito pequenos da fase β uniformemente dispersos, que é suficiente para endurecer o material eficientemente (ASKELAND, 2014).

Figura 6: Esquematização das três etapas do tratamento de solubilização e envelhecimento e as microestruturas produzidas para ligas de Al-Cu.



Fonte: (BARROS, 2013)

Mesmo que a microestrutura formada tenha as fases de equilíbrio ($\alpha + \theta$), a morfologia difere da microestrutura que seria obtida pelo resfriamento lento (envelhecimento natural) dessa mesma liga. (ASKELAND, 2014).

O envelhecimento é definido como natural, caso ocorra à temperatura ambiente; ou artificial, caso ocorra a temperaturas mais elevadas. Do modo geral, o envelhecimento artificial atinge picos de dureza mais altos e em tempos mais curtos (MAIA, 2012). Após o envelhecimento o material terá adquirido máxima dureza e resistência, no entanto a sua ductilidade e alongamento não se alteram (MAGER). A tabela 7 contém os valores dos tempos e das temperaturas de precipitação, relacionando-as com a forma e designações da liga 7075 (ASM INTERNATIONAL, 1991).

Tabela 7. Temperaturas de precipitação da liga 7075

Liga	Forma	Precipitação (Envelhecimento)		
		Temperatura (°C)	Tempo (h)	Designação
7075	Folhas	120	24	T6
		120	24	T62
	Chapas	120	24	T62
		120	24	T651
	Arame, hastes e barras	120	24	T6
		120	24	T62
		120	24	T651
	Tubos	120	24	T6
		120	24	T62
	Forjados	120	24	T6
		120	24	T652
	Aros	120	24	T6

Fonte: Adaptado (ASM INTERNATIONAL, 1991)

Zangrandi (2008), afirma que o tempo necessário para que o material atinja o seu maior nível de dureza é aquele no qual há a formação de precipitados coerentes com a matriz, caso esse tempo seja ultrapassado, os precipitados apresentarão semicoerência com a matriz e seguem por fim a uma fase incoerente, num estado conhecido como superenvelhecido, em que os níveis de dureza serão menores que níveis de dureza dos precipitados coerentes.

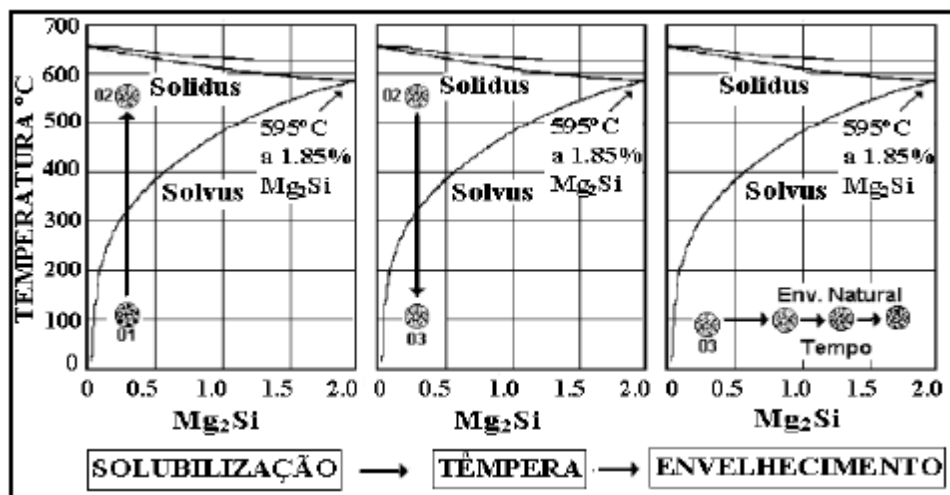
Outros autores realizaram estudos sobre a liga 7075, envolvendo uma análise do envelhecimento artificial. Segundo Araújo (2014), para a sua análise, o tratamento de precipitação proporcionou melhor resultado, maior dureza HRB, quando o tempo de

envelhecimento foi entre 12h e 18h e a temperatura 120°C. Por outro lado, Mahathaninwong (2011) concluiu que os maiores valores obtidos de dureza e resistência, são obtidos nesse tratamento quando o material é envelhecido a 120°C por 72h. Além disso, verificou que realizando o envelhecimento a 145°C, 165°C e 185°C, os valores do pico de dureza diminuem conforme o tamanho do precipitado cresce com o aumento da temperatura de envelhecimento, assim como a densidade do número de precipitados finos diminui, devido à menor força de condução para a nucleação em altas temperaturas de envelhecimento. No entanto, o tempo necessário para atingir a dureza ótima foi menor, devido à maior taxa de difusão que ocorrem em maiores temperaturas de envelhecimento (MELO, 2012).

