

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA QUÍMICA
ENGENHARIA QUÍMICA

VANESSA DALL ONDER

**ANÁLISE DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7050 NA CONDIÇÃO DE
TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO INTERROMPIDO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2015

VANESSA DALL ONDER

**ANÁLISE DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7050 NA CONDIÇÃO DE
TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO INTERROMPIDO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Química, do Departamento de Engenharia Química, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientadora: Profa. Dra. Juliana De Paula Martins.

PONTA GROSSA

2015



TERMO DE APROVAÇÃO

ANÁLISE DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7050 NA CONDIÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO INTERROMPIDO

por

VANESSA DALL ONDER

Monografia apresentada no dia 01 de junho de 2015 ao Curso de Engenharia Química da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Câmpus Ponta Grossa. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Sandra Mara Kaminski Tramontin
(UTFPR)

Prof. Dr. Ivanir Luiz de Oliveira
(UTFPR)

Profa. Dra. Juliana de Paula Martins
(UTFPR)
Orientador

Profa. Dra. Juliana Martins Teixeira de Abreu Pietrobelli
Responsável pelo TCC do Curso de Engenharia Química

*A Folha de Aprovação assinada encontra-se na Coordenação do Curso.

RESUMO

Esta pesquisa apresenta uma abordagem experimental com enfoque quantitativo do estudo de uma liga de alumínio 7050, utilizada para uso aeroespacial, em duas diferentes condições de tratamento térmico T6 com envelhecimento interrompido. Discutem-se o aumento de propriedades mecânicas entre os tratamentos térmicos em que a liga de alumínio 7050 foi submetida se baseando nos resultados obtidos experimentalmente através da técnica de calorimetria diferencial de varredura e de microdureza Vickers juntamente com o referencial teórico os quais possibilitam compreender os fenômenos envolvidos no processo de tratamento térmico de envelhecimento e as transformações de fases ocorridas. Os tratamentos térmicos alternativos aplicados T6I apontaram bons resultados em comparação à tratamentos convencionais (T7451), sendo viável a utilização dos mesmos.

Palavras chaves: Tratamento térmico de envelhecimento. Liga de alumínio 7050. Calorimetria Exploratória Diferencial. Microdureza Vickers. T6.

ABSTRACT

This study provides an experimental approach to quantitative approach study of a 7050 aluminum alloy, applied an aerospace, in two different conditions of aging heat treatment T6 with interrupted. It discusses the increase in mechanical properties between the heat treatment in which the aluminum alloy 7050 was submitted based on the results obtained experimentally by the technique of differential scanning calorimetry and microhardness Vickers along with the theoretical referential, brings consistent results which make it possible to understand the phenomenon involved in the heat treatment process of aging and the transformations of the phases that occurred. Alternative heat treatments applied T6I showed good results compared to the conventional treatment (T7451), thus the use becomes is viable.

Keywords: Ageing heat treatment. 7050 aluminum alloy. Differential Scvanning Calorimetry. Microhardness Vickers. T6.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

GRÁFICO 1 - DIAGRAMA DE FASE AL-ZN	12
GRÁFICO 2 – CURVAS DE DSC PARA DIFERENTES TEMPOS INDICADOS NO GRÁFICO COM TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO DE 22°C E 65°C EM COMPARAÇÃO AO TRATAMENTO DE AMOSTRAS ENVELHECIDAS ÀS CONDIÇÕES T6I4-65 E T6I4-22.....	19
GRÁFICO 3 - PERFIL DE DUREZA VICKERS PARA AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE, VARIANDO O TEMPO DA SEGUNDA ETAPA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE ENVELHECIMENTO DESCRITOS NA LEGENDA.	20
GRÁFICO 4 – COMPARAÇÃO DA DUREZA PARA DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS.	21
GRÁFICO 5 - RESULTADO DA CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA PARA AS AMOSTRAS A E B.....	25

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - PARÂMETROS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS EMPREGADOS INDUSTRIALMENTE	15
TABELA 2 – COMPOSIÇÃO TEÓRICA E EXPERIMENTAL DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7050 – T7451, EM ESPECTRÔMETRO DE EMISSÃO ÓTICA.	22
TABELA 3 - DESCRIÇÃO DA SEQUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS EFETUADOS	23
TABELA 4 - RESULTADO DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS E DESVIO PADRÃO DOS ENSAIOS REALIZADOS	25

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS POSSÍVEIS INTERFACES ENTRE OS PRECIPITADOS E A MATRIZ.	15
FIGURA 2 – DIAGRAMA ESQUEMÁTICO QUE MOSTRA A SEQUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS E SOLUBILIZAÇÃO DO T6 E T6I4.....	24

LISTA DE SIGLAS

AA	<i>Aluminum Association</i>
Al	Alumínio
ALCOA	Alcoa Alumínio S.A. – Maior empresa produtora de Alumínio
Cr	Cromo
Cu	Cobre
DSC	<i>Differential Scvanning Calorimetry</i> (Calorimetria Exploratória Diferencial)
Fe	Ferro
Li	Lítio
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Na	Sódio
H	Fase eta
η'	Fase eta linha
Ni	Níquel
Si	Silício
Sn	Estanho
SSSS	Solução sólida supersaturada
Ti	Titânio
T6I	Tratamento térmico de envelhecimento artificial interrompido
VCR	<i>Vacancy Rich Clusters</i> (Regiões Ricas em Vacâncias)
Zonas GP	Zonas Guinier Preston
Zn	Zinco
Zr	Zircônio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	6
1.1 OBJETIVOS.....	6
1.1.1 Objetivo geral	6
1.1.2 Objetivos específicos.....	7
1.2 JUSTIFICATIVA.....	7
2 REFERÊNCIAL TEÓRICO	8
2.1 ALUMÍNIO.....	8
2.1.1 LIGAS DE ALUMÍNIO.....	9
2.1.2 LIGAS DA SÉRIE 7XXX	11
2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE LIGAS DE ALUMÍNIO	13
2.3 LIGA AA7050	14
2.3.1 TRANSFORMAÇÃO DE FASES.....	15
2.4 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO E DISPERSÃO 17	
2.5 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC).....	18
2.6 DUREZA	19
3 METODOLOGIA.....	22
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	25
5 CONCLUSÃO.....	27
REFERÊNCIAS.....	28

1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio são formadas para melhorar as propriedades do metal sem que prejudique as que já possuem. Elas são muito utilizadas devido à sua baixa densidade e alta resistência junto com combinações de propriedades adequadas, devido à isso compõem boa parte da estrutura de aeronaves. (ABAL, 2013)

Tratamentos térmicos são efetuados nessas ligas alterando a estrutura cristalina do material. Estes são representados pela letra T (termicamente tratado) e as seguintes designações representam:

T6 - Solubilizado e envelhecido artificialmente.

T7 - Solubilizado e superenvelhecido.

Tenta-se obter um aumento de resistência à fadiga e à corrosão sob tensão de ligas de alumínio da série 7XXX. Para isso, foi utilizado um tratamento térmico alternativo (T6I) ao convencionalmente utilizado (T7451). Essas ligas têm ampla aplicação na indústria aeroespacial, possuem adição de Zinco e Cobre sendo as mais resistentes de alumínio que podem ser produzidas, em termos de resistência mecânica, na condição de tratamento térmico T6.

Para estudar o comportamento da liga aos tratamentos térmicos submetidos foram utilizadas amostras de uma liga de alumínio 7050.

É preciso encontrar um tratamento térmico opcional ao atualmente utilizado na indústria para que haja melhoria nas propriedades mecânicas da liga 7050, para isso, foi optado por aplicar um tratamento térmico de envelhecimento artificial interrompido (T6I).

