



## "INFLUÊNCIA DAS PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO 7050"

**Celso Riyoitsi Sokei**

Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" FEIS, Departamento de Engenharia Mecânica- CEP 15.385-000 – Ilha Solteira, SP, Brasil

**Ruís Camargo Tokimatsu**

Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" FEIS, Departamento de Engenharia Mecânica- CEP 15.385-000 – Ilha Solteira, SP, Brasil

**Itamar Ferreira**

Universidade Estadual de Campinas, Departamento de Engenharia de Materiais  
Caixa Postal 6122 13083-970 - Campinas, SP

**Resumo:** A liga de alumínio 7050 pertence à família das ligas da série 7XXX, que são ligas a base de Al-Zn-Cu-Mg. A resistência mecânica da liga de alumínio 7050 pode ser aumentada por deformação plástica a frio (encruamento) e/ou tratamento térmico. Este trabalho tem por objetivos analisar a influência de partículas de segunda fase nas propriedades de tração e micromecanismo de fratura da liga de alumínio 7050, em duas condições microestruturais diferentes, obtidas por tratamento térmico. A primeira, obtida por solubilização a 475°C seguida de duplo envelhecimento, a 107°C por 8 horas e, posteriormente, 163°C por 30 horas, designada por E<sub>1</sub>. A segunda, obtida por solubilização a 480°C seguida de duplo envelhecimento, a 121°C por 3 horas e, posteriormente, 163°C por 15 horas, designada por E<sub>2</sub>. Foram determinados o mecanismo de fratura, o tamanho e a "composição química" das partículas de segunda fase por microscopia eletrônica de varredura (MEV), o tamanho e a distribuição dessas partículas por microscopia eletrônica de transmissão e os limites de escoamento e de resistência à tração por ensaios de tração. Verificou-se que as propriedades mecânicas, limite de escoamento e limite de resistência à tração, estão diretamente ligadas aos precipitados finos e indiretamente aos dispersóides.

**Palavras-chave:** Partículas de segunda fase, Tratamento térmico, Resistência mecânica

### 1. INTRODUÇÃO

A resistência mecânica de uma liga de alumínio pode ser elevada, e este pode ser obtida de várias formas, sendo as principais as seguintes : deformação plástica, tratamentos térmicos e adição de elementos de ligas.

Para que uma liga seja endurecida por precipitação é que o limite de solubilidade decresce com a redução da temperatura. No tratamento térmico de endurecimento por

precipitação a liga é solubilizada a alta temperatura e então resfriada rapidamente por um meio de resfriamento qualquer, onde o resfriamento rápido impede a separação da fase, de modo que após o resfriamento se tenha uma liga instável no estado supersaturado. Se a liga for envelhecida por um tempo suficientemente longo haverá a precipitação de uma segunda fase. Esta precipitação ocorre por um processo de nucleação e crescimento, onde flutuações na concentração de soluto produzem pequenos "clusters" na rede, o qual atua como núcleo para o precipitado. A velocidade pelo qual estes núcleos crescem é controlado pela velocidade de migração atômica e a precipitação aumenta com o aumento da temperatura de envelhecimento, mas o tamanho do precipitado será mais fino, quando a temperatura na qual a precipitação ocorre for mais baixa, e o endurecimento extensivo da liga está associado com a dispersão crítica do precipitado.

No envelhecimento, as mudanças nas propriedades de um material temperado são marcantes, e em particular as propriedades mecânicas mostram freqüentemente modificações consideráveis (Fine,1975; Gangler,1973; Hunter et al.,1984; Husincker,1984; Nicholson et al.,1958; Shewmon,1969 & Thompson,1975 ).

A liga de alumínio 7050 usada neste trabalho pertence a família das ligas 7XXX ou liga alumínio - zinco. O zinco por si só é altamente solúvel no alumínio e exerce influência apreciável sobre a microestrutura. Por outro lado, outros elementos, por exemplo magnésio, cobre, cromo, manganês, zircônio, ferro e o silício tem solubilidade limitada, possibilitando assim a formação de uma segunda fase na matriz de alumínio (Hunter,1984; Husincker,1984).

Nas ligas de alumínio aparecem com freqüência três tipos de partículas: as grosseiras que são devidas às impurezas como ferro e silício , os dispersóides e os precipitados finos.