Após a têmpera, o tempo de permanência do material em temperatura ambiente também é importante, pois um envelhecimento natural anterior ao envelhecimento artificial afeta negativamente: gera uma redução de propriedades do material (BARROS, 2013).

A temperatura a qual o material é mantido, e independente do tempo de exposição, define o tipo de envelhecimento que ele sofre. Como dito anteriormente, se ocorrer à temperatura ambiente, denomina-se como envelhecimento natural (SOARES, 2009). O envelhecimento natural não é utilizado industrialmente por exigir tempos muito longos (BARROS, 2013). Algumas ligas conseguem atingir bons níveis de propriedades mecânicas, apenas com a realização de envelhecimento natural. Outras ligas, para se atingirem esses mesmos níveis é necessário aumentar a temperatura de envelhecimento (SOARES, 2009).

Figura 7. Representação do processo de envelhecimento natural da liga 6061, após a solubilização e têmpera.



Fonte: (MELO, 2002).

Para as ligas da série 7XXX, devido a sua relativa instabilidade, o envelhecimento natural (após a solubilização e a têmpera) é designado pelo sufixo “W”. Para uma descrição específica dessa condição, o tempo de envelhecimento é incluído na nomenclatura, por exemplo: 7075-W, 1 mês (ASM INTERNATIONAL, 1991).

O envelhecimento Artificial, por sua vez, é realizado a temperaturas mais altas, dessa forma a difusão ocorre mais rapidamente (BARROS, 2013 e SOARES, 2009). Neste caso, em que o controle de temperatura e tempo proporcionam obter de valores de dureza mais elevados, a cinética de precipitação é mais rápida do que no envelhecimento natural (MELO, 2012).

A taxa de difusão é muito alta no início, e pela tendência da solução sólida supersaturada atingir o equilíbrio, a taxa diminui em sua fase final. A temperatura de envelhecimento artificial depende da liga, sendo comumente compreendida entre 95 e 205°C (BARROS, 2013). Soares, por sua vez afirma que a temperatura do envelhecimento artificial corresponde a valores entre 15% e 25% da diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização. No envelhecimento artificial é possível atingir o máximo de dureza para um determinado tempo de tratamento, e consequentemente, maiores valores de resistência à tração e tensão de escoamento e menor ductilidade em relação ao envelhecimento natural (MELO, 2012 e BARROS, 2013).

3.3 ENSAIOS MECÂNICOS

As propriedades mecânicas dos materiais são verificadas pela execução de ensaios cuidadosamente programados, que reproduzem o mais fielmente possível as condições de serviço. Dentre os fatores a serem considerados nos ensaios incluem-se a natureza da carga aplicada, a duração de aplicação dessa carga e as condições ambientais (TEOFILO, 2017.)

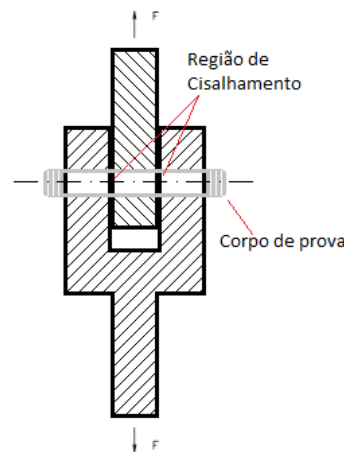
3.3.1 Ensaio de Cisalhamento

O ensaio de cisalhamento em metais difere do ensaio de tração e compressão, no que diz respeito a maneira como as forças são aplicadas: paralelas aos lados superior e inferior do objeto a ser ensaiado. Esse teste aplica uma força lateral à amostra até que o cisalhamento ocorra. (METALLURGICAL ENGINEERING SERVICES, 2016).

O ensaio é realizado com uma máquina para ensaios de tração, com auxílio de um dispositivo para o encaixe das amostras, que consiste em um par de peças, o quais uma de

suas extremidades é alinhada com a outra peça, de modo a deixar o furo concêntrico, enquanto a outra é acoplada à máquina. Em seguida o corpo de prova é colocado dentro dos furos, de modo a trava, e quando a máquina é ligada, a força de tração age paralelamente ao plano do corpo de prova, provocando o cisalhamento (figura 8).