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar o efeito decorrente de um tratamento térmico tipo T6 seguido de envelhecimento secundário sobre propriedades mecânicas da liga aeroespacial 7050.

1.1.2 Objetivos específicos

- Compreender através de análises térmicas a temperatura de formação das fases intermetálicas na liga 7050.
- Analisar diferentes tempos de envelhecimento secundário sobre a propriedade de dureza da liga 7050.
- Avaliar os resultados obtidos comparando-os com tratamentos térmicos existentes na literatura para a liga 7050.

1.2 JUSTIFICATIVA

O alumínio é um dos materiais mais utilizados na área da engenharia devido as suas características físicas e químicas e por possuir uma boa relação entre resistência mecânica e densidade. Suas ligas estão presentes em todo o setor de transporte, sendo a liga 7050 de uso comercial com sua principal utilização na indústria aeroespacial.

Neste sentido o tratamento térmico de envelhecimento secundário interrompido (T6I) mostra resultados com melhor combinação entre resistência mecânica, resistência à corrosão e tenacidade à fratura do que o decorrente ao envelhecimento com uma etapa (T7), pois nele ocorre a precipitação de partículas, o que ocasiona a melhoria das propriedades mecânicas. (HATCH, 1990)

O envelhecimento secundário ao afetar o comportamento mecânico do material faz com que ocorra a precipitação dos elementos de liga em excesso tornando a rede cristalina ainda mais rígida.

Assim, procurou-se encontrar um tratamento térmico opcional ao atualmente utilizado na indústria, e para isso fez-se necessário um completo entendimento do que acontece durante o tratamento térmico de envelhecimento interrompido.

2 REFERÊNCIAL TEÓRICO

2.1 ALUMÍNIO

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante do mundo, mas em escala industrial é o metal mais recente utilizado. Há sete mil anos atrás ceramistas da Pérsia utilizavam barro que continha o que hoje conhecemos como aluminas para produzir seus vasos, séculos depois, egípcios e babilônios usavam na fabricação de cosméticos e produtos medicinais outra substância que continha alumínio. Mas ele só começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos. (ABAL, 2013)

A primeira obtenção por via química foi realizada por Henry Saint-Claire Deville em 1854 e no Brasil, na cidade de Ouro Preto (MG) foi produzido o primeiro lingote de alumínio do Hemisfério sul em 1945. (ABAL, 2013)

Por possuir ótima combinação de propriedades e conseguir combinar resistência mecânica, resistência à corrosão ao ataque de substâncias químicas, condutibilidade elétrica, usinabilidade, ductibilidade, formabilidade e outros benefícios é um dos materiais mais utilizados na área da engenharia, arquitetura e indústria em geral. Mas uma das principais propriedades que o torna tão utilizado é a baixa densidade que dá uma relação peso da estrutura/resistência favorável. (ABAL, 2013 e ETTORE,1997)

Porém, não possui uma elevada resistência mecânica e para que consiga combinar várias propriedades é necessário a adição de elementos de liga e aplicação de tratamentos térmicos. Assim, são atraentes como materiais de construção mecânica por conseguir combinar com a maioria dos materiais de engenharia, chamados de elementos de liga. Então, consegue-se ajustar as características tecnológicas para cada uma de suas aplicações. (ETTORE,1997)

As ligas são formadas para melhorar as propriedades de um metal, faz-se isso acrescentando elementos químicos ao metal, chamados de elementos de liga. Elas possuem como principal função aumentar a resistência mecânica, sem que prejudique outras propriedades do material. (ABAL, 2013)

Quando o alumínio é fundido, consegue dissolver outros metais e substâncias metaloides, ocorrendo o resfriamento e solidificação alguns dos constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida fazendo com que a

estrutura atômica do metal se torne mais rígida. No resfriamento tende ocorrer a precipitação dos elementos de liga que estão em excesso e esses podem ocasionar o aumento de dureza, pois tornam a rede cristalina ainda mais rígida. (ABAL, 2013)

As séries 2XXX, 6XXX e 7XXX que possuem o cobre, magnésio, silício e zinco, como principal elemento de liga podem ser tratadas termicamente objetivando a elevada resistência e são muito utilizadas na aviação, onde é necessário o fator resistência/peso. São tão resistentes quanto o aço estrutural, só que, necessitam de proteção superficial. (ABAL, 2013)

O alumínio é um metal que possui baixa densidade ($2,7\text{g/cm}^3$), baixa temperatura de fusão (660°C) e baixa resistência mecânica quando puro ($\sim 90\text{MPa}$), por isso são empregados mecanismos de endurecimento e está presente em todo o setor de transporte, e esse é o maior consumidor, pois ele proporciona uma maior capacidade de carga com um menor desgaste de componentes, consumo de combustível e emissões atmosféricas. (ROOY, 1990)

2.1.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumínio podem atingir até 30 vezes a resistência mecânica do alumínio puro, devido a isso os mecanismos de endurecimento apresentam bons resultados. Os principais elementos de liga que compõem as ligas de alumínio incluem combinações dos seguintes elementos químicos: Cobre (Cu), Magnésio (Mg), Silício (Si), Manganês (Mn) e Zinco (Zn). (CAYLESS, 1990)

A *Aluminum Association* (AA) determinou um sistema de classificação amplamente aceito para ligas de alumínio, com quatro dígitos, empregando diferentes nomenclaturas para ligas fundidas e forjadas. (CAYLESS, 1990)

Para as ligas forjadas ou trabalháveis, tem-se a seguinte classificação:

1XXX – $\geq 99\%$ de pureza, usado principalmente em indústria elétrica e química.

2XXX – Ligas com Cu como principal elemento de liga, contendo outros elementos como Mg. Usadas principalmente na indústria aeronáutica.

3XXX – Ligas com o Mn como principal elemento de liga. Usada em aplicações arquitetônicas, são umas das mais utilizadas.

4XXX – Ligas com Si como principal elemento de liga. Usadas em varetas de solda e chapas de brasagem.

5XXX – Ligas com Mg como principal elemento de liga. Usadas em materiais expostos ao ambiente marinho. São as mais resistentes.

6XXX – Ligas com Mg e Si como principais elementos de liga. Usadas em produtos extrudados na construção civil.

7XXX – Ligas com Zn como principal elemento de liga, podendo conter outros elementos como Cu, Mg, Cr e Zr. Usadas em estruturas de aeronaves e outras aplicações de alta resistência mecânica.