O aumento da resistência mecânica das ligas que envelhecem naturalmente pode aumentar indefinidamente ou estabilizar à temperatura ambiente. Nas ligas que envelhecem artificialmente o comportamento é diferente , pois a resistência aumenta até atingir um valor máximo e cai posteriormente. Em geral, a medida que se aumenta a temperatura de envelhecimento , diminui a máxima resistência atingida e também o tempo para atingir esta resistência (Husincker,1984 ;Smallman,1976 ;Thompson,1975).

O primeiro estágio da precipitação(região do aumento da resistência mecânica com o tempo) ocorre a formação das zonas de Guinier-Preston ( GP1 ) e em seguida o (GP2) que são partículas coerentes com a matriz de alumínio, sendo que após a região de máxima resistência há a formação de precipitados semi coerentes( $\theta'$ ) com a matriz até que com o aumento do tempo de envelhecimento aparece o precipitado de equilíbrio totalmente incoerente( $\theta$ ) com a matriz(Fine,1975 ; Nicholson et al.,1958 ; Smallman,1976).

Nas ligas Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu, as zonas GP são aproximadamente esféricas e, com o aumento do tempo de envelhecimento ocorre a formação de precipitados  $\eta'$  e em seguida o precipitado de equilíbrio  $\eta$  ( $MgZn_2$ ). O plano basal do precipitado  $\eta'$  hexagonal é parcialmente coerentes com o plano {111} da matriz , mas na interface entre a matriz e a direção c do eixo do precipitado é incoerente (Allen et al.,1978e1981 ; Gjonnes,1970 ; Husincker,1984 ; Inoue et al.,1981 ; Lindigkeit et al.,1981 ; Smallman,1976 ; Staley,1974).

## 2. OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é analisar as partículas de Segunda fase e correlacioná-las com a resistência mecânica da liga de alumínio 7050.

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1. Material

Foi utilizada uma liga de alumínio 7050 de alta resistência mecânica, usualmente aplicada na parte estrutural de aeronaves. Esta liga difere das demais ligas da série 7XXX, pois é adicionado o zircônio que refina a estrutura do grão. A Tabela 1 mostra a composição nominal da liga 7050(Gangler,1973).

%Zn	%Mg	%Cu	%Zr	%Si	%Fe	Al(%)
6,2	2,25	2,3	0,12	<0,12	<0,15	Balanço

### 3.2. Métodos

#### 3.2.1. Tratamentos Térmicos

As amostras de alumínio 7050 foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização, seguida pela têmpera e envelhecimento.

O primeiro lote de amostra foi solubilizado a temperatura de 475 °C, durante 1 hora seguido de resfriamento ao ar. Foi realizado um alívio de tensão por compressão de 3%, em seguida as amostras foram aquecidas a 107 °C durante 8 horas e elevado a temperatura para 163 °C por 30 horas(E1).

O segundo lote de amostra foi solubilizado a temperatura de 480 °C durante 1 hora seguido de resfriamento ao ar. Em seguida as amostras foram aquecidas a 121 °C durante 3 horas e elevado sua temperatura para 163 °C durante 15 horas(E2).

#### 3.2.2. Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente numa máquina MTS modelo 810 (10t). Para este ensaio foram confeccionados corpos de provas de tração segundo a norma ABNT NBR 6152/80. Foram realizados 5 ensaios para cada condição de corpo de prova, ou seja, nas direções paralela e perpendicular ao sentido de laminação das chapas.

#### 3.2.3 Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Análises metalográficas, fractográficas e micro-análises por espectroscopia de dispersão de energia de raios-X (EDS) foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) (JEOL JXA 840A e Microsonda Noram).

As amostras analisadas no MEV foram de dois tipos:

1. superfícies das amostras rompidas por tração (exame fractográfico nas Figuras 1(a) e 1(b)),
2. amostras foram cortadas, embutidas, lixadas, polidas (pastas de diamante de 6µm, 3µm, 1µm e 0,25µm) e atacadas com reativo de ácido fluorídrico (0,5%HF), foram realizadas nas amostras das Figuras 2(a) e 2(b).

Microanálises pontuais (entre 1 a 2µm<sup>2</sup>) por energia dispersiva (EDS) foram realizados nas partículas das Figuras 1(a) e 1(b) e 2(a) e 2(b).

As amostras das Figuras 2(a) e 2(b) foram atacadas com o reativo de ácido fluorídrico (0,5%) para dar maior contraste.