Figura 8. Esquematização do dispositivo de ensaio de cisalhamento.



Fonte: Elaborada pelo autor

Para quantificar a tensão de cisalhamento TC, utiliza-se a equação 1:

$$TC = \frac{F}{S} \quad \text{Equação 1}$$

Onde F é a força necessária para cisalhar completamente o corpo de prova, e A é o dobro da área da seção deslocada do corpo de prova, uma vez que há o deslocamento de duas superfícies iguais. A tensão de cisalhamento é dada em N/m².

3.4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.4.1 Materiais

Para a confecção dos corpos de prova, foi utilizada uma chapa de Al 7075 que, de acordo com o fornecedor, a empresa GGD Metals, a composição do material era de 0,019% de manganês; 0,063% de silício; 0,228% de cromo; 1,590% de magnésio; 1,158 de ferro; 5,460 de zinco e 0,031 de titânio. As dimensões da placa: espessura, comprimento e largura

eram 12,7 mm; 600 mm e 300 mm, respectivamente, e no total o material bruto pesava cerca de 6,7 kg.

3.4.2 Obtenção dos corpos de prova

3.4.2.1 Preparação dos corpos de prova

A partir de uma chapa laminada de alumínio 7075, com espessura de $\frac{1}{2}$ polegada, comprimento de 600 mm e largura de 300 mm, com auxílio de uma serra de fita vertical RMF 400S, foram cortados 6 corpos de prova para cada direção de laminação, totalizando 18 amostras, cujas dimensões eram: $\frac{1}{2}$ polegada de base e largura, e comprimento de 70 mm.

Figura 9. Serra de fita RMF 400-S



Fonte: (DMT – FEG/ UNESP)

Em seguida, essas barras foram usinadas, para obter corpos de prova cilíndricos, cujo diâmetro era de $\frac{1}{4}$ polegada.

Figura 10. Corpos de prova usinados com direção de laminação a) 0° b) 45° c) 90°



Fonte: Elaborada pelo autor

Para facilitar o processo de usinagem, os corpos de prova, na realidade, tinham sido cortados com um tamanho um pouco superior aos 70mm, de modo a ter uma extremidade para ser fixada ao eixo do torno mecânico. Ou seja, os 70mm correspondem ao comprimento útil das peças.

3.4.3 Métodos

3.4.3.1 Parâmetros do tratamento térmico

Após o corte e usinagem, os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico. A primeira parte do tratamento foi realizado no EDG 3P-S 7000 (figura 11). Para definir a temperatura do primeiro patamar (solubilização), atribuiu-se a mesma que consta na norma ASM: 480° C; já para o tempo, apesar de Barros (2013) apontar 65 minutos, foi definido 30

minutos por conta da dimensão dos corpos de prova; e por fim para taxa de aquecimento, 20°C/min