8XXX – Ligas com Sn e Li de aplicações diversas. (ABAL, 2013 e CAYLESS, 1990)

Desses quatro dígitos o primeiro classifica a liga pela série devido o principal elemento de liga adicionado, como mostra anteriormente, o segundo, quando diferente de zero, indica a modificação na liga básica e os dois últimos dígitos indicam o teor mínimo de alumínio. (ETTORE, 1997)

Para as ligas fundidas a classificação é parecida, mas possui três dígitos seguidos de uma divisão decimal que indica a forma do material. Por exemplo: 1XX.X. (CAYLESS, 1990)

Tanto as ligas forjadas como as de fundição são subclassificadas em tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente. (HATCH, 1990 e CAYLESS, 1990)

As ligas forjadas tratáveis termicamente que podem endurecer com solubilização e rápido resfriamento seguindo de precipitação através de tratamento de envelhecimento são as ligas das famílias 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX. (HATCH, 1990 e CAYLESS, 1990)

As não tratáveis termicamente possuem resistência mecânica inicial dada pelos elementos de liga presentes e é melhorada substancialmente através de trabalho a frio, são elas da família 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX. (HATCH, 1990 e CAYLESS, 1990)

Consegue-se melhorar propriedades de ligas metálicas pela formação de partículas finas e dispersas de segunda fase dentro de sua matriz original por um processo de endurecimento por precipitação. Esse processo é obtido através de determinados tratamentos térmicos. (CALLISTER, 2002)

2.1.2 LIGAS DA SÉRIE 7XXX

A série 7XXX é formada pela tradicional liga quaternária Al-Zn-Mg-Cu, possui a combinação de teores de elementos de liga de cobre, magnésio e principalmente zinco. A composição química dessa liga inclui elementos de liga, aditivos e impurezas. (CARVALHO, 2004 e ANDREATTA, 2004)

Os elementos de liga são Zn, Mg e Cu, suas quantidades variam de 1 a 7% em peso. Algumas ligas da série 7XXX não possuem Cu. (ANDREATTA, 2004)

Os aditivos típicos são Cr, Mn, Zr e Ti e estão presentes em quantidades inferiores a 1% em peso. São adicionados para melhorar a habilidade de resfriamento, o comportamento de cristalização e soldabilidade. (ANDREATTA, 2004)

As impurezas estão presentes porque não conseguem ser completamente eliminadas durante a produção da liga. Geralmente são Fe e Si. (ANDREATTA, 2004)

Entre as ligas de alumínio as da série 7XXX são as que conseguem atingir maior nível de resistência mecânica. A maneira utilizada para aumentar as propriedades mecânicas é através de uma fase fina e dispersa, derivada da sua composição, efetuando um processo de tratamento térmico. (CARVALHO, 2004 e HATCH, 1990)

Os elementos de liga Zn e Mg, com as devidas razões de proporções, são adicionados para formarem precipitados resistentes η e η' e produzir endurecimento por precipitação. O elemento Cu é adicionado com a finalidade de melhorar a resistência à corrosão. As ligas contendo teores de Zr e Cr, combinam com o alumínio formando dispersóides resistentes para retardar o processo de recristalização. (CARVALHO, 2004, p. 23)

Ligas Al-Zn-Mg, 7X49, 7X50 e 7075, possuem alta resistência mecânica e boa ductilidade. Quando submetidas à têmperas T6 apresentam resultados com melhor combinação entre resistência mecânica, resistência à corrosão e tenacidade à fratura do que quando submetido à T7. (HATCH, 1990)

Observando as características microestruturais de coerência, fração de volume e distribuição de precipitados resistentes é possível controlar a resistência a fadiga de um material metálico. (ABAL, 2013)

Segundo ABAL (2013), o envelhecimento ou tratamento térmico de precipitação das ligas aeronáuticas produz três tipos de precipitados na matriz: Zona Guiner-Preston (G-P); precipitados metaestáveis e precipitados estáveis.

As fases que precipitam ocorrem em temperaturas características, que podem ser identificadas pela técnica de análise térmica DSC (*Differential scanning calorimetry*) através de picos exotérmicos. (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008)

Com o diagrama de fase binário Al-Zn representado pelo gráfico 1, é possível verificar a solubilidade do elemento de liga no alumínio para várias temperaturas. Mas como há outros elementos presentes na liga a temperatura de solubilização é um valor aproximado. (ETTORE, 1997)

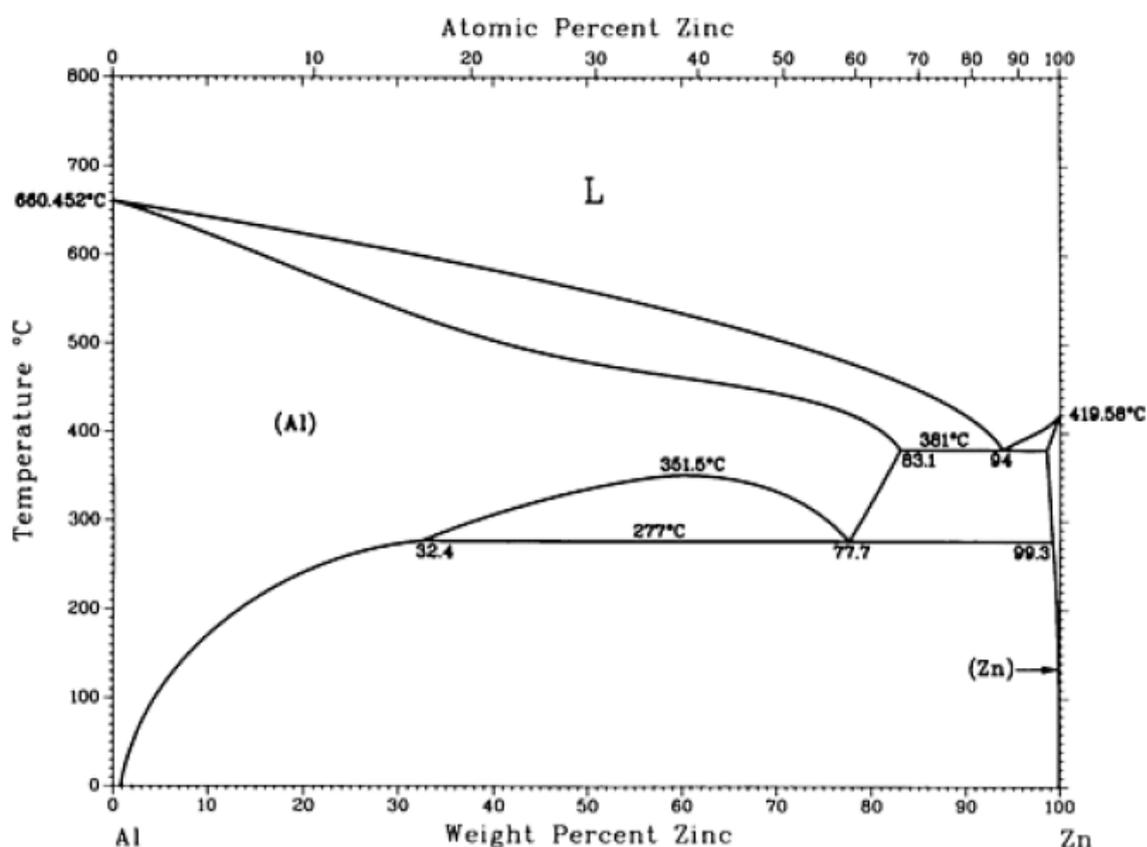


Gráfico 1 - Diagrama de fase Al-Zn

Fonte: MURRAY, J.L. - Alloy Phase Diagrams. ASM Metals Handbook. v. 3. 1992

Durante o tratamento térmico de solubilização a solubilidade do elemento que é adicionado cresce com a temperatura, esse tratamento possui a seguinte sequência: aquece à uma temperatura suficiente que provoque a total solubilização, resfria bruscamente para que se mantenha o elemento adicionado na temperatura

ambiente em solução sólida supersaturada e então aplica-se o envelhecimento natural ou artificial. (ETTORE, 1997)

2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Os tratamentos térmicos possuem um sistema de designação o qual são classificados de acordo com seu grau de endurecimento obtido por tratamento mecânico e térmico, a *Aluminum Association* determina que:

F - como fabricado: aplica-se aos produtos resultantes de conformação mecânica (laminação, extrusão e outros).

O - recozido: aplica-se aos produtos inicialmente trabalhados e depois recozidos para obter a resistência mecânica mais baixa, e aos produtos fundidos que são recozidos com o objetivo de aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional. A letra O pode ser seguida por um número diferente de zero.

