

UNIVERSIDAD DISTRITAL "FRANCISCO JOSÉ DE CALDAS" - FACULTAD TECNOLÓGICA
PROYECTO CURRICULAR DE TECNOLOGÍA E INGENIERÍA MECÁNICA
FORMATO DE PROYECTOS DE GRADO

Nº DE RADICACIÓN: _____

INFORMACIÓN EJECUTORES

Ejecutor 1

Nombre (s):	Víctor Giovanni
Apellido (s):	Martínez Cabezas
Código:	20122375098
E-mail:	Giovannym_16@yahoo.es
Teléfono fijo:	6821565
Celular:	3015461546



Ejecutor 2

Nombre (s):	Diego Fernando
Apellido (s):	Rodríguez Gómez
Código:	20122375068
E-mail:	diefer_88@hotmail.com
Teléfono fijo:	3026705
Celular:	3214259259



INFORMACIÓN DEL PROYECTO

Título del Proyecto:	Estudio de la formación de Zonas de Guinier-Preston en un aluminio 6063-T5 envejecido a una temperatura de 170°C durante tiempos de 12,18,24,48,72 y 96 horas usando un microscopio electrónico de barrido.	
Duración (estimada):	4 meses	
Tipo de Proyecto: (Marqué con una "x")	Innovación y Desarrollo Tecnológico	<input checked="" type="checkbox"/>
	Prestación y Servicios Tecnológicos	<input type="checkbox"/>
	Otro	<input type="checkbox"/>
Modalidad del Trabajo de Grado:	Investigación	
Línea de Investigación de la Facultad*:	Desarrollo tecnológico local e institucional	
Línea de Investigación del Proyecto Curricular**:	Materiales y procesos de manufactura	
Grupo de Investigación:		
Proyecto de Investigación:		
Áreas del conocimiento que involucra:	Resistencia de materiales, Metalografía, Tratamientos térmicos	

INFORMACIÓN PASANTÍA

Nombre de la empresa:	
Dirección:	
Teléfonos:	
Correo electrónico:	
Página Web:	

INFORMACIÓN COMPLEMENTARIA

Director: (Vo. Bo.)	
Proyecto de Pasantía: (Tutor): (Vo. Bo.)	
Formulación Proyecto de Grado: (Profesor): (Vo. Bo.)	

Tabla de contenido

Introducción.....	1
1. Planteamiento del problema	2
1.1 Estado del Arte.....	2
1.2 Justificación.....	9
2. Objetivos.....	10
2.1 Objetivo General:	10
2.2 Objetivos Específicos:	10
3. Marco Teórico	10
3.1 Tratamientos Térmicos	10
3.2 Tratamiento Térmico En El Aluminio.....	12
3.3 Precipitación De Una Solución Sólida	13
3.4 Efectos Termomecánicos En El Envejecimiento	14
3.5 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)	14
3.6 Zonas de Guinier-Preston.....	15
4. Metodología	15
5. Cronograma.....	16
6. Presupuesto Y Fuentes De Financiación.....	17
7. Bibliografía.....	17

Introducción

La aleación de aluminio 6063 pertenece a la serie Al-Mn y es quizás una de las más importantes aleaciones de Al que endurecen por deformación. Generalmente contiene 0,25-1,25% Mn, pequeños porcentajes de elementos aleantes como Mg, Cu, , CR, TI, y Zn e impurezas de Fe y Si; Debido a su gran facilidad de extrusión, obtiene características mecánicas adecuadas, un correcto aspecto de superficie y buen coloreado. Al anodizarse tiene múltiples aplicaciones. El aluminio aleación magnesio silicio 6063 se utiliza en perfiles de carpintería metálica, manillas, pomos, herrajes, sillas de terraza, campo y playa.

En las aleaciones comerciales de aluminio se mantienen a temperaturas inferiores de 250°C, después de templadas desde altas temperaturas (350 °C ó más), aumenta su resistencia mecánica. El descubrimiento del endurecimiento estructural por envejecimiento, en 1906, condujo al desarrollo de la primera aleación industrial, el Duraluminio, en 1916. Desde entonces, las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación han adquirido una importancia práctica considerable, gracias a las mejoras continuas en sus características físicas y mecánicas específicas, y a su aptitud para la conformación (moldeo o colada continua o semicontinua), forja en caliente o en frío, etc. [Hor01].

Este fenómeno de endurecimiento estructural no es específico de las aleaciones de Aluminio, sino que se da también en aleaciones base cobre, magnesio, plomo o las Súper-aleaciones base cobalto o níquel.

Desde un punto de vista teórico, la primera aproximación al mecanismo de envejecimiento de aleaciones templadas fue propuesta en 1919 por Merica, que explicaba el endurecimiento por *la precipitación de una nueva fase a baja temperatura* a partir de una solución sólida sobresaturada. En 1938, Guinier y Preston, en base a trabajos de difracción de rayos X, presentaron el primer modelo estructural, explicando las primeras etapas de la descomposición de la solución sólida, en aleaciones aluminio-cobre y aluminio-plata templadas, donde se forman agrupaciones planares de átomos de la misma naturaleza, llamadas zonas de Guinier-Preston o zonas GP.

Se han realizado numerosos trabajos sobre el endurecimiento por envejecimiento donde se estudian las interacciones entre dislocaciones y precipitados así como sobre los mecanismos de precipitación donde la mayoría de estas investigaciones han sido interpretadas sobre la base de estudios realizados por microscopía electrónica de barrido (MEB), la cual permite analizar las partículas individualmente. A su vez, la adquisición simultánea de señales de rayos X excitadas por el haz de electrones, permite obtener el análisis químico semicuantitativo de los intermetálicos, así como la composición del sustrato de la aleación. Sin embargo, esta técnica de análisis, aunque permite apreciar la morfología externa, no provee información cuantitativa sobre la profundidad de las picaduras, uno de los parámetros básicos que relaciona la profundidad crítica de la picadura con los parámetros estructurales del material y que a la vez proporciona información sobre la severidad del ataque.

1. Planteamiento del problema

Debido a las nuevas investigaciones que se hacen para el estudio de materiales metálicos, se es conveniente analizar la estructura de materiales sometidos a diferentes procesos de manufactura y tratamientos, con el fin de estudiar su estructura cristalina e identificar los componentes presentes en el material por medio de Microscopia Electrónica de Barrido (MEB), donde la composición química y la estructura cristalográfica de numerosas fases de transición están aún por conocer, las cuales en el Aluminio 6063 con tratamiento T5, será necesario después de su análisis explicar las primeras etapas de la descomposición de la solución sólida y la identificación de formaciones planares (zonas de Guinier-Preston o zonas GP) y se concluirá el cambio que presente su microestructura relacionada con el análisis de tensión obtenido en los diferentes tiempos de envejecido a los que fue sometido el material.