### 3.2.4. Análise no Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET)

As amostras analisadas no MET foram obtidas de barras redondas de diâmetro 3mm que foram obtidas por usinagem no torno CNC, compact 5, e cortadas em discos com espessuras de 500µm e lixadas até a espessura de 150µm. Nas superfícies deste disco foram efetuados o polimento eletrolítico para obtenção da lâmina fina, utilizando o equipamento Tenupol-Strueder, com o eletrólito a base de ácido nítrico e metanol(30% HNO<sub>3</sub> + 70%CH<sub>3</sub>OH) a uma temperatura de -20 °C , e tensão de 50 volts. Após o polimento eletrolítico , ficou uma região perfurada no centro do disco. Nas proximidades do centro do furo destas amostras, foram obtidos espessuras de 300 a 400Å , que são transparentes ao feixe eletrônico. Em seguida estas amostras foram observados no microscópio eletrônico de transmissão Philips CM 120, acelerado por diferença de potencial de 120kV .

## 4. RESULTADOS DOS ENSAIOS

### 4.1 Ensaio de Tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração estão listados na tabela 2.

Tabela 2. Limite de escoamento ( $\sigma_e$ ), de resistência à tração ( $\sigma_t$ ) e a tensão de fluxo da liga de alumínio 7050 ( $\sigma_Y$ )** .			
	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_t$ (MPa)	$\sigma_Y$ (MPa)
E <sub>1</sub>	486 ± 5*	539 ± 5	512 ± 5
E <sub>2</sub>	377 ± 5	478 ± 6	427 ± 4

\* Desvio Padrão      \*\*  $\sigma_Y$  é a média aritmética de  $\sigma_e$  e  $\sigma_t$

Estes valores de resistência a tração não são os valores máximos visto que no pico de máxima resistência para a liga 7050, os precipitados endurecedores tem diâmetro médio de 40 Å (Starke, 1977).

### 4.2. Resultados da análise no microscópio eletrônico de Varredura

#### 4.2.1. Análise fractográfica e análise por energia dispersiva (EDS)

Em geral, as superfícies de fratura das amostras revelaram em detalhes a formação de uma superfície alveolar ('dimples'), como mostradas nas Figuras 1(a) e 1(b). As dimensões das partículas claras observadas nestas figuras chegam até 10µm e partículas escuras variaram entre 2 e 10µm. As dimensões das partículas observadas estão listadas na Tabela 3.

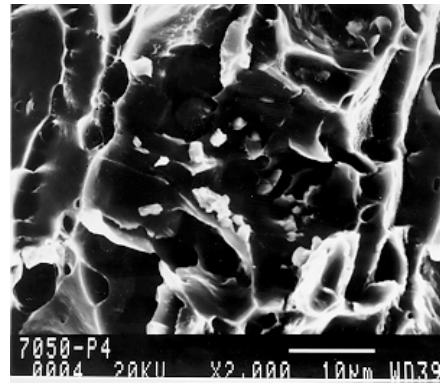
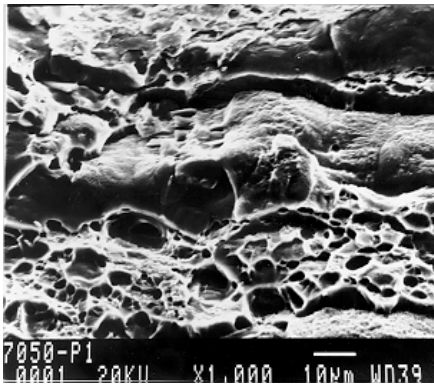


Figura 1. (a) fractografia da liga 7050, tratada segundo a condição E1 com ampliação de 1000X mostrando a fratura alveolar “dimples” e as partículas de segunda fase. (b) fractografia mostrando as partículas de segunda fase no interior dos alvéolos ‘dimples’, da liga 7050 da amostra na direção transversal com tratamento E2.

Microanálise realizadas nas partículas das Figuras 1(a) e 1(b) revelaram que estas eram compostas pelos elementos (% em peso e % atômica), conforme mostra a Tabela 4.

Observa-se na Tabela 4 uma quantidade relativamente alta de alumínio, isto porque as partículas analisadas eram pequenas, e certamente a análise foi feita também na região da matriz, que contornavam as partículas.