Figura 11. Forno EDG 3P-S 7000

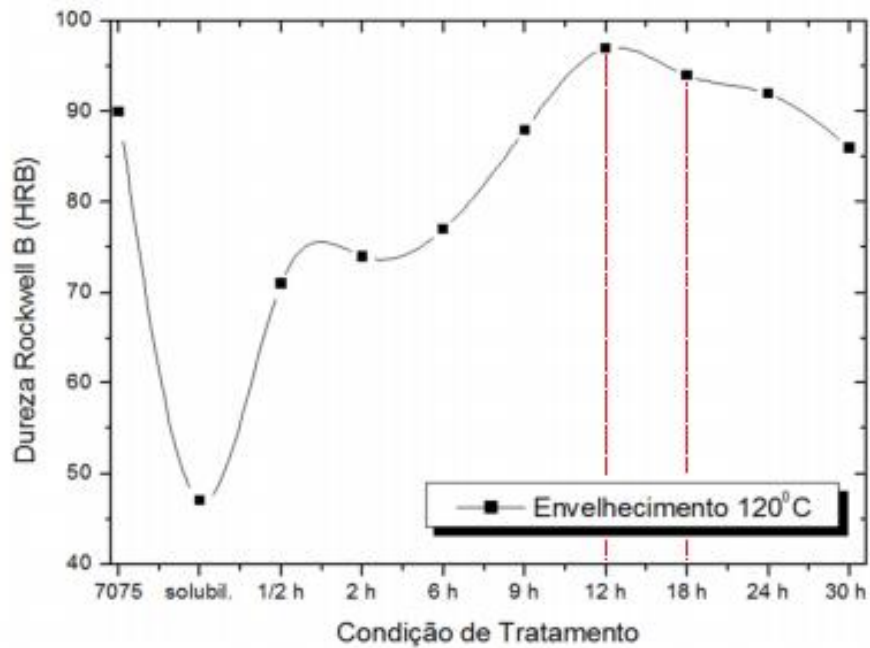


Fonte: (DMT – FEG/UNESP)

Os corpos de prova foram dispostos dentro do forno, e os parâmetros foram configurados. A partir da temperatura ambiente, a temperatura do forno chegou a 480°C, em cerca de 25 minutos, seguindo a taxa de 20°C/min. Ao estabilizar da temperatura, as amostras permaneceram por 30 minutos. Ao fim desse período cada peça foi rapidamente resfriada em água a temperatura ambiente, e iniciou-se a segunda parte. Essa imersão das amostras ocorreu num intervalo de 15 segundos após a retirada do forno, conforme a norma ASM recomenda.

Antes de iniciar a segunda parte, a literatura foi consultada para definir os parâmetros de tempo. Tendo em vista o estudo (2014), de acordo com os seus resultados, os melhores resultados para maiores valores de dureza foram obtidos com tempos de envelhecimento superiores a 12h e inferiores a 18h. Assim, os tempos de envelhecimento para este trabalho, foram definidos, dentro desse intervalo, como 12h, 16h e 18h.

Figura 12. Dureza do alumínio 7075 em função do tempo de envelhecimento.



Fonte: Adaptado de (ARAÚJO 2014)

Com os parâmetros definidos, para o segundo aquecimento, utilizou-se o EDG 10P-S 7000 (figura 13). No envelhecimento, a temperatura definida foi 120° C, por ser um valor comum a todos os trabalhos referenciados; a taxa de aquecimento continuou sendo 20°/min, e por fim, o tempo de precipitação foi o parâmetro a ser variado.

Figura 13. Forno EDG 10P-S 7000

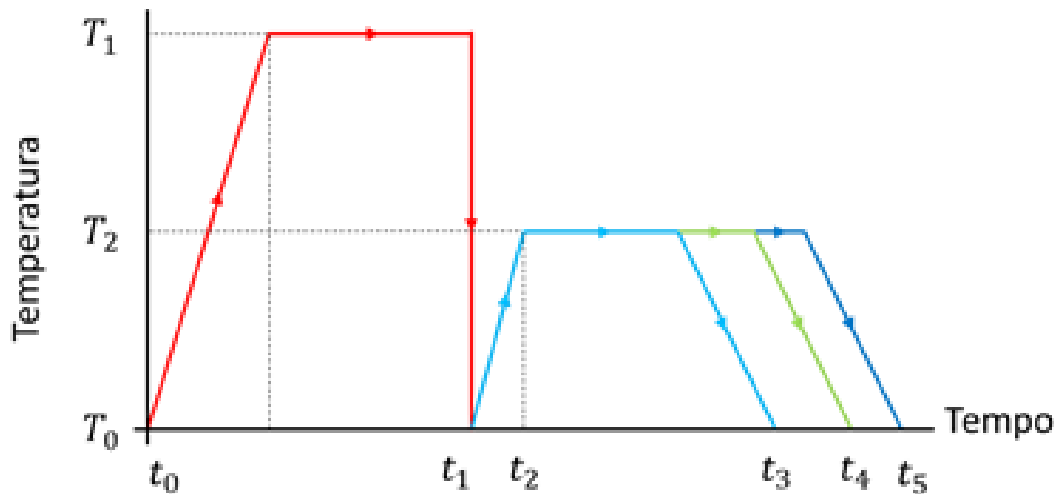


Fonte: (DMT – FEG/UNESP)

Novamente, os corpos de prova foram dispostos dentro do forno, onde o tempo de envelhecimento foi configurado para 16h. O forno atingiu a temperatura de envelhecimento em cerca de 5 minutos, a partir da temperatura ambiente. Ao passar das primeiras 12h, 6 corpos de prova foram retirados rapidamente, para evitar perda de calor pelo abrir do forno, e foram deixados em temperatura ambiente; 4h depois, repetiu-se o mesmo procedimento; e ao final das 2h restantes, as últimas peças foram retiradas.