W - solubilizado: uma têmpera instável aplicável somente às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização.

H – encruada: aplica-se à produtos dúcteis endurecidos por tratamento mecânico de conformação plástica e com provável tratamento térmico posterior de controle do grau de endurecimento.

T - termicamente tratado para produzir têmperas estáveis diferentes de F, O ou H: aplica-se aos produtos que são termicamente tratados, com ou sem deformação suplementar, para produzir têmperas estáveis. (HATCH,1990 e ETTTORE, 1997)

Para diferenciar os tratamentos térmicos existentes a letra T é seguida por números. O primeiro indica a sequência específica e o segundo a modificação do tratamento térmico, o terceiro a condição do alívio de tensões. (HATCH,1990 e CAYLESS, 1990)

T1 - resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

T2 - resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

T3 - solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

T4 - solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

T5 - resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente.

T6 - solubilizado e envelhecido artificialmente.

T7 - solubilizado e estabilizado. Aplica-se a produtos que são estabilizados após solubilização para levá-los além do ponto de máxima resistência mecânica, de modo a permitir o controle de alguma característica especial.

T8 - solubilizado, trabalhado a frio, e então envelhecido artificialmente.

T9 - solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio.

T10 - resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e então envelhecido artificialmente. (HATCH, 1990 e CAYLESS, 1990)

O tratamento de solubilização consiste em aquecer uma amostra, fundida ou trabalhada mecanicamente a uma temperatura adequada, manter a liga nessa temperatura por tempo suficiente para que os átomos de soluto se difundam de modo que se dissolvam na matriz formando uma solução sólida homogênea, e resfriar rapidamente o material de modo a manter os elementos de liga em solução sólida supersaturada em temperatura ambiente. (HATCH, 1990; CAYLESS, 1990 e ETTORE, 1997)

Quando o tratamento for de envelhecimento ele pode ocorrer de forma natural ou de forma artificial, depende de como se manifesta o endurecimento por precipitação do elemento que está em solução sólida. Quando ocorre à temperatura ambiente é chamado de envelhecimento natural e quando necessita de aquecimento para que ocorra é chamado de tratamento térmico de envelhecimento artificial. (ETTORE, 1997)

2.3 LIGA AA7050

A liga 7050 possui grande aplicação comercialmente pela presença de magnésio, cobre e zircônio, também zinco, em sua composição. Cada elemento da

à liga uma característica que em conjunto melhoram as propriedades finais, da seguinte maneira:

- Cu aumenta a resistência química
- Zn, Mg, Zr induzem a precipitação de partículas de segunda fase
- Mn, Cr formam dispersóides
- Fe e Si como impurezas

Para que esse conjunto de propriedades seja eficiente, aplicam-se tratamentos térmicos nas ligas.

Para a liga de alumínio 7050 o tratamento térmico convencional do mercado é o T7451, seus parâmetros estão descritos na tabela 1.

Tabela 1 - Parâmetros dos tratamentos térmicos empregados industrialmente

Tratamento térmico	Solubilização	Envelhecimento	Tempo na temperature
T7451	470 – 480 °C	1°) 115 – 125°C	3 a 6 horas
	resfriado	2°) 160 – 170°C	24 a 30 horas

Fonte: JACUMASSO, C. S. - Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T6I4-65 (2014)

2.3.1 TRANSFORMAÇÃO DE FASES

Segundo Oliveira (2011, p. 27), algumas ligas da série 7XXX são conformadas para o uso em aplicações aeroespaciais, entre elas está a liga 7050.

Baseada nos elementos: Al, Zn, Mg e Cu foi desenvolvida pela ALCOA em 1970. O zinco e magnésio aumentam a formação de precipitados que levam ao endurecimento por precipitação e o cobre melhora a resistência à corrosão. Além disso, a liga contém zinco, que forma dispersóides Al_3Zn que, no caso, retardam a recristalização. O ferro e o silício são tidos como impurezas, formando fases intermetálicas com o alumínio e outros elementos ligantes. Ainda, fases remanescentes interdendríticas contendo elementos ligantes, por exemplo, Al_2CuMg e $MgSi$, podem ser encontradas na forma de partículas constituintes. (MORETO, 2012, pg. 79)

Ao efetuar envelhecimento em ligas de alumínio da série 7XXX, precipitados são formados. O tamanho dessas partículas varia entre 1nm e 100nm. Podem ser observadas três tipos de partículas: as Zonas de Guiner-Preston (zonas GP), os precipitados metaestáveis (η') e os precipitados estáveis (η). (ANDREATTA, 2004)

O que ocasiona a resistência nas ligas da série 7XXX são as zonas GP e os precipitados metaestáveis. (ANDREATTA, 2004)

Para ligas da série 7XXX a sequência de precipitação aceita é:

{SSSS → VCR → Zonas GP → η' → η (MgZn₂) (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008, p. 1)}

Onde podem ser formadas dois tipos de zonas GP: as zonas GPI e zonas GPII. As zonas GPI formam camadas coerentes de átomos Zn e Mg/Al que exibem geralmente morfologia esférica, esses precipitados se formam desde a temperatura ambiente até 140°C para então ocorrer a formação da fase η' . Zonas GPII formam uma ou poucas camadas ricas em Zn, exibindo morfologia tipo placa, propõem-se que também podem formar a fase η' durante envelhecimento em ligas temperadas a temperaturas acima de 450°C e envelhecidas acima de 70°C, que são mais estáveis que as zonas de GPI. (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008)

Para se obter uma solução sólida supersaturada de solutos e vacâncias é necessário que o tratamento térmico inclua a solubilização à alta temperatura e em seguida um resfriamento rápido. Para que ocorra as precipitações desejadas é preciso a etapa de envelhecimento primário e secundário. Nessa etapa formam-se precipitados coerentes com a matriz, as zonas GP. (MAZZER, 2013)

As zonas GP são aglomerados finos de átomos de soluto, os quais são completamente coerente com a matriz (mesma estrutura cristalina). Os precipitados metaestáveis são coerentes ou parcialmente coerentes com a matriz (uma ou mais interfaces com a mesma estrutura cristalina que a matriz). Os precipitados estáveis são maiores que as zonas GP e incoerentes com a matriz. (ANDREATTA, 2004, pg 21)

Primeiro ocorre a solubilização tornando o material uma solução sólida supersaturada, depois da têmpera mantêm-se as regiões ricas em vacâncias para que ocorra a formação das Zonas GP, para então ocorrer a formação dos precipitados metaestáveis (η') e estáveis (η). A fase η' é a responsável pelo máximo endurecimento da liga. (MAZZER, 2013)

As fases de equilíbrio nas ligas de Al-Mg-Zn são $MgZn_2$ (η), $Mg_3Zn_3Al_2$ (T) e Mg_5Al_3 (β). Se a quantidade de $Zn > Mg$, a sequência de precipitação para o equilíbrio $MgZn_2$, é predominante. Se houver mais $Mg > Zn$, a sequência para o precipitado de equilíbrio é $Mg_3Zn_3Al_2$ (T) predomina. Se Cu é adicionado, a ordem da quantidade de elemento de liga é geralmente $Zn > Mg > Cu$. Se $Cu > Mg$, então a sequência para a fase S (Al_2CuMg) predomina. (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008, pg 1)

Dependendo da porcentagem de cada elemento na liga ocorrerá uma sequência de precipitação diferente.

Partículas precipitadas podem alterar as propriedades mecânicas da liga pela atuação de mecanismos de endurecimento por precipitação.