1.1 Estado del Arte

En este proyecto que se describe a continuación realizan un análisis de las zonas de Guinier-Preston mediante dispersión de rayos X bajo ángulo (SAXS) y resistometría eléctrica inducidas durante el preenvejecimiento a temperaturas moderadas en la aleación comercial 7012 del sistema Al-Zn-Mg, El interés se centra en el estudio de las primeras etapas del preenvejecimiento, donde es posible hacer uso de una ley del tipo Johnson-Mehl-Avrami para describir la cinética del proceso. Los resultados se analizan en función de estudios previamente realizados mediante las técnicas de microscopía electrónica de transmisión, espectroscopia temporal de aniquilación de positrones y micro dureza Vickers.

Las aleaciones del sistema Al-Zn-Mg poseen importantes propiedades que los convierten en materiales de interés tanto desde el punto de vista básico como el aplicado. Durante los procesos de descomposición de estas aleaciones varía su microestructura, con la aparición de inhomogeneidades a escala nanométrica que promueven cambios en las propiedades físicas y mecánicas del material, lo cual es usado para el control de los procesos de endurecimiento. La secuencia de precipitación, para aleaciones con contenido de Zn y Mg como el presente en la aleación 7012, es¹.

$\alpha\text{SSS} \rightarrow \text{zonas de GP} \rightarrow \text{precipitados } \eta' \rightarrow \text{precipitados } \eta \text{ (MgZn}_2\text{)}.$

A partir de la solución sólida sobresaturada αSSS se forman zonas de Guinier-Preston (GP), siempre y cuando la aleación permanezca a temperaturas por debajo de la línea de solvus de estas partículas ¹ En la aleación estudiada se forman las denominadas zonas de GP II, las cuales son ricas en Mg, Zn y vacancias ²⁻³ Recientes estudios

¹ H. Löffler, Y. Kovacs, J. Lendvai. Decomposition processes in Al-Zn-Mg, J. Mater. Sci. 18, 2215-2240, 1983.

² G. Dlubek, R. Krause, O. Brümmer, F. Plazaola. Study of formation and reversion of Guinier-Preston zones in Al 4.5at%Zn-xat%Mg alloys by positrons, J. Mater. Sci. 21, 853-858, 1986.

³ R. Ferragut, A. Somoza, A. Dupasquier. Positron lifetime spectroscopy and decomposition processes in commercial Al-Zn-Mg based alloys, J. Phys.: Condens. Matter. 10, 3903-3918, 1998.

muestran que estas zonas son esféricas, de tamaños nanométricos y muestran un alto grado de coherencia con la red cristalina del aluminio⁴.

La técnica SAXS ha mostrado ser sumamente adecuada para el estudio de aleaciones termoenvejecibles ⁵ dado que posibilita obtener en forma directa información cuantitativa y estructural de partículas pequeñas⁶. La utilización del haz sincrotrón como fuente de rayos X permite obtener una muy buena estadística en las mediciones, lo cual posibilita el estudio *insitu* de los primeros estadios de la precipitación. Por su parte, la técnica de resistometría eléctrica mostró ser una herramienta poderosa para el estudio de la cinética de envejecimiento en aleaciones base aluminio⁷. Se ha encontrado que en los primeros estadios de la preprecipitación existe un incremento de la resistividad debido a un aumento en la dispersión electrónica como consecuencia de la aparición de una distribución homogénea de zonas de GP.

A lo largo de este trabajo se presenta un estudio del proceso de preprecipitación en la aleación comercial 7012 donde se vincula la variación de la fracción en volumen de zonas de GP obtenida por SAXS con el aumento de la resistividad eléctrica. Cabe puntualizar, que el uso de SAXS permite describir la formación de zonas de GP desde un punto de vista microestructural, brindando información cuantitativa.

EXPERIMENTAL

La aleación estudiada en este trabajo es la 7012, comercialmente conocida como *Zergal 4*, que posee la siguiente composición en peso (%wt): Al, Zn 6.0%, Mg 2.0%, Cu 1.0%, también contiene otros elementos minoritarios como: Zr 0.12%, Mn 0.10%, Ti 0.06%, Fe <0.25%, Si <0.15% y Cr <0.04%. Los tratamientos térmicos llevados a cabo en este trabajo fueron: i) solubilizado a 475oC por 2 horas; ii) templado en agua a 20oC; iii) preenvejecimiento a 50oC y 62oC.

Las mediciones de SAXS se realizaron *in-situ* durante el preenvejecimiento en la línea del haz de luz SAS del *Laboratório Nacional de Luz Síncrotron* (Brasil). La longitud de onda de rayos X seleccionada fue 1.602 Å. La información se analizó en el rango del módulo del vector de dispersión q entre ($\sim 1 \times 10^{-2} \text{ \AA}^{-1}$ y 0.43 \AA^{-1} ($q = 4\pi \sin(\epsilon/2)/\lambda$), donde ϵ es el ángulo de dispersión). Las distribuciones de la intensidad dispersada I en función de la amplitud del vector de difusión q se obtuvieron acumulando espectros cada 2 min o 3 min para tiempos de preenvejecimiento de hasta 20 min; para tiempos mayores, los espectros obtenidos resultaron de mediciones de 10 min de duración. Las dimensiones de las muestras fueron 5 x 8 x 0.15 mm³. Para su análisis, las curvas obtenidas fueron corregidas para eliminar tantos efectos instrumentales como la contribución de la difusión incoherente producida por la muestra.

⁴ R. Ferragut, A. Somoza, A. Tolley. Microstructural evolution of 7012 alloy during the early stages of artificial ageing, *Acta Mater.* 47, 4355-4364, 1999.

⁵ A. Guinier. Heterogeneities in solid solutions, *Solid State Phys.* 9, 293-398, 1959.

⁶ A. Deschamps, M. Niewczas, F. Bley, Y. Bréchet, J. D. Embury, L. Le Sinq, F. Livet, J. P. Guyot. Low-temperature dynamic precipitation in a supersaturated Al-Zn-Mg alloy and related strain hardening, *Phil. Mag.* 79, 2485-2504, 1999.

⁷ C. Panseri, T. Federighi. Evidence for the interaction between Mg atoms and vacancies in Al-Zn 10%-Mg 0.1% alloy, *Acta Metall.* 11, 575-584, 1963.