Amostra	Tamanho das Partículas (µm)	Contraste
Fig. 1(a).	2,0– 8,0 2,0-10,0	Escuras Claras
Fig.1(b).	0,7 – 2,7	Claras

Figura	Al		Mg		Zn		Cu		Si		Fe	
	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.
1(a)	1,4	1,3	61,3	65,0	0,6	0,2	0,5	0,2	36,2	33,2	0,0	0,0
1(b)	75,8	85,8	2,6	3,2	3,6	1,7	12,0	5,8	0,5	0,5	5,5	3,0

A fórmula provável do precipitado encontrado foi estimada através da % em peso ou da % atômica dos elementos analisados por EDS (Tabela 4). Assim a fórmula aproximada dos precipitados encontrados nas Figuras 1(a) e 1(b) (veja Tabela 4) são respectivamente o  $Mg_2Si$  e o  $Al_{29}MgCu_2Fe$ .

#### 4.2.2. Análise de amostras atacadas com o reativo de ácido fluorídrico

As Figuras 2(a) e 2(b) mostram as partículas de segunda fase obtidas após tratamentos E1 e E2 da liga 7050 (Al-Zn-Mg-Cu). A Figura 2(a) mostra as partículas de segunda fase claras (grosseiras e finas) e escuras de amostras com tratamento térmico de envelhecimento do tipo E1. A Figura 2(b) partículas de segunda fase (médias e finas) da liga de alumínio 7050, na direção transversal com tratamento térmico de envelhecimento do tipo E2.

Após a microanálise pontuais realizados nas partículas das Figuras 2(a) e 2(b), foram reveladas que estas partículas eram compostas pelos elementos (% em peso e % atômica), conforme mostra a Tabela 5.

Figura	Al		Mg		Zn		Cu		Si		Fe		Cont.	Prec.
	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.	%P.	%At.		
2(a)	49,1	65,2	4,9	7,3	0,9	0,5	30,4	17,2	0,8	1,0	13,8	8,8	C*	I
2(b)	63,0	73,9	9,3	12,1	5,4	2,6	21,7	10,8	0,5	0,4	0,1	0,06	C+	II

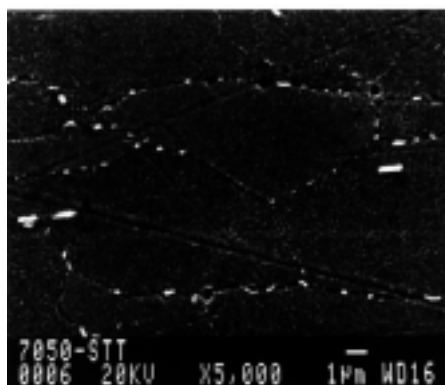
Cont. ⇒ Contraste das partículas

Prec. ⇒ Identificação dos precipitados

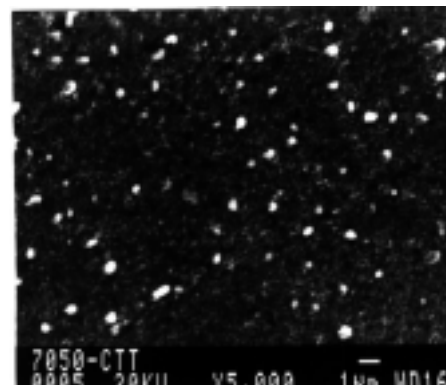
C ⇒ Partículas claras

Novamente foi observado uma grande quantidade da matriz (Al 7050) na análise das partículas de segunda fase. Isto é explicado pela área do feixe de elétrons aplicados (1 a  $2\mu\text{m}^2$ ) o qual em alguns casos é maior do que as dimensões da partícula.

Baseado na Tabela 5, os precipitados possíveis são (I)  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{FeMg}$ , (II)  $\text{Al}_{24}\text{Cu}_3\text{Mg}_4\text{Zn}$ .



(a)



(b)

Figura 2. (a) partículas de segunda fase com contraste claro. Essa amostra obtida na direção transversal de laminação com tratamento térmico de envelhecimento do tipo E1. Atacada com reativo HF-0,5%. (b) partículas de segunda fase (contraste claro) da liga de alumínio 7050, na direção transversal de laminação com tratamento térmico de envelhecimento do tipo E2. Atacadas com HF – 0,5%.