2.4 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO E DISPERSÃO

Os mecanismos de endurecimento consistem em adicionar ou gerar partículas de segunda fase no interior da matriz dúctil, que interferem com a movimentação das discordâncias fazendo com que haja um aumento na resistência mecânica.

A interface do precipitado gerado durante o envelhecimento pode ser coerente, semicoerente ou incoerente. A figura 1 representa possíveis coerências entre a matriz e partícula de segunda fase.

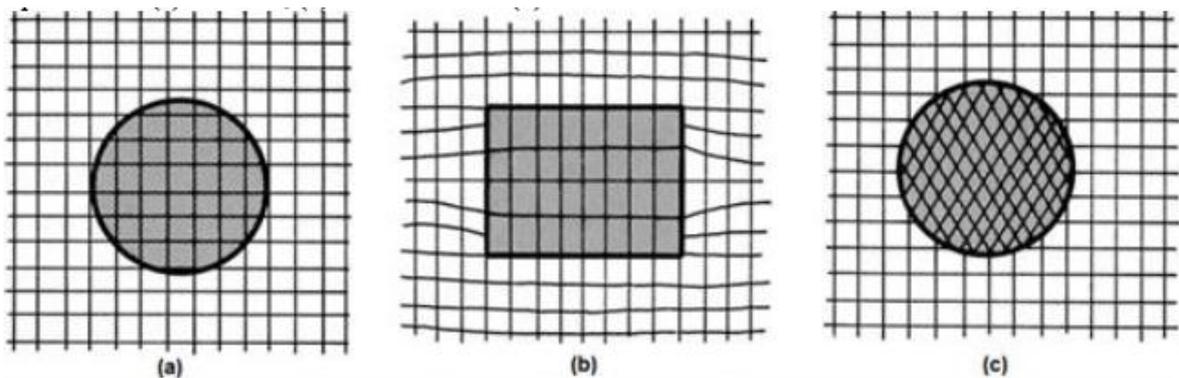


Figura 1 - Representação esquemática das possíveis interfaces entre os precipitados e a matriz.

Fonte: MEYERS, M. A. - Mechanical Behavior of Materials (2009)

Na figura 1 em (a) ocorre coerência completa, (b) semicoerência e (d) incoerência.

Existem dois tipos de mecanismos que apontam a interação entre as discordâncias e as partículas:

1. Mecanismo de Orowan: as discordâncias contornam a partícula utilizando um plano de deslizamento:

Ocorre quando partículas de segunda fase incoerentes estão posicionadas no plano de deslizamento de uma discordância e esta não possui a capacidade de penetrar as partículas.

Para que possam continuar o movimento é necessário a aplicação de uma tensão adicional havendo a expansão das discordâncias entre as partículas, com isso, a discordância se curva em um formato semicircular, resultando em anéis de discordâncias ao redor das partículas. (MEYERS; CHAWLA, 2009)

2. As discordâncias atravessam a partícula, cortando-a utilizando um plano de deslizamento:

Ocorre quando uma discordância penetra em uma partícula coerente através de um plano de deslizamento, atravessando e cisalhando a partícula. (MEYERS; CHAWLA, 2009)

2.5 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

Um calorímetro diferencial de varredura (sigla em inglês DSC) é capaz de quantificar a energia envolvida em uma reação. Mede a variação de entalpia acompanhando-se a variação de temperatura, a uma pressão constante, de uma amostra ou para uma amostra durante um processo físico ou químico. O comportamento da amostra é comparado à de uma amostra inerte como referência que não sofre alteração física ou química enquanto é feito a análise. A temperatura da amostra e da amostra de referência são aumentadas sistematicamente durante a análise. (ATKINS; PAULA, 2006 e LUCAS; SOARES; MONTEIRO, 2001)

Os registros gráficos do DSC são expressos em temperatura ou tempo *versus* fluxo de calor. A cada reação exotérmica que ocorre significa que está havendo a formação de precipitados e a cada evento endotérmico ocorre a solubilização. (JIANG et al., 2000)

O gráfico 2 é um exemplo do comportamento esperado para a liga de alumínio 7050.

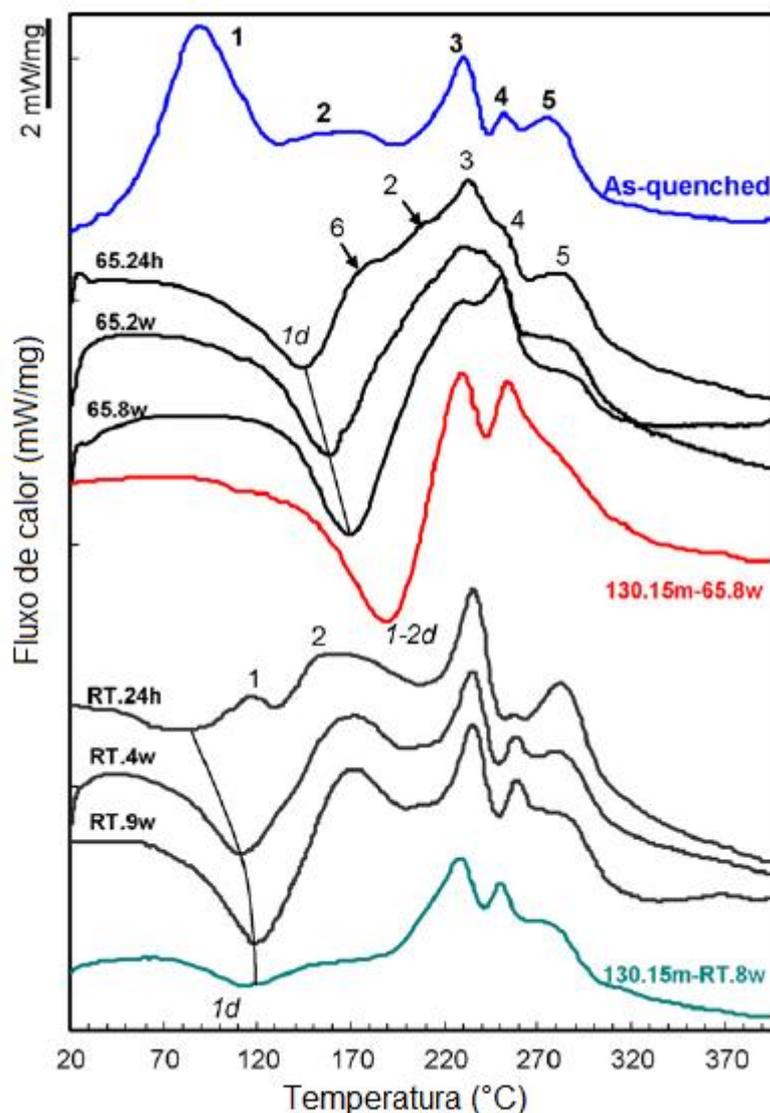


Gráfico 2 – Curvas de DSC para diferentes tempos indicados no gráfico com temperaturas de envelhecimento de 22°C e 65°C em comparação ao tratamento de amostras envelhecidas às condições T6I4-65 e T6I4-22.

Fonte: BUHA, J. - Materials Science And Engineering A (2008)

É possível observar diferentes curvas para diferentes tempos e temperaturas de envelhecimento no gráfico 2, assim como para o envelhecimento alternativo T6I apresenta as temperaturas onde ocorrem as mudanças de fases durante a aplicação do tratamento térmico.