A figura 14 ilustra um resumo da rota dos tratamentos realizados, de modo que em vermelho foi o caminho em comum realizado por todos os corpos de prova; Os outros caminhos correspondem aos três tempos de solubilização realizados.

Figura 14. Rotas dos tratamentos térmicos realizados



Fonte: Elaborado pelo autor

3.4.3.2 Parâmetros do ensaio de cisalhamento

O ensaio de cisalhamento foi realizado em todos os corpos de prova, em duplicata para cada combinação de direção de laminação e tempo de envelhecimento.

O ensaio foi realizado em uma máquina hidráulica *Mohr & Federhaff*, previamente calibrada. O dispositivo foi acoplado na região de trabalho da máquina, conforme a figura 15, a seguir.

Figura 15. Equipamento hidráulico para ensaio de tração *Mohr & Federhaff*



Fonte: (DMT – FEG/ UNESP)

Para iniciar o ensaio, a vazão adotada (pois se trata de uma máquina hidráulica) foi de $1,6 \text{ kgf/mm}^2$ segundo, os furos do dispositivo foram alinhados, e os corpos de prova inseridos nele. Em seguida, a máquina começou a tracionar, e parou após o cisalhamento de do corpo de prova. A escala adotada foi a de 8000 kgf.

6 RESULTADOS

Após a realização do tratamento térmico e do ensaio mecânico, os resultados obtidos foram convertidos em nK e organizados e em seguida, a média foi extraída, como na tabela a seguir.

Tabela 8 - Média dos valores obtidos, em kN, por cada par de tempo de envelhecimento e direção de laminação.

Direção de laminação	Tempo de envelhecimento		
	12h	16h	18h
0°	18,3 kN	21,0 kN	18,3 kN
45°	17,5 kN	20,1 kN	22,0 kN
90°	18,4 kN	19,2 kN	17,4 kN

Fonte: Elaborado pelo autor

Com o valor das médias obtidas, foi possível calcular a tensão de cisalhamento, com a aplicação da equação 1. O valor da área é a da seção transversal do corpo de prova: $6,33 \times 10^{-5} \text{m}^2$, porém como existem duas áreas que sofrem cisalhamento, o valor considerado para o cálculo foi dobrado. Dessa forma, os valores foram calculados em MPa e exibidos na tabela 9.

Tabela 9. Tensão de cisalhamento calculada por cada par de tempo de envelhecimento e direção de laminação

tempo	direção	kN	MPa
12h	0°	18,3	288,8
12h	45°	17,5	276,4
12h	90°	18,4	291,1
16h	0°	21,0	332,1
16h	45°	20,1	317,4
16h	90°	19,2	303,5
18h	0°	18,3	289,5
18h	45°	22,0	346,8
18h	90°	17,4	274,1

Fonte: Elaborado pelo autor

Para analisar uma possível viabilidade da substituição do aço 4340 pelo Alumínio 7075, é necessário que o novo material se comporte de maneira semelhante ao antigo. Dessa

forma, foi realizado uma comparação dos valores obtidos referentes ao alumínio, com os do aço, via literatura encontrada.

A tensão máxima ao cisalhamento do aço 4340 corresponde a cerca de 66% da tensão máxima de resistência à tração (VANGUARD STEEL, 2017). De acordo com alguns catálogos de fornecedores do material, essa segunda propriedade dessa liga varia entre 750 e 1200 MPa (MAKE IT FROM, 2017), pois depende do processo de fabricação e como foi termicamente tratado, dessa forma a tensão máxima ao cisalhamento estaria, aproximadamente entre 495 e 792 MPa. A mesma fonte fornece que para o alumínio 7075 T6, se espera uma tensão de cisalhamento próximo a 330 MPa.

Apesar das informações da literatura ter credibilidade, não é preciso e nem exato o suficiente para afirmar que de fato o valor tabelado da propriedade é igual ao o esforço real que a peça sofre durante o uso, mesmo por que os dados obtidos desses fornecedores corresponde a um intervalo de valores, o que pode compreender propriedades de aços 4030 com tratamentos térmicos diferentes ao que de fato foi aplicado no material usado para confecção da peça real. Sendo assim, é errôneo comparar os valores obtidos da literatura com os obtidos experimentalmente, pois não seria uma análise de variáveis semelhantes, então existiria uma grave possibilidade de se apontar um resultado que não venha a condizer com a real necessidade.