También se estudió el preenvejecimiento mediante mediciones *in-situ* de la resistividad

Eléctrica utilizando el método de cuatro puntas. Los valores de resistividad se determinaron a baja temperatura (77K) con el objeto de minimizar la contribución térmica y de difusión durante las mediciones. La influencia parásita de los termopares se suprimió mediante la conmutación de la corriente aplicada. Cada valor de resistividad se determinó como el promedio de 15 mediciones. Las dimensiones de las muestras fueron 25 x 2.4 x 0.5 mm³.

RESULTADOS y DISCUSIÓN

En la Fig. 1 se muestran resultados SAXS de la intensidad dispersada para distintos tiempos de preenvejecimiento a una de las temperaturas estudiadas (62°C). La baja intensidad dispersada para 1 min de preenvejecimiento muestra que inmediatamente luego del solubilizado la aleación prácticamente se encuentra en la fase α SSS. Se observa que existe un incremento en la distribución de la intensidad dispersada con el tiempo de preenvejecimiento en el rango de q entre 0.07 Å⁻¹ y ~0.4 Å⁻¹. Se ha atribuido este incremento a la precipitación de zonas de GP⁶. Las dimensiones de las partículas se calcularon utilizando la aproximación de Guinier en la región de bajos valores de q , de donde se obtiene el denominado radio de giro o de Guinier, y utilizando el límite de Porod en la región de valores de q mayores⁸.

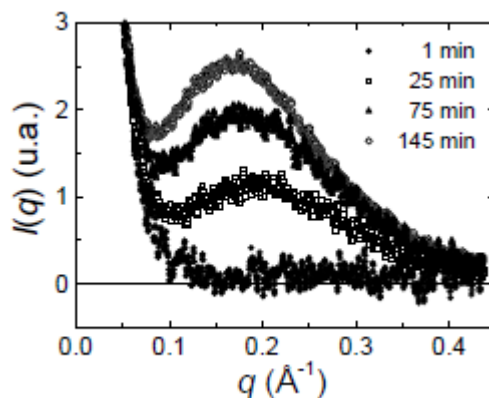


Figura 1. Espectros de dispersión a bajo ángulo de muestras preenvejecidas por distintos tiempos a 62°C, luego del solubilizado y templado.

Para valores bajos de q se encuentra que la representación de Guinier ($\log(I(q))$ vs. q^2) muestra comportamientos lineales. En tal sentido, en la Fig. 2 se observan resultados de una muestra preenvejecida 230 min a 50°C. Para valores muy bajos de q puede verse una primer pendiente que se correspondería con un radio de giro RG de 90 Å. También se observa en la Fig. 2 una segunda región con comportamiento lineal, de la cual se estima un RG de 25 Å, el cual se corresponde con el tamaño de las zonas de GP más grandes formadas durante el preenvejecimiento, según se caracterizó mediante microscopía electrónica (TEM)⁴. Por otra parte, el alto valor del radio de giro que se obtiene de la primer pendiente ha sido atribuido a la difusión de rayos X en partículas formadas sobre defectos producidos durante el templado en aleaciones similares⁹⁻¹⁰.

⁸ O. Glatter, O. Kratky. Small angle X-ray scattering, Academic Press, London, 1982.

⁹ A. Deschamps, Y. Bréchet, P. Guyot, F. Livet. On the influence of dislocations on precipitation in an Al-Zn-Mg alloy, Z. Metallkd. 88, 601-606, 1997.

¹⁰ A. Deschamps, F. Livet, Y. Bréchet. Influence of predeformation on ageing in an Al-Zn-Mg alloy-

Sin embargo, resultados preliminares obtenidos en la aleación 7012 mediante TEM convencional y de alta resolución¹¹ no revelan la presencia en la microestructura de partículas con estos tamaños. Cabe destacar que, dentro de los errores experimentales, los radios de giro mencionados prácticamente no variaron durante el preenvejecimiento, mostrando valores similares para las dos temperaturas estudiadas.

Con el objeto de obtener mayor información microestructural se calculó la intensidad integrada Q_0 , llamada también invariante del sistema, a partir de los datos de la intensidad corregida en función del vector de difusión, mediante la siguiente expresión:

$$Q_0 = \int_0^{\infty} I(q)q^2 dq = \int_0^{q_{min}} I(q)q^2 dq + \int_{q_{min}}^{q_{max}} I(q)q^2 dq + \int_{q_{max}}^{\infty} I(q)q^2 dq = Q_a + Q_b + Q_c \quad (1)$$

Los resultados experimentales, obtenidos en el intervalo desde $q_{min} \sim 0.017 \text{ \AA}^{-1}$ hasta $q_{max} \sim 0.43 \text{ \AA}^{-1}$, se utilizaron para realizar la integración, haciendo uso de aproximaciones en la región $0-q_{min}$ y $q_{max}-\infty$, siguiendo criterios conocidos.

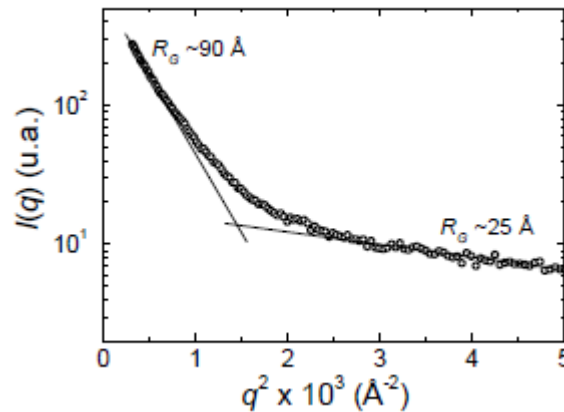


Figura 2. Representación de Guinier de $I(q)$ en función de q^2 en una muestra preenvejecida por 230 min a 50° C luego del solubilizado y templado. El tiempo de medición en este caso fue de 2400 s.

De acuerdo con la teoría, la intensidad integrada Q_0 es proporcional a la fracción en volumen f_v de las zonas de GP formadas; esta proporcionalidad es válida si la diferencia entre la densidad electrónica de la matriz y la de las zonas de GP se mantiene prácticamente constante durante el tratamiento de preenvejecimiento isotérmico, lo cual es generalmente aceptado¹²⁻¹³, dado que estas densidades sólo dependen de la temperatura¹⁴. Además, es necesario que se cumpla que la fracción en volumen de zonas de GP sea baja; esta condición efectivamente se cumple para la

I. Microstructure evolution and mechanical properties, Acta Mater. 47, 281-292, 1999.

¹¹ R. Ferragut, A. Somoza, A. Tolley, I. Torriani. Precipitation kinetics in Al-Zn-Mg commercial alloys. En preparación.