A Tabela 6 mostra as variações das dimensões das partículas de segunda fase, das amostras tratadas na condição E1 e E2.

Tabela 6. Dimensões das partículas de segunda fase obtidas no MEV, através das análises metalográficas (reativo de ácido fluorídrico 0,5%)		
Amostra	Tamanho das Partículas ( $\mu\text{m}$ )	Contraste
Fig. 2(a)	0,5 – 1,25	Clara
Fig.2(b)	0,5 – 1,5	Clara

### 4.3. Resultados da análise no microscópio eletrônico de transmissão

Nas Figuras 3(a) e 3(b) são mostrados os precipitados encontrados no interior dos grãos. Na amostra (a) estes precipitados estão em maior densidade e tem diâmetro médio de 125 Å e os precipitados encontrados no interior dos grãos da amostra(b) 220Å. Em ambas as amostras estes precipitados estão uniformemente distribuídas.

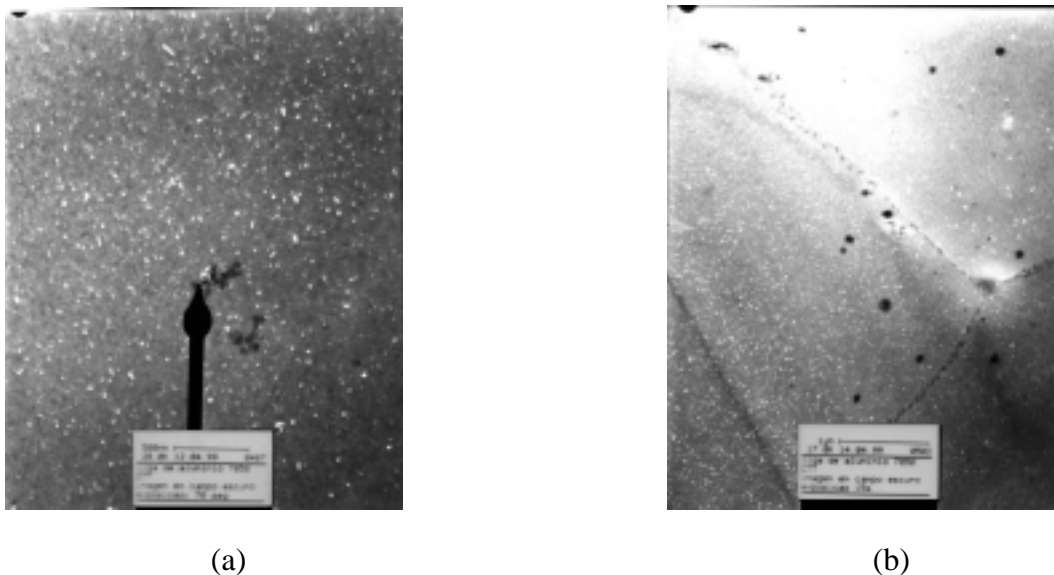


Figura 3. Microestrutura da liga 7050 mostrando os precipitados endurecedores, em Campo escuro com o plano de observação (011), respectivamente para as condições 1 e 2 de envelhecimento. (a) condição de envelhecimento E1 em amostra com ampliação de 29.000x, a barra vale 500nm. (b) condição de envelhecimento E2 em amostra com ampliação de 17.000x, a barra vale 1 $\mu\text{m}$ .

## 5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

O aumento na resistência de ligas de alumínio endurecidas por envelhecimento em relação ao metal puro se deve a uma interação entre discordância e precipitados os quais são formados abaixo da temperatura da zona solvus Guinier-Preston,  $T_c$  (Starke Jr.,1977).

Staley (1974,1976) mostrou que ligas que contém Zr como refinador de grão forma

precipitados com diâmetros próximos de 200 Å, e são mais resistentes a propagação da trinca que aqueles que contém Cr ou Mn. Segundo Starke (1977) o tamanho e o número de partículas constituintes insolúveis podem ser controlados pelo conteúdo limitado de ferro, silício e grandes partículas que podem ser minimizadas se for assegurado que a solubilidade dos elementos reforçadores não ultrapassar a temperatura de solubilização.