7 CONCLUSÕES

O tratamento térmico aplicado teve influência direta na tensão de cisalhamento dos corpos de prova. Analisando isoladamente apenas os tempos de envelhecimento, dentre as três rotas, a que apresentou maior valor médio foi aquela cujo tempo era 16h.

Quando as direções de laminação são consideradas, verifica-se que dois casos isolados se destacam: o corpo de prova a 45° em 18h e outro a 0° em 16h, com valores de 346,8 e 332,1 MPa, respectivamente.

Tendo em vista os resultados apresentados neste trabalho, a viabilidade de substituição do aço 4340 pelo alumínio 7075 é inconclusiva. A insuficiência de dados, como por exemplo, o desconhecimento do real esforço o qual a peça final estará submetida, impossibilita uma análise exata, eficiente e precisa. Dessa forma, para se chegar à alguma conclusão é extremamente necessário que análises mais criteriosas sejam feitas, tais como: avaliação da microestrutura, técnicas para determinação do real esforço submetido. Sugere-se que para estudos futuros seja realizado um estudo de elementos finitos para uma conclusão mais precisa.

REFERÊNCIAS

- ABAL. Ligas. **Associação Brasileira do Alumínio**, 2016. Disponível em: <http://www.abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/ligas/>. Acesso em: 29 ago. 2016.
- ABAL. Vantagens do alumínio. **Associação Brasileira do Alumínio**, 2016. Disponível em: <http://www.abal.org.br/aluminio/vantagens-do-aluminio/>. Acesso em: 29 ago. 2016.
- ARAÚJO, D. J. et al. Estudo do envelhecimento artificial da liga de Alumínio 7075. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 21., 2014, Cuiabá. **Anais**[...] Cuiabá, 2014.
- ASKELAND, D. R. **The science and engineering of materials**. 2. ed. São Paulo: Cengage Learning, 1989.
- ASKELAND, D.R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 2. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2014.
- ASM. ASM subject guide. **Aluminium**, 2016. Disponível em: < http://www.asminternational.org/documents/10192/23555666/ASM+Subject+Guide_Aluminum.pdf/d8b67b75-1114-4279-b66e-fec86c62a880 . Acesso em: 01 set. 2016.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**: heat treating. EUA: ASM International, v. 4, 1991.
- BARBOSA, Leonardo de Mello. **Influência da taxa de aquecimento no tratamento térmico de solubilização da liga Al 7075**. 2014, 70f. Dissertação (Mestrado em ciência em materiais e engenharia) – Universidade Federal de Itajubá, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2014.
- BARROS, Felipe da Silva. **Estudo do envelhecimento da liga AA 7075 encruada**. 2013, 38f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.
- BRESCIANI FILHO, E. **Seleção de materiais não ferrosos**. Campinas: Editora da Unicamp, 1992.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 8.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2000.
- CARROS INFOCO. **Diferencial e árvores de transmissão automotivos**, 2017. Disponível em: <http://www.carrosinfoco.com.br/carros/2015/12/diferencial-e-arvores-de-transmissao-automotivos/>. Acesso em: 24 out. 2017
- DUARTE, Iberê Roberto. **Estudo da liga AlSi₇Mg após fundição e tratamento térmico de solubilização e envelhecimento**. 2007, 172f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia

de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.

HATCH, J. E. **Aluminum: properties and physical metallurgy**. EUA: ASM International, 1984. 424p. Disponível em: <https://fr.scribd.com/doc/235767019/Aluminum-Properties-and-Physical-Metallurgy-John-E-Hatch-ASM-International>. Acesso em: 5 set. 2016.

HUNSINKER, H. Aluminium. In BOYER, H. E.; GALL, T. L. **Metals Handbook**. Desk ed. Metals Park, Ohio: ASM, 1992.

JACOBS, M. H. **Precipitation hardening. training in aluminium application technologies**. University of Birmingham, Birmingham: EAA- European Aluminium Association, 1999. 47 p. Disponível em: <http://pt.slideshare.net/corematerials/talat-lecture-1204-precipitation-hardening-2318135>. Acesso em: 7 set. 2016.