¹² K. Osamura, Y. Hiraoka, Y. Murakami. The resistivity maximum during Guinier-Preston zone formation in Al-Zn alloys, Phil. Mag. 28, 809-825, 1973.

¹³ C. Meng, H. Long, Y. Zheng. A study of Mechanism of Hardness change of Al-Zn-Mg alloy during retrogression reaging treatments by small-angle X-ray Scattering (SAXS), Met. Mat. Trans. A28, 2067-2071, 1997.

¹⁴ V Gerold. Small-Angle X-ray Scattering. Proceedings of the Conf. Held at Syracuse University. Ed. H. Brumberger. Gordon & Breach, N. Y., 277-317, 1965.

aleación 7012, ya que estimaciones realizadas recientemente mediante microscopía electrónica en muestras preenvejecidas a una temperatura próxima a las aquí utilizadas (20° C), dan cuenta de un valor de $f_v \sim 10^{-3}$. De esta manera, $f_v(t)$ está relacionada con la intensidad integrada de la siguiente forma¹².

$$f_v(t) = \frac{Q_0(t)}{Q_{0\infty}} f_{v\infty}, \quad (2)$$

Donde $f_{v\infty}$ y $Q_{0\infty}$ son los valores de saturación que alcanzan la fracción en volumen y la intensidad integrada.

En la Fig. 3 se presentan, en forma conjunta, las variaciones relativas de la fracción en volumen f_{vr} y de la resistividad eléctrica ρ_e en función del tiempo de preenvejecimiento a 50°C y 62°C, en donde f_{vr} y ρ_e fueron calculados usando la relación:

$$X_e(t) = X(t) - X_i / X_s - X_i, \quad (3)$$

Donde la variable $X_e(t)$ representa tanto a $f_{vr}(t)$ como a $\rho_e(t)$, X_i y X_s son los valores inicial y máximo y $X(t)$ es el valor instantáneo que toman $\rho(t)$ y $f_v(t)$ durante la evolución isotérmica. Puede observarse que los comportamientos de f_{vr} y ρ_e muestran un acuerdo razonable, lo cual confirmaría una hipótesis anteriormente propuesta, en donde, en el límite de pequeñas zonas de GP, el incremento de la resistividad podría atribuirse fundamentalmente a un aumento en la fracción en volumen de las zonas formadas⁹. Se encontró que el comportamiento cinético de la información experimental presentada en la Fig. 3 puede ser satisfactoriamente descrito mediante una función del tipo Johnson-Mehl-Avrami.

$$X_e = \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{t_c}\right)^n\right) \right].$$

(4)

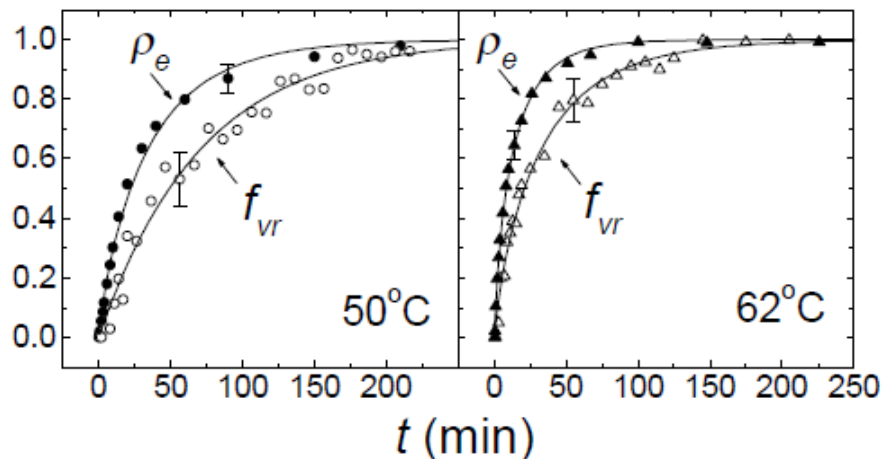


Figura 3. Variación de ρ_e y de f_{vr} en función del tiempo de preenvejecimiento a 50°C y 62°C. Las líneas continuas son ajustes realizados a los datos experimentales usando la ecuación (4).

Tabla 1. Valores de n y t_c obtenidos del ajuste de la función dada por la ec. (4) a los datos experimentales de ρ_e y f_{vr} obtenidos durante el preenvejecimiento a 50°C presentados en la Fig. 3.

	50°C		62°C	
	n	t_c (min)	n	t_c (min)
f_{vr}	1.00	70.9	0.83	32.7
ρ_e	0.86	34.1	0.78	13.4

Los parámetros n y t_c fueron hallados de los mejores ajustes de la función de JMA de la ec. (4) a los datos experimentales (ver Tabla 1). Se estima que el error de t_c es menor al 15% de su valor. Tanto n y t_c dependen de las condiciones de difusión y se relacionan directamente con los cambios de la resistividad y la fracción en volumen a cada temperatura. Si bien sería necesario contar con mayor información para hacer un estudio sistemático de los tiempos t_c , puede puntualizarse que estos parámetros muestran diferencias al comparar las evoluciones de f_{vr} y r_e a una dada temperatura; además, puede verse que los tiempos reflejan una tendencia típica de un proceso térmicamente activado, tal cual es esperado. Por otro lado, se encuentra que los valores de n mostrados en la Tabla 1 están en un buen acuerdo con los reportados del estudio llevado a cabo mediante resistividad en aleaciones del sistema Al-Zn-Mg (con alto contenido de Zn y contenido de Mg variable) durante el preenvejecimiento¹⁵. Sin embargo, los valores absolutos de n resultan ser menores a los esperados para un proceso de crecimiento controlado por difusión para partículas esféricas¹⁶; este hecho posiblemente refleje un proceso de difusión complejo durante la preprecipitación. Recientemente dos de los autores de este trabajo propusieron, a partir de estudios realizados mediante resistometría eléctrica⁹, espectroscopía temporal de aniquilación de positrones y microdureza Vickers³⁻¹⁷⁻¹⁸, que en la aleación 7012 el principal mecanismo de difusión para la formación de zonas sería el transporte de pares formados por un átomo de Mg y una vacancia. Según esta caracterización, los átomos de Zn se difundirían por el arrastre producido por los pares Mg-vacancia. Si bien las evoluciones de ρ_e y f_{vr} de la Fig. 3 tienen un comportamiento similar no se desprende que existe una relación lineal entre ambas. Lendvai *et al*¹⁹. Encontraron en la aleación Al-3.2 Zn-2.2 Mg (%wt) que la resistividad y la fracción en volumen se relacionan mediante la siguiente expresión:

$$\rho \propto f_v^{2/3}. \quad (5)$$

¹⁵ W. Oerttel, C. Radomsky, H. Löffler. Information gain from analytical description of isothermal resistivity curves, *Kristall and Technik*. 15, 713-719, 1980.