O tamanho e a quantidade de partículas constituintes insolúveis pode ser controlado quando se limita a quantidade de ferro e silício, outros tipos de grandes partículas pode ser minimizados se for assegurado que a solubilidade dos elementos reforçadores não ultrapasse a temperatura de solubilização (Starke Jr,1977 ; Garrett et al.,1978). A concentração de ferro no contorno de grão são mais altas em amostras tratadas térmicamente por solubilização a temperaturas mais altas(Joshi et al.,1981). De acordo com Staley (1976), o aumento do conteúdo de ferro traz um aumento na quantidade de partículas  $Al_7Cu_2Fe$ , e o cobre contido neste constituinte não toma parte da solução sólida e do endurecimento por precipitação. Foi determinado que o cobre não é o maior elemento reforçador da liga comercial da série 7XXX e portanto não é surpresa encontrar que o conteúdo de ferro não cause mudanças no limite de escoamento e no limite de resistência. Segundo Ohira (1986) o conteúdo de ferro pouco influencia na resistência mecânica da liga de alumínio 7XXX , mas estas inclusões provocam a diminuição da tenacidade à fratura , porque o espaçamento de vazios decresce com o aumento do número de inclusões, o qual é aproximadamente proporcional ao conteúdo do ferro.

Nas ligas de alumínio comerciais contem aproximadamente 0,05 a 0,5% em volume de partículas intermediárias, cujos diâmetros variam de 0,05 a 0,1 $\mu$ m , os quais são intencionalmente adicionadas para controlar a recristalização e o crescimento do grão. As partículas intermediária são mais resistentes ao trincamento ou decoesão do que as inclusões(Allen et al.,1978 ; Thomas et al.,1958 & Thompson,1975). O espaçamento dos “dimples” são maiores do que os espaçamentos das partículas , significando que vazios se formam somente a uma fração da partícula intermediária no caminho da trinca. As partículas intermediárias podem influenciar indiretamente a resistência mecânica , pois elas controlam o tamanho do grão.

A diferença na resistência observada nestes dois lotes de amostras com diferentes tipos de envelhecimento se deve ao fato do lote que foi envelhecido conforme o envelhecimento 1 apresenta precipitados mais finos como pode ser observado pela figura 3, e conforme Starke(1977) a mais alta resistência é obtida quando a fração de volume de partículas de precipitado é máxima e para o sistema Al-Zn-Mg isto ocorre quando o diâmetro médio das partículas de precipitados é de 40Å.

## 6. CONCLUSÕES

Pelo aspecto da fratura, através do exame fractográfico observa-se que o material tem uma grande quantidade de alvéolos, e a fratura geralmente inicia-se nas partículas grosseiras que dá origem a grandes alvéolos.

Observou-se que a quantidade de ferro e silício foi bastante elevada, o que leva a formação de precipitados grosseiros que são pontos onde com baixa taxa de deformação estas partículas fraturam e nucleiam vazios que irão originar as trincas.

As partículas dispersóides obtidos estão presentes e são menores ou iguais a 0,5  $\mu$ m, nas microanálise, apareceu uma grande quantidade de matriz em função da grande área analisada.

A diferença na resistência mecânica entre os dois tipos de envelhecimento se deve a diferença no tamanho dos precipitados, que apresentam com uma forma aproximadamente



esférica, que dificultam o movimento das discordâncias.