2.6 DUREZA

A dureza mede a resistência de um material a uma deformação plástica localizada. Ela avalia a resistência ao desgaste, mede o grau de endurecimento

superficial por tratamento térmico e estima aproximadamente a resistência mecânica em geral do material, quando na superfície as características mecânicas são as mesmas de todo o corpo do material. (CALLISTER, 2002 e ETTORE, 1997)

Essa propriedade mecânica é utilizada para especificação de materiais, principalmente para pesquisas mecânicas e metalúrgicas, assim como na comparação de diversos materiais. (SOUZA, 1984)

Para a liga AA7050 os gráficos 3 e 4 apresentam o perfil de dureza em diferentes tempos e tratamentos térmicos.

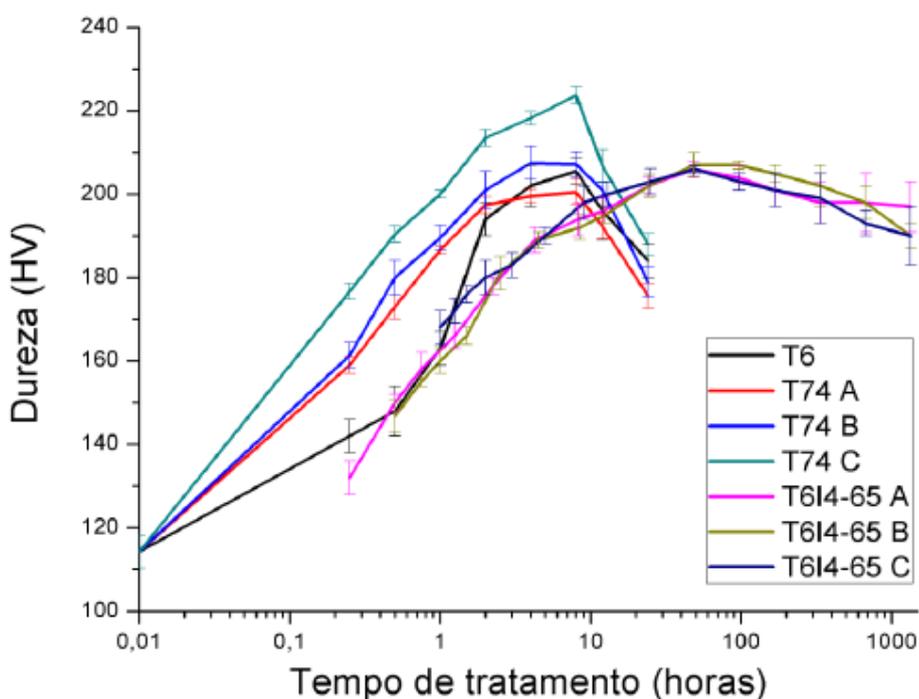


Gráfico 3 - Perfil de dureza Vickers para amostras tratadas termicamente, variando o tempo da segunda etapa dos tratamentos térmicos de envelhecimento descritos na legenda.

Fonte: LIMA, L. - Study of the effects of two-step ageing heat treatment on fatigue crack growth on an AA7050 aluminum alloy (2014)

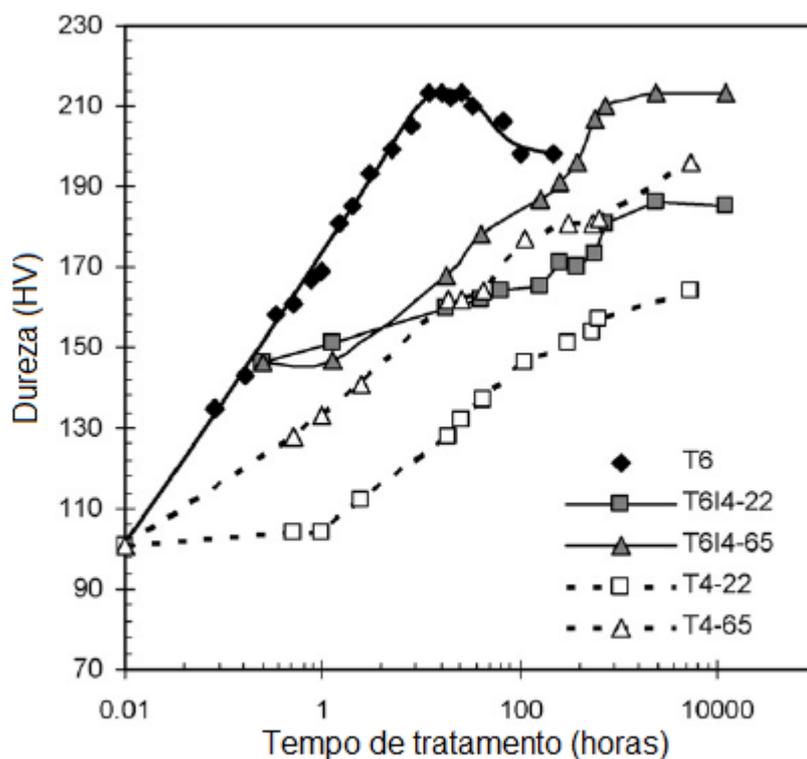


Gráfico 4 – Comparação da dureza para diferentes tratamentos térmicos.

Fonte: BUHA, J. - Materials Science And Engineering A (2008)

Com base nos gráficos 3 e 4 é possível avaliar os tratamentos que são viáveis estudar e a dureza adquirida após o envelhecimento artificial.

3 METODOLOGIA

Delimitação da pesquisa

A presente pesquisa caracteriza-se como experimental com enfoque quantitativo.

Local de execução

As atividades foram desenvolvidas nos laboratórios de Química Analítica e de Preparação Metalográfica da Universidade Tecnológica do Paraná – Campus Ponta Grossa e no laboratório de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa – Campus Uvaranas.

Material utilizado

Para análises foram utilizadas amostras de uma liga de alumínio 7050-T7451 fornecida pela aluna do Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, e é utilizada para fabricação aeronáutica na Empresa Brasileira de Aeronáutica – EMBRAER S.A.

Na tabela 2 está descrita a composição química da amostra da liga recebida, determinada experimentalmente por Jacumasso (2014).

Tabela 2 – Composição teórica e experimental da liga de alumínio AA7050 – T7451, em espectrômetro de emissão ótica.

Elementos (wt%)	Cu	Mg	Zn	Si	Fe	Cr	Zr	Mn
Média/desvio padrão	2,01± 0,018	1,87± 0,023	5,59± 0,124	0,03± 0,005	0,07± 0,003	0,0004± 0,0003	0,13± 0,019	0,015± 0,004
Especificação	2 – 2,6	1,9 – 2,6	5,7 - 6,7	Até 0,12	Até 0,15	Até 0,04	0,08 - 0,15	Até 0,1

Fonte: JACUMASSO, C. S. - Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T614-65 (2014)

Jacumasso (2014) analisou a composição da liga no estado como recebida, com o tratamento térmico convencional T7451, e confirmou que a composição obtida encontra-se dentro das faixas composicionais especificadas para cada elemento da liga.

Os parâmetros utilizados para realização dos experimentos foram baseados nos estudos feitos por Buha, Lumley e Crosky (2008) e Jacumasso (2014) junto com a metodologia descrita na apostila do Curso “Metalografia do alumínio e suas ligas” da Associação Brasileira do Alumínio. Como os resultados obtidos pelas referências foram positivos, resolveu-se variar o tempo de envelhecimento do tratamento térmico aplicado.

Foram utilizadas duas amostras, A e B, da liga AA7050 para efetuar dois diferentes tratamentos térmicos alternativos no laboratório de Química Analítica.

Os tratamentos térmicos que foram efetuados estão representados na tabela 3.