¹⁶ J. W. Christian. *Transformations in Metals and Alloys*, Pergamon Press, N. Y., 425-548 1975.

¹⁷ R. Ferragut, A. Somoza, A. Dupasquier. Positron Annihilation Study of Vacancy Dynamics after the Solution Treatment of Al-Zn-Mg Alloys, *Proceedings of the 6th Int. Conf. on Aluminum Alloys*, T. Sato, S. Kumai, T. Kobashayi, Y. Murakami (Eds.). The Japan Institute of Light Metals, Japan, Vol. 2, 683-689, 1998.

¹⁸ R. Ferragut, A. Somoza, A. Dupasquier. On the two-step ageing in a commercial Al-Zn-Mg alloy. A study by positron lifetime spectroscopy, *J. Phys.: Condens. Matter*. 8, 8945-8952, 1996.

¹⁹ J. Lendvai, T. Ungár, I. Kovács. Correlation between resistivity and volume fraction of GP zones in an Al-3.2wt% Zn-2.2wt% Mg alloy, *Phil. Mag.* 33, 209-212, 1976.

Del análisis de los resultados encontrados en este trabajo se desprende que sólo es posible utilizar una expresión fenomenológica de este tipo si se cumple que la fracción en volumen crece linealmente con el tiempo de preenvejecimiento. En función de los resultados obtenidos, este comportamiento de f_v solamente puede considerarse como válido en los estadios iniciales de la preprecipitación, en un rango aproximado entre 0 y el 50% del total de la evolución de f_v ; a partir del cual, la fracción en volumen tiende asintóticamente a un valor de saturación. En el rango mencionado, se encuentra que existe una buena correlación entre los resultados haciendo uso de la ec. (5), con un exponente que toma un valor de 0.77 para muestras preenvejecidas a 50°C y 0.85 para muestras preenvejecidas a 62°C; encontrándose ambos valores algo por encima del obtenido por Lendvai *et al.*

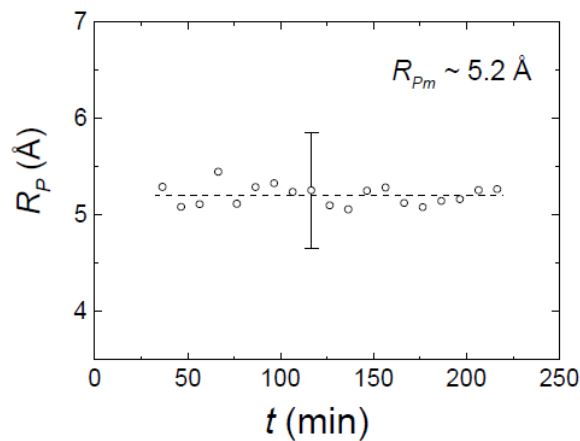


Figura 4. Representación del radio de Porod R_p en función del tiempo de preenvejecimiento a 50°C.

Con el objeto de obtener información cuantitativa de las partículas pequeñas se estimó a partir de los resultados de SAXS el radio de Porod R_p , el cual representa una dimensión típica media de dichas partículas⁶⁻²⁰⁻²¹. Este radio se obtuvo como el cociente entre el volumen y la superficie totales de los centros dispersores, mediante la siguiente ecuación:

$$R_p = \frac{3}{\pi(1 - f_v)} \left(\frac{\int_0^\infty I(q)q^2 dq}{\lim_{q \rightarrow \infty} [I(q) \cdot q^4]} \right) \quad (6)$$

En donde para una fracción en volumen suficientemente baja ($1 - f_v$) es ~ 1 , tal como ocurre en el caso estudiado. El límite expresado en la ec. (6) se determinó para cada evolución como el valor constante al que tienden los resultados experimentales en una representación $I(q) \cdot q^4$ vs. q^4 . En la Fig. 4 se observa que no se revelan cambios, dentro del error experimental, de R_p en función del tiempo de preenvejecimiento a 50°C, siendo su valor 5.2 ± 0.6 Å; durante el preenvejecimiento a 62°C se encontró un

²⁰ A. Guinier, G. Fournet. Small-angle of X-rays. John Wiley and Sons, London, 1955.

²¹ M. Ipohorski, A. Bonfiglioli. Pre-precipitation in Al/Zn and Al/Zn/Mg alloys studied by smallangle X-ray scattering, J. Mat. Sci. 2, 371-377, 1967.

comportamiento similar con un radio de Porod medio de $5.3 \pm 0.4 \text{ \AA}$. Al respecto puede destacarse, que Oettel realizó una experiencia similar a la llevada a cabo en este trabajo²²⁻²³, con mediciones de resistividad y SAXS en muestras preenvejecidas a -10°C en la aleación Al-4.5%at.Zn-2.0%at.Mg, encontrando un comportamiento similar durante la formación de las zonas de GP, donde el radio medio de las partículas se mantuvo aproximadamente constante ($R_G = 8.3 \pm 0.4 \text{ \AA}$).

CONCLUSIONES

A partir del estudio llevado a cabo acerca de la preprecipitación en la aleación comercial 7012 pueden destacarse los siguientes elementos:

- (i) El incremento de la resistividad eléctrica depende fundamentalmente de la fracción en volumen de las zonas de Guinier-Preston formadas y no de su tamaño medio.
- (ii) En los primeros estadios de la preprecipitación, donde puede suponerse que la fracción en volumen de las zonas de GP depende linealmente del tiempo de preenvejecimiento, se encontró que: $\rho_{\infty} \propto fV^b$, donde $b \sim 0.8$ en el rango de las temperaturas estudiadas.
- (iii) La cinética del proceso de formación de zonas de GP puede ser descrita adecuadamente mediante una función del tipo Johnson-Mehl-Avrami.

1.2 Justificación

Debido a la necesidad de incorporar en el mercado nuevos materiales, es necesario investigar el comportamiento de nuevos procesos, aleaciones, tratamientos térmicos y el estudio del comportamiento de algunos de ellos, al someterlos a ciertas pruebas con determinadas condiciones, para verificar sus propiedades para un uso categórico ideal.