## 7. REFERÊNCIAS

- Allen, R.M. and Vander Sande, J.B. The Oriented Growth of Precipitates on dislocations in Al-Zn-Mg - Part I Experimental Observations, *Acta Metallurgica* , Vol. 28, pp 1185-1195.
- Allen, R.M. and Vander Sande, J.B. A High Resolution Transmission Electron Microscope Study of Early Stage Precipitation on Dislocation Lines in Al-Zn-Mg, *Metallurgical Transaction A* , Vol. 9A, September, 1978, pp 1251-1258.
- Fine, M.E. Precipitation Hardening of Aluminum Alloys , *Metallurgical Transaction A*, Volume 6A, April, 1975, pp 625-630.
- Gangler, J.G. New Material In Aerospace Industries, *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conferences on the Strength of metals and Alloys* , Vol.2, Cambridge, England, August , 1973, pp 237- 269.
- Garrett, G.G. e Knott, J.K. The Influence of Compositional and Microstructural Variations on the Mechanism of Static Fracture in Aluminum Alloys, *Metallurgical transactions A* , Vol. 9 A , September,1978, pp 1187-1201.
- Gjonnes, J. and Simensen, J. An Electron Microscope Investigation of the Microstructure in an Aluminum - Zinc - Magnesium Alloy, *Acta Metallurgica*, Vol. 18, August, 1970, pp 881-890.
- Hunter, M.S., Montgomery, A.M., Wilcox, G.W. Aluminum Properties and Physical Metallurgy, Chapter 3, *Microstructure of Alloys*, ASM- American Society for Metals, John E. Hatch editor , ed. 1984, p. 58-104.
- Husincker, H.Y. Aluminum Properties and Physical Metallurgy, Chapter 5 , *Metallurgy of Heat Treatment and General Principles of Precipitation Hardening* , ASM- American Society for Metals, John E. Hatch editor , ed. 1984, p. 134-197.
- Inoue, H. Sato, T. Kojima, Y. and Takahashi, T. The Temperature Limit for GP Zone Formation in an Al-Zn-Mg Alloy, *Metallurgical Transaction A*, Vol. 12A, August, 1981, pp 1429-1434.
- Joshi, A., Shastry, R., Levy, M. Effect of Heat Treatment on Solute Concentration at Grain Boundary in 7075 Aluminum alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol.12 A , June, 1981, pp 1081-1088.
- Lindigkeit, J. Gysler, A. and Lutjering, G. The Effect of Microstructure on the Fatigue Crack Propagation Behavior of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy, Vol.12A, September, 1981, pp 1613-1619.
- Nicholson, R.B.; Tomas, J. and Nutting, J. Electron Microscopic Studies of Precipitation in Aluminum Alloys, *Journal of the Institute of Metals* , Vol.87, 1958-59, pp 429-438.
- Ohira, T. Effect of Iron Content on Fracture Toughness and Cracking Processes in High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys , *Materials Science and Engineering*, Vol 78, September , 1986, pp 9-19.
- Shewmon, P.G. Transformation in Metals. Precipitation Hardening, Vol.7 McGraw-Hill Book Company, 1969, p.286
- Smallman, R.E. Modern Physical Metallurgy , 3<sup>rd</sup> edição, Butterworths, 1976, pp 405-435.
- Staley, J.T. Aging Kinetics of Aluminum Alloy 7050, *Metallurgical Transaction A*, Vol.5, April, 1974, pp 929-932.
- Staley, J.T. Microstructure and Toughness of High-Strength Aluminum Alloys, *ASTM-STP 605*, 1976, pp 71-103.
- Starke Jr. , E. A. Aluminum Alloys of 70's : Scientific Solutions to Engineering Problems .

Na invited Review, Materials Science and Engineering , Vol 29 , February, 1977, pp 99-115.

Thomas, G. and Nutting, J. The Ageing characteristics of Aluminum Alloys – Electron Microscope Studies of Alloys based on the Aluminum-Zinc-Magnesium System, Journal of The Institute of Metals , Vol. 88, June, 1958, pp 81-90.

Thompson, D.S. Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminum Alloy Production, Metallurgical Transaction A, Vol 6A, April 1975, pp 671-683.

## **"INFLUENCE OF SECOND PHASE PARTICLES IN THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE ALUMINUM 7050 ALLOY "**

**Summary:** *The aluminum alloy 7050 belongs to the family of the alloys of the series 7XXX, that are alloys of Al-Zn-Cu-Mg. The mechanical resistance of the aluminum alloy 7050 can be increased by plastic cold deformation and/or thermal treatment. This work has for objectives to analyze the influence of second phase particles in the traction properties and fracture micromechanisms of the aluminum alloy 7050, in two conditions of the microstructure, obtained by thermal treatment. The first, obtained by solution at 475 °C followed by double aging, for 107 °C for 8 hours and, subsequently, 163 °C for 30 hours, designated by E1. The second, obtained by solution for 480 °C followed by double aging, for 121 °C for 3 hours and, later on, 163 °C for 15 hours, designated by E2. Were obtained the fracture mechanism, the size and the " chemical composition" of the particles of second phase for electron scanning microscopy (MEV), the size and the distribution of those particles for electronic transmission microscopy and the yielding limits and of resistance to the traction for traction tests. It was verified that the mechanical properties, yielding and ultimate resistance limit to the traction, they are directly linked to the ones fine precipitate and indirectly to the dispersoids.*

**Key-words:** *Second phase particles, Thermal treatment, Mechanical resistance .*