Tabela 3 - Descrição da sequência dos tratamentos térmicos efetuados

Amostra	Solubilização	Envelhecimento primário	Envelhecimento secundário
A	485°C – 1 h Resfriado	130°C – 15min resfriado	65°C – 24 h
B	485°C – 1h Resfriado	130°C – 15min resfriado	65°C – 240 h

Fonte: A autora

A figura 2 mostra esquematicamente a diferença entre o tratamento térmico T6 e o tratamento térmico T6I (interrompido).

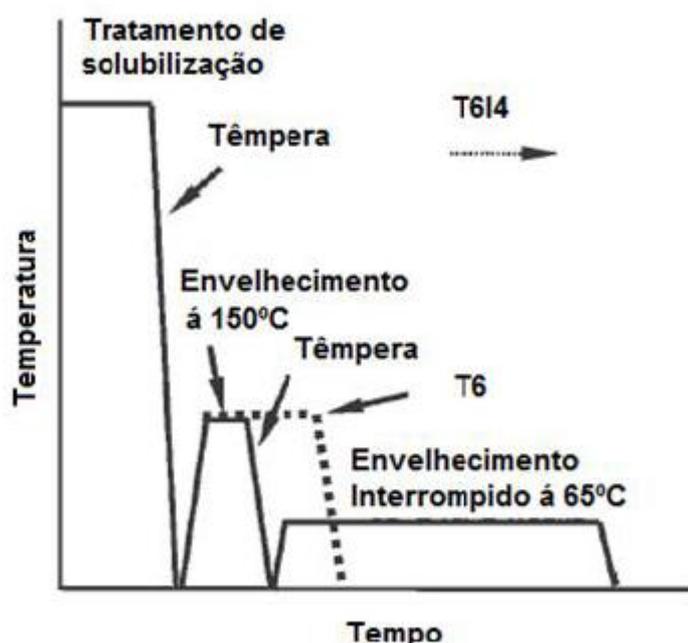


Figura 2 - Diagrama esquemático que mostra a sequência dos tratamentos térmicos e solubilização do T6 e T6I4

Fonte: JACUMASSO, C. S. - Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T6I4-65 (2014)

Como apresenta a figura 2 e de acordo com a tabela 3, cada amostra sofreu tratamento de solubilização com envelhecimento interrompido (T6I4) à 65°C em diferentes tempos de envelhecimento, diferente do que ocorre no tratamento térmico convencional para a liga 7050 mostrado na tabela 1.

Depois de efetuados os tratamentos térmicos nas amostras A e B as mesmas foram preparadas metalograficamente para o ensaio de microdureza Vickers (HV).

Para os ensaios de microdureza Vickers (HV) foi utilizado o durômetro da marca LEICA modelo VMHT MOT do laboratório de Engenharia de Materiais da UEPG, com carga de 500gf e 15 segundos de penetração com velocidade de indentação de 25µm/s, foram efetuadas 10 medidas em cada amostra e sua média e desvio padrão foram calculados eliminando as duas medidas mais dispersas.

Para cada condição, A e B, foram realizadas análises térmicas por calorimetria diferencial de varredura (DSC) em equipamento Shimadzu, modelo DSC-60 com aquecimento contínuo de 10°C/min.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A tabela 4 apresenta o resultado da média das 8 medidas de microdureza Vickers, para cada amostra, também o desvio padrão gerado pelas medidas.

Tabela 4 - Resultado do ensaio de microdureza Vickers e desvio padrão dos ensaios realizados

Amostra	Média (HV)	Desvio Padrão
A	172	4,37
B	195	11,70

Fonte: A autora

Nota-se que a amostra B apresentou um valor maior de dureza, assim como um desvio padrão maior também em relação a amostra A.

Após obter os dados do DSC foi possível gerar o gráfico 5 para a amostra A e a amostra B. Para uma melhor visualização e comparação dos resultados colocou-se as informações das duas amostras no mesmo gráfico.

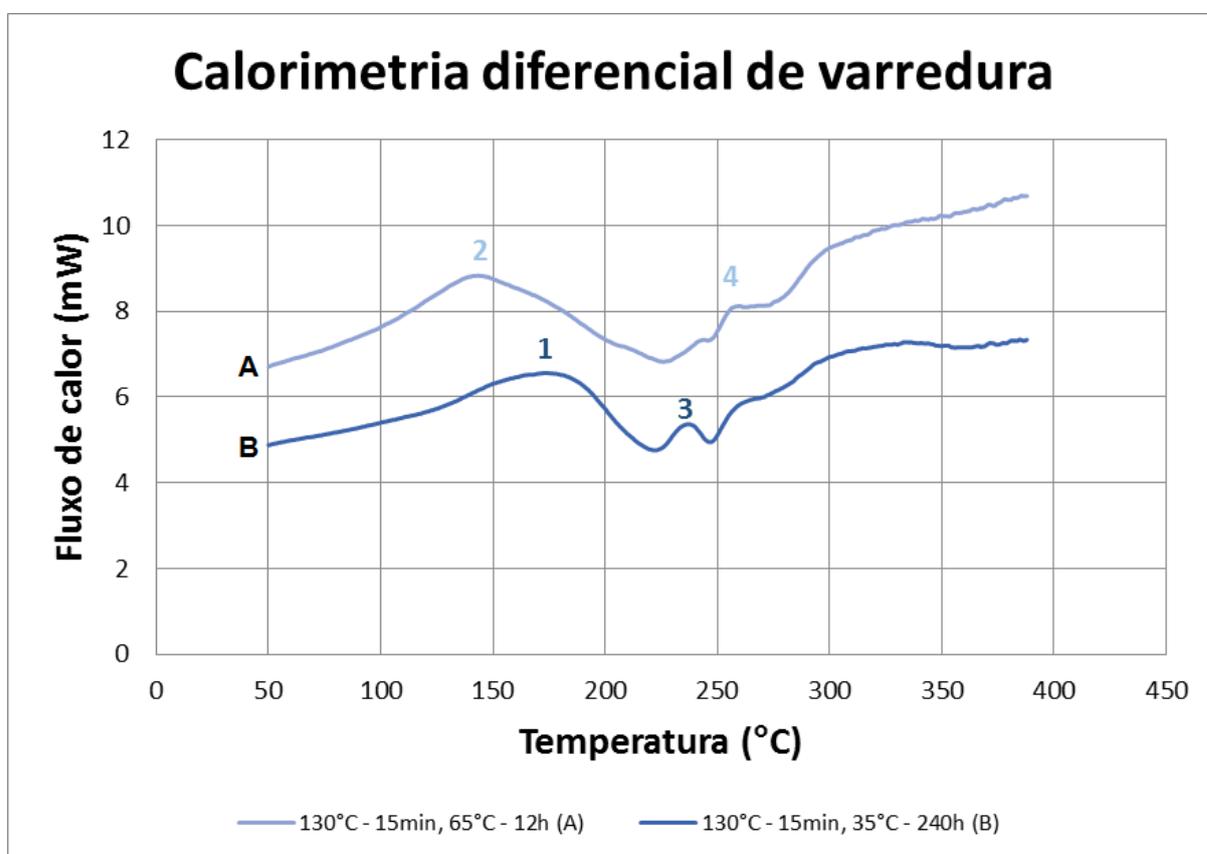


Gráfico 5 - Resultado da Calorimetria diferencial de varredura para as amostras A e B.
Fonte: A autora

Analisando as curvas do gráfico 5, verifica-se picos exotérmicos em 1, 2, 3 e 4 onde está ocorrendo nas respectivas temperaturas a transformação de fase com a formação de precipitados.