Por lo cual, para este proyecto, es necesario un estudio riguroso en su estructura cristalina para definir la calidad del material, el tamaño del grano y los enlaces presentes en el material por medio de la microscopia electrónica, ciertamente con estas investigaciones se revelarían ventajas, desventajas, viabilidad e inviabilidad en ciertas aplicaciones para el aluminio 6063-T5 en cuestión, puesto que se puede concebir la posibilidad de que el material no tolere adecuadamente el tratamiento y por ende no responda como debiese, todo esto sin contar con el adelanto tecnológico que se estaría dando al incorporar técnicas y experimentos poco usuales en materiales en condiciones específicas que hoy en día forman parte de la variedad de metales especiales y de alto costo; además se espera determinar si se le aplica al material un tratamiento térmico de envejecido además de mejorar su resistencia a la tensión como es el comportamiento de los granos de su estructura cristalina y si se presentan Zonas de Guinier - Preston.

²² U. H. Glässer, H. Löffler. Effective medium approach for the residual resistivity of alloys containing Guinier-Preston zones, Phys. Stat. Sol. (b). 126, 741-751, 1984.

²³ U. H. Glässer, H. Löffler. Structure and Structure Development of Al-Zn Alloys, H. Löffler (Ed.), Akademie Verlag, Berlin, 141-155, 1995.

2. Objetivos

2.1 Objetivo General:

- Estudiar la formación de Zonas de Guinier-Preston en un aluminio 6063-T5 envejecido a una temperatura de 170°C durante tiempos de 12,18,24,48,72 y 96 horas usando un microscopio electrónico de barrido.

2.2 Objetivos Específicos:

- Realizar el tratamiento térmico de envejecimiento en el aluminio 6063-T5 a una temperatura de 170 °C durante tiempos de 12, 18, 24, 48, 72 y 96.
- Realizar la observación de la estructura cristalina del aluminio 6063-T5 envejecido a diferentes tiempos a una temperatura de 170°C utilizando un microscopio electrónico de barrido (MEB).
- Identificar en la microestructura del aluminio 6063-T5 las Zonas de Guinier-Preston y su variación en los diferentes tiempos de someter el material a un tratamiento de envejecido.
- Realizar pruebas de dureza al aluminio 6063-T5 tratado térmicamente y establecer una relación con los cambios estructurales que presenta el material.

3. Marco Teórico

3.1 Tratamientos Térmicos

A través de los tratamientos térmicos podemos modificar las propiedades de los metales, mediante alteraciones de su estructura, pudiendo así desempeñar con garantías los trabajos demandados. Las aleaciones de tipo ferroso son las que mejor se prestan a ello.

El tratamiento térmico consiste en calentar el acero a una temperatura determinada, mantenerlo a esa temperatura durante un cierto tiempo hasta que se forme la estructura deseada y luego enfriarlo a la velocidad conveniente. Los factores temperatura-tiempo deben ser muy bien estudiados dependiendo del material, tamaño y forma de la pieza. Con el tratamiento conseguiremos modificar microscópicamente la estructura interna de los metales, produciéndose transformaciones de tipo físico, cambios de composición y propiedades.

El tratamiento térmico en el material es uno de los pasos fundamentales para que pueda alcanzar las propiedades mecánicas para las cuales está creado.

Este tipo de procesos consisten en el calentamiento y enfriamiento de un metal en su estado sólido para cambiar sus propiedades físicas. Con el tratamiento térmico adecuado se pueden reducir los esfuerzos internos, el tamaño del grano, incrementar la tenacidad o producir una superficie dura con un interior dúctil. La clave de los tratamientos térmicos consiste en las reacciones que se producen en el material, tanto en los aceros como en las aleaciones no férricas, y ocurren durante el proceso de calentamiento y enfriamiento de las piezas, con unas pautas o tiempos establecido.

Para conocer a que temperatura debe elevarse el metal para que se reciba un tratamiento térmico es recomendable contar con los diagramas de cambio de fases

como el de hierro - hierro - carbono. En este tipo de diagramas se especifican las temperaturas en las que suceden los cambios de fase (cambios de estructura cristalina), dependiendo de los materiales diluidos.

Entre los tratamientos térmicos más usados se tiene:

- **Recocido:** El objeto principal de este es ablandar el acero; otras veces también se desea además regenerar su estructura o eliminar tensiones internas. Consisten en calentamientos a temperaturas adecuadas, seguidos generalmente de enfriamientos lentos.
- **Temple:** El temple tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia de los aceros. Para ello, se calienta en general el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y se enfría luego más o menos rápidamente (según la composición y el tamaño de la pieza) en un medio conveniente, agua, aceite, etc.
- **Normalizado:** Este tratamiento consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior, seguido de un enfriamiento en aire tranquilo. De esa forma, se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se consideran como normales y características de su composición.
- **Revenido:** Es un tratamiento que se da a las piezas de acero que han sido previamente templadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior la crítica, se disminuye la dureza y resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, quedando el acero con la dureza o resistencia deseada.
- **Cementación:** Por medio de este tratamiento se modifica la composición de las piezas, aumentando el contenido en carbono de la zona periférica, obteniéndose después, por medio de temples y revenidos, una gran dureza superficial.
- **Cianuración:** Es un tratamiento parecido a la cementación, en el que el acero absorbe carbono y nitrógeno en la zona superficial, quedando luego esa zona periférica muy dura después de un temple final.
- **Sulfinización:** Es un tratamiento que se da a los aceros a 565° aproximadamente en baño de sales de composición especial y que mejora extraordinariamente la resistencia al desgaste. Esa mejora se consigue por la incorporación de azufre a la superficie de las piezas de acero sin que con ello se aumente mucho la dureza.
- **Nitruración:** Es un tratamiento de endurecimiento superficial a baja temperatura, en el que las piezas de acero templadas y revenidas al ser calentadas a 500° en contacto con una corriente de amoniaco, que se introduce en la caja de nitrurar, absorben nitrógeno, formándose en la capa periférica nitruros de gran dureza, quedando las piezas muy duras sin necesidad de ningún otro tratamiento posterior.²⁴

²⁴Apraiz Barreiro José. 2000Tratamientos térmicos de los aceros. Décima edición. Editorial Dossat

3.1 Efectos De Los Tratamientos Termicos En El Aluminio

Un tratamiento térmico, en sentido amplio de la palabra, se refiere al calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, para modificar sus propiedades mecánicas, su estructura metalográfica o eliminar tensiones residuales. Cuando se aplica a aleaciones de aluminio, el término tratamiento térmico se refiere usualmente a las operaciones empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de las aleaciones de forja o de moldeo endurecibles por precipitación. La solubilización de las segundas fases, capaces de precipitar durante el envejecimiento, no es el único cambio microestructural que tiene lugar en las aleaciones de fundición al ser tratadas térmicamente.