LG STEEL. **Propriedades mecânicas dos aços**. 2017. Disponível em: <http://lgsteel.com.br/propriedades-mecanicas-do-carbono.htm>. Acesso em: 15 nov. 2017.

MAKE IT FROM. Iron alloys. Wrought Alloy Steel. **SAE-AISI 4340 Ni-Cr-Mo Steel**. 2017. Disponível em: <https://www.makeitfrom.com/>. Acesso em: 15 nov. 2017.

MAGER, Bárbara Renata Garcia. **Comportamento microestrutural da liga eutetóide Zn-22%Al em relação à taxa de solidificação e ao envelhecimento**. 2008, 94f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Pontifícia Universidade Católica, Porto Alegre, 2008.

MAHATHANINWONG, N. et al. T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy. **Materials Science and Engineering A**. v. 522. 2012. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311011701>. Acesso em: 12 set. 2016.

MAIA, André Miguel Pires. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. 2012, 61f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Universidade do Porto, Porto, 2012.

MATWEB. Material property data. **Aluminium**, 2016. Disponível em: <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=0cd1edf33ac145ee93a0aa6fc666c0e0&ckck=1>. Acesso em: 30 ago. 2016

MELADO, Marcos Caetano. **Estudo das tensões residuais e caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas de liga de alumínio AA5086**. 2014, 82f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal Fluminense, Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2014.

MELO, M. N. L. M. et al. Influência da temperatura de envelhecimento na tenacidade ao impacto da liga AA2024. In: CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 6., 2012, Atibaia. **Anais...** Atibaia, 2012. Disponível em: <http://www.metallum.com.br/TTT2012/ANAIS/PDF/02-016.pdf>. Acesso em: 22 nov. 2016.

METALLURGICAL ENGINEERING SERVICES INC. Lab testing services. Mechanical testing lab. **Shear Testing**, 2017. Disponível em: <http://metengr.com/testing-services/mechanical-testing/shear-testing/>. Acesso em: 6 ago. 2017.

MINOBE, Jun Lazzarini. **Tratamento da superfície de alumínio via eletrólise a plasma**. 2011, 52f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

MOREIRA, Lucas Tadeu Silva. **A influência da aplicação de fluido de corte no torneamento da liga de alumínio AA 7075**. 115f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia e Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2012.

SAE BRASIL. Programas estudantis. **Baja** 2016a. Disponível em: http://www.saebrasil.org.br/eventos/programas_estudantis/baja.aspx. Acesso em: 10 set. 2016.

SAE BRASIL. Programas estudantis. **Baja SAE Brasil**, 2016b. Disponível em: <http://portal.saebrasil.org.br/programas-estudantis/baja-sae-brasil>. Acesso em: 10 set. 2016.

SAE BRASIL. **História da SAE International**, 2016c. Disponível em: <http://www.saebr.org.br/about>. Acesso em: 10 set. 2016.

SAE INTERNATIONAL. **About SAE International**, 2016. Disponível em: <http://www.sae.org/about/>. Acesso em: 10 set. 2016.

SHREVE, R. N.; BRINK JÚNIOR, J. **Indústrias de processos químicos**. 4.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1980.

SOARES, Maria Rosa Nunes. **Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) Universidade de Aveiro, Universidade de Aveiro, Aveiro, 2009.

TEOFILO, J. Estrutura e propriedades dos materiais. **EPM-Apostila-Capítulo09-Ensaios Mod**. 2017. Disponível em: <https://jorgeteofilo.files.wordpress.com/2010/08/epm-apostila-capitulo09-ensaios-mod1.pdf>. Acesso em: 6 ago. 2017.

UNIVERSIDADE FEDEREL DO RIO GRANDE DO SUL. Centro de tecnologia. Núcleo de tecnologia computacional para a metalurgia. Graduação. **Metalurgia extrativa dos metais não-ferrosos II-A**, 2016. Disponível em: <http://www.ct.ufrgs.br/ntcm/graduacao/ENG06632/Rliqua.pdf>. Acesso em: 13 dez. 2016.

VANGUARD STEEL. **Steel products**, 2017 Disponível em: http://www.vanguardsteelvancouver.com/Publish/Images/Cat/Steel_Manua_Single_Pages/Steel_Product_Sheets_4340.pdf. Acesso em: 14 nov. 2017

ZANGRANDI, A. **Alumínio e suas ligas**: fundamentos metalúrgicos e tecnológicos. Lorena: Instituto Santa Teresa, 2008.