Ambas as curvas mostram mais picos exotérmicos mas, comparando os dados obtidos por Buha, Lumley e Crosky (2008, p. 4), no gráfico 2, que avaliou a liga AA7050 em condições de tratamento térmico de envelhecimento interrompido à 130°C por 15 minutos em duas temperaturas de envelhecimento secundário à 22°C e à 65°C, há a formação de zonas de GPI aproximadamente em 89°C, zonas de GPII e formação da fase η' entre 135°C e 195°C o que caracteriza os picos 1 e 2 no gráfico, também em aproximadamente 232°C a formação da fase η , onde aparecem os picos 3 e 4.

Portanto, seguindo a sequência de precipitação aceita para ligas da série 7XXX pode-se dizer que no pico 3 e 4 ocorre uma transformação de fase $\eta' \rightarrow \eta$.

A quantidade de Zn>Mg na liga estudada, como mostra na tabela 2, então é possível afirmar que a sequência de precipitação para a fase η no equilíbrio é provavelmente $MgZn_2$. (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008)

JACUMASSO (2014, p. 63) observou que em condições de tratamento térmico de envelhecimento interrompido com a primeira etapa realizada à 130°C por 30 minutos e a segunda etapa à 65°C por 24 horas, precipitados estão mais dispersos e a incoerência com a matriz está maior o que provoca o aumento de resistência e dureza, fazendo com que as discordâncias em movimento curvem-se entre os precipitados, o que caracteriza o mecanismo de endurecimento por dispersão de partículas incoerentes também chamado de mecanismo de Orowan, causado pelas partículas de segunda fase.

Estudos realizados por Lima, et all. (2014) apresenta um valor de aproximadamente 209 HV para a dureza da liga 7050 aplicada ao tratamento térmico tradicional T7451 maior que para as duas condições alternativas avaliadas, mas a dureza resultante da amostra B é muito próxima do T7451, porém, outros trabalhos citados demonstram que pode haver ganho em outras propriedades, como por exemplo, fadiga. (LIMA, et all., 2014, p. 1113)

5 CONCLUSÃO

A partir do resultado dos ensaios de microdureza Vickers, é possível concluir que, a amostra B apresentou maior dureza, apresentando também maior resistência.

Analisando os resultados obtidos na análise de DSC e os dados referenciados conclui-se que os picos 1, 2, 3 e 4 do gráfico 5 é onde efetivamente ocorrem as transformações de fases, as outras flutuações apresentadas no gráfico 5 podem ser desvios causados pelo equipamento utilizado.

A amostra B que sofreu o tratamento térmico de envelhecimento secundário de 240 horas, descrito na tabela 3, está mais eficiente que o tratamento térmico recebido pela amostra A, pois a transformação da fase $\eta' \rightarrow \eta$ está na faixa citada por Buha, Lumley e Crosky (2008, p. 7) e apresenta melhor dureza, ou seja, melhor resistência quando comparada a amostra A.

Assim, torna-se viável efetuar o envelhecimento interrompido de 240 horas como alternativo ao T7451, visto que é um tratamento mais simplificado e os resultados apontaram para propriedades próximas, cabendo melhorias para atingir as propriedades esperadas.

REFERÊNCIAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/>> Acesso em: 20 jun. 2013.

ANDREATTA, F. **Local Electrochemical Behavior of 7XXX Aluminum Alloys**. 2004, 218 f. Tese (Doutorado em Comportamento Eletroquímico de ligas da série 7XXX) - Netherlands Institute for Metals Research, 2004.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Guia Técnico do Alumínio: Tratamento Térmico**. v. 6. 1ª ed. São Paulo: ABAL, 2003.

ATKINS, Peter; PAULA, Julio de. **Físico-Química**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, v. 1.2006.

BUHA, J.; LUMLEY, R.n.; CROSKY, A.g. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050. **Materials Science And Engineering A**, v. 492, p.1-10, 2008.

CALLISTER, Willian D. **Ciência e Engenharia de Materiais Uma introdução**. 5 ed. Rio de Janeiro – RJ: Editora LTC, 2002.

CARVALHO, A. L. M. - **Efeito das Tensões Residuais na Fratura e Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7050-T7451**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, 2004.

CAYLESS, R.B.C. Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys **Properties and selection nonferrous alloys and special-purpose material**. ASM Metals Handbook.10 ed. v. 2. 1990.

ETTORE, B. Filho. **Seleção de metais não ferrosos**. 2 ed. São Paulo: Editora da UNICAMP, 1997.

GARCIA, Amauri; SPIM, A.Jaime; SANTOS, A. Carlos dos. **Ensaio dos Materiais**. Rio de Janeiro: LTC. 2 ed. 2012.

GANIVET, M.; OLIVEIRA, H. M. **Metalurgia das Ligas de Alumínio**. 2. ed. Belo Horizonte, Minas Gerais. v. 1. 1987.

HATCH, J E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. Usa. Metals Park: Asm, 1990. < http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-conteudos.php?cod_tema=&cod_secao=11&cod_assunto=55>. Acesso em: 20 jun. 2013.

JACUMASSO, C. Sheila. **Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T614-65**. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2014.

JIANG, X. J.; NOBLE B.; HOLME, B. et all. Differential Scanning Calorimetry and Electron Diffraction Investigation on Low-Temperature Aging in Al-Zn-Mg Alloys. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 31A, p. 339-348, 2000.

KOLOSOSKI, Jorge; FILHO, A. Francisco; COUTO A. Antonio. **Curso: “Metalografia do Alumínio e Suas Ligas”**. Associação Brasileira do Alumínio, IPEN-Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares. São Paulo, 1998.

LIMA, L. O. R.; JACUMASSO, C. S; RUCHERT, T. F. O. C; MARTINS, P. J; CARVALHO A. L. M. Study of the effects of two-step ageing heat treatment on fatigue crack growth on an AA7050 aluminum alloy. In: 11TH INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS. **Materials Science and Engineering**, v. 891-892, p. 1111-1116, 2014.

LUCAS, E. F., SOARES, B. G., MONTEIRO, E. C. **Caracterização de polímeros moléculas e análise térmica**. Ed. E-papers, Rio de Janeiro – RJ. 2001.

MAZZER, M. Eric. **Caracterização Microestrutural e Mecânica da Liga de Al AA7050 Reciclada por Conformação por Spray e Extrusão**. 2013, 134 f. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, 2013.

MEYERS M. A.; CHAWLA K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. Cambridge: 2 ed. 2009.

METALS Handbook. **Materials Characterization**. 9 ed. v. 10. 1986.

METALS Handbook. **Metallography and Microstructures**. 9 ed. v. 9. 1985.

MURRAY, J.L., 1983. **Alloy Phase Diagrams**. ASM Metals Handbook. v. 3. 1992.

MORETO, A. Jéferson. **Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de Alta Resistência para Aplicação Aeronáutica**. 2012, 198 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, 2012.

OLIVEIRA, R. Rene de. **Avaliação da Tensão Residual em Alumínio 7050 Conformado pelo Processo Peen Forming**. 2011, 128 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de Tecnologia Nuclear – materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2011.

PADILHA, Angelo F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus Editora, 1997.

RODRIGUES, V. Guilherme; MARCHETTO, Otávio. **Caracterização de Materiais - Análises Térmicas**. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, Santa Catarina. <<http://pt.scribd.com/doc/39600262/Apostila-termogravimetrica>> Acesso em: 23 out. 2013.

ROOY, L. Elwin. **Properties and selection nonferrous alloys and special-purpose material**. ASM Metals Handbook. 10 ed. v. 2. 1990.

SOUZA, A. Sérgio de. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos Fundamentos Teóricos e Práticos**. São Paulo: Edgard Blücher. 5 ed. 1984.