La morfología de los compuestos intermetálicos y del silicio eutéctico cambia cuando la aleación se trata a altas temperaturas y durante largos periodos de tiempo, por una serie de mecanismos, siendo el más aceptado el de fragmentación y redondeo de la agujas de silicio.

Cuando ciertas aleaciones de aluminio se mantienen a temperaturas inferiores a 250°C, después de templadas desde altas temperaturas (350 °C ó más), aumenta su resistencia mecánica. El descubrimiento del endurecimiento estructural por envejecimiento, en 1906, condujo al desarrollo de la primera aleación industrial, el Duraluminio, en 1916. Desde entonces, las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación han adquirido una importancia práctica considerable, gracias a las mejoras continuas en sus características físicas y mecánicas específicas, y a su aptitud para la conformación (moldeo o colada continua o semicontinua), forja en caliente o en frío, etc.

Este fenómeno de endurecimiento estructural no es específico de las aleaciones de aluminio, sino que se da también en aleaciones base cobre, magnesio, plomo o las super aleaciones base cobalto o níquel.

Desde un punto de vista teórico, la primera aproximación al mecanismo de envejecimiento de aleaciones templadas fue propuesta en 1919 por Merica, que explicaba el endurecimiento por la precipitación de una nueva fase a baja temperatura a partir de una solución sólida sobresaturada. Se han realizado numerosos trabajos sobre el endurecimiento por envejecimiento donde se estudian las interacciones entre dislocaciones y precipitados así como sobre los mecanismos de precipitación²⁵.

3.2 Tratamiento Térmico En El Aluminio

En su sentido más amplio, se refiere a cualquier proceso de calentamiento y enfriamiento, operaciones que se realizan con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica, o el estado de tensiones residuales de un producto metálico.

²⁵Baile Puig Maite. 2005, Estudio de la conformación de componentes aluminio-silicio en estado - Universidad Politécnica de Cataluña. Ingeniería metalúrgica

Cuando el término se aplica a las aleaciones de aluminio, sin embargo, su uso con frecuencia se limita a las operaciones específicas empleadas para aumentar la fuerza y la dureza de la precipitación-endurecimiento forjadas y fundidas aleaciones. Estos generalmente se conocen como aleaciones

"tratables térmicamente" para distinguirlas de las aleaciones en las que no puede lograrse un fortalecimiento significativo que se lograría por calentamiento y refrigeración. Este último, conocido normalmente como aleaciones "no tratables térmicamente", dependerá principalmente del trabajo en frío para incrementar la fuerza. El calentamiento para reducir la fortaleza e incrementar la ductilidad (recocido) se utiliza con aleaciones de ambos tipos; las reacciones metalúrgicas pueden variar con el tipo de aleación y con el grado de ablandamiento deseado. A excepción de la baja temperatura tratamiento de estabilización que se esgrime para aleaciones de la serie 5xxx (que es un tratamiento de molino y no se discuten en este artículo), tratamientos de recocido total o parcial son los únicos utilizados para aleaciones no tratables térmicamente.

3.3 Precipitación De Una Solución Sólida

Uno de los atributos esenciales de un sistema de aleación de endurecimiento por precipitación es un equilibrio dependiente de la temperatura de solubilidad sólida que se caracteriza por el aumento de solubilidad con el aumento de la temperatura. Aunque esta condición se cumple en la mayoría de los sistemas de aleación de aluminio binarios, muchos muestran muy poca precipitación por endurecimiento, y estas aleaciones normalmente no se consideran tratables de calor. Las aleaciones del aluminio-silicio y sistemas binarios de aluminio manganeso, por ejemplo, presentan relativamente pocos cambios en las propiedades mecánicas como consecuencia de tratamientos térmicos que producen precipitaciones considerables. Los principales sistemas de aleación con la precipitación por endurecimiento son:

- Sistemas de aluminio y cobre con el fortalecimiento de CuAl_2 .
- Sistemas de aluminio-magnesio cobre (el magnesio intensifica la precipitación).
- Sistemas de aluminio-silicio de magnesio con el fortalecimiento de Mg_2Si .
- Sistema de aluminio-zinc-magnesio con el fortalecimiento de MgZn_2 .
- Sistemas de aluminio-zinc-cobre-magnesio.

El requisito general para el fortalecimiento de la precipitación de soluciones sólidas sobresaturadas implica la formación de finas dispersiones precipitadas durante los tratamientos de envejecimiento por calor (que puede incluir tanto envejecimiento natural o de envejecimiento artificial). El envejecimiento no debe llevarse a cabo sólo por debajo de la temperatura de equilibrio solvus, pero por debajo de un hueco de miscibilidad metaestable llamada la Guinier-Preston (GP) zona solvus línea. La sobresaturación de ofertas permite difusión, y por lo tanto la formación de zona, ocurren mucho más rápido de lo esperado por los coeficientes de difusión de

equilibrio. En el proceso de precipitación, la solución del sólido saturado desarrolla agrupaciones soluto, que luego participan en la formación de transición (no equilibrio) precipitados²⁶.

3.4 Efectos Termomecánicos En El Envejecimiento

Se producen después del tratamiento de deformación por calor de la solución. El paso de deformación puede estar caliente o frío, y antes, después o durante el envejecimiento. Las prácticas termomecánicas más simples son las de los T3 convencionales, T8 o T9. El ritmo y la magnitud de la precipitación por fortalecimiento son claramente aumentados en algunas aleaciones por trabajo en frío después del temple, mientras que otras aleaciones muestran poca o ninguna fortalecimiento al ser tratados por esta secuencia de operaciones.

Las aleaciones de la serie 2xxx como 2014, 2124, y 2219 son particularmente sensibles al trabajo en frío entre temple y al envejecimiento, y esta característica es la base de la mayor fuerza temple T8. El mejoramiento de la fuerza producido de la combinación de trabajo en frío y tratamiento térmico de precipitación es el resultado de nucleación de partículas adicionales precipitadas por ese mayor esfuerzo. En algunas aleaciones de la serie 2xxx, cepa introducida por trabajo en frío después del tratamiento térmico y la solución temple también induce la nucleación de un fino precipitado de dispersión que aumenta la fuerza. Depende de la temperatura del envejecimiento, sin embargo, la dureza que puede verse afectada²⁷.

3.5 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

La microscopía electrónica de barrido permite la observación y caracterización de materiales orgánicos e inorgánicos en escalas nanométricas y micrométricas; además de tener la capacidad de obtener imágenes tridimensionales de superficies en un amplio rango de materiales. El mayor uso de la microscopía electrónica de barrido es el de obtener imágenes topográficas a muy altas magnificaciones.

Para su funcionamiento utiliza electrones en lugar de luz para formar una imagen. Para lograrlo, el equipo cuenta con un dispositivo (filamento) que genera un haz de electrones para iluminar la muestra y con diferentes detectores se recogen después los electrones generados de la interacción con la superficie de la misma para crear una imagen que refleja las características superficiales de la misma, pudiendo proporcionar información de las formas, texturas y composición química de sus constituyentes.

La versatilidad de la microscopía electrónica de barrido respecto a transmisión se deriva en gran medida de la gran variedad de interacciones que sufre el haz de electrones en el espécimen y la preparación. Las interacciones pueden dar información sobre la composición del espécimen, topografía, cristalografía, potencial eléctrico, campo magnético local, etc.

²⁶ASM 2008 Metals HandBook Heat Treating -Volume 4 Pág. 1926-1927

²⁷ASM 2008 Metals HandBook Heat Treating -Volume 4 Pág. 1861-1864

3.6 Zonas de Guinier-Preston

Zonas de Guinier-Preston (*Guinier-Preston zones*)

1. Diminutas aglomeraciones de átomos que se precipitan de la matriz en las primeras etapas del proceso de endurecimiento por envejecimiento. Aunque las zonas GP son coherentes con la matriz, son muy pequeñas para proporcionar un endurecimiento óptimo.²⁸
2. Zonas iniciales de soluto formadas en planos cristalográficos definidos dentro de una disolución sólida súper saturada antes de empezar la precipitación.²⁹

4. Metodología

Inicialmente se procederá a recopilar toda la información que se encuentre disponible en todas las fuentes de búsqueda ya sea digital o física, para tener un soporte y una guía de lo que se ha hecho y saber qué posibilidades hay de encontrar microconstituyentes favorables o comportamientos que sugieran un comportamiento más estable, en cuanto a resistencia de todo tipo de aplicación de energías. Esto seguido del estudio y preparación previa de todas las normas para realizar los ensayos pertinentes a la propuesta, que en este caso es la prueba de tensión, que estarán basadas en estándares internacionales para que tengan todo el respaldo del caso, junto a la debida recopilación de datos y evidencias que certifiquen que el trabajo se hizo como se está planteando. Más adelante se deberá adquirir el material que es el aluminio 6063 en su estado de entrega que básicamente lo que significa es que se va a empezar a trabajar con las especificaciones del fabricante, que son de un perfil indicado para este fin y su longitud será según las dimensiones de la máquina para dicha prueba. De esta manera se tendrán unos tiempos de calentamiento de 12,18,24,48,72 y 96 horas en un horno a 170°C y para cada intervalo de tiempo se tendrán tres probetas para poder determinar el valor medio aproximado en caso de que los resultados de las pruebas den valores muy distantes. Posterior a esto se procede a realizar el tratamiento térmico de envejecido a los tiempos estipulados que luego de finalizado se procederá a practicar el análisis en el microscopio electrónico de barrido (MEB) para identificar las zonas de Guinier-Preston en el material tratado y realizar una comparación del comportamiento de la resistencia a la tensión con la variación en su microestructura, también se realiza una prueba de dureza Rockwell para analizar la variación de esta propiedad cuando el material es sometido a un envejecido.

Finalmente se hará el análisis y la tabulación de los resultados para poder elaborar en última instancia la debida presentación de los valores recopilados mostrando las variaciones con respecto al original junto a las debidas observaciones y conclusiones anexas al artículo científico que deriva de todo el proceso.

²⁸ ASKELAN, D. R. (2011). *Quimica.es*. Obtenido de http://www.quimica.es/enciclopedia/Tratamiento_t%C3%A9rmico.html

²⁹ J M Costa. (2005). *Diccionario de química física*. Ediciones Díaz de Santos.

5. Cronograma

1	MES 1				MES 2				MES 3				MES 4			
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
2																
3	Obtención de Antecedentes.	■														
4	Análisis de Estudios Previos.		■													
5	Adquisición y Preparación del Material para las Probetas.			■												
6	Realización de Metalografía Previa Inicial.				■	■										
7	Realización del Tratamiento Térmico de Envejecido.					■	■	■								
8	Elaboración de Ensayo de Resistencia a la Tensión.							■	■	■						
9	Realización de Ensayo de Resistencia a la Tensión.								■	■	■					
10	Obtención y Organización de Datos.										■	■	■			
11	Análisis, Conclusiones y Comparación de los Datos.												■	■		
12	Redacción y Preparación del Artículo Final.														■	
13	Entrega y Sustentación.															■

6. Presupuesto Y Fuentes De Financiación

CONCEPTO	COSTO (\$)
CONSULTA Y DOCUMENTACIÓN	90.000
ELABORACIÓN DE DOCUMENTACIÓN	50.000
IMPREVISTOS	244.000
MATERIAL	40.000
MECANIZADO	160.000
ENSAYOS	1.300.000
MANO DE OBRA	1.800.000
TOTAL	3.684.000

La mayoría de los costos anteriormente reflejados son los realizados en entidades privadas pero debido a que el análisis necesita de investigación y pruebas, es importante contar con la ayuda de centros y empresas publicas especializadas en el mecanizado, tratamiento térmico y análisis microestructural de los materiales, necesitaremos cartas de autorización de la universidad para realizar las pruebas en el SENA y asesorías de los docentes e ingenieros mecánicos de la universidad accediendo a los respectivos laboratorios y talleres.

El proyecto será financiado principalmente con el presupuesto de los ejecutores.

7. Bibliografía

1. H. Löffler, Y. Kovacs, J. Lendvai. *Decomposition processes in Al-Zn-Mg*, *J. Mater. Sci.* 18, 2215-2240, 1983.
2. G. Dlubek, R. Krause, O. Brümmer, F. Plazaola. *Study of formation and reversion of Guinier-Preston zones in Al 4.5at%Zn-xat%Mg alloys by positrons*, *J. Mater. Sci.* 21, 853-858, 1986.
3. R. Ferragut, A. Somoza, A. Dupasquier. *Positron lifetime spectroscopy and decomposition processes in commercial Al-Zn-Mg based alloys*, *J. Phys.: Condens. Matter.* 10, 3903-3918, 1998.
4. R. Ferragut, A. Somoza, A. Tolley. *Microstructural evolution of 7012 alloy during the early stages of artificial ageing*, *Acta Mater.* 47, 4355-4364, 1999.
5. A. Guinier. *Heterogeneities in solid solutions*, *Solid State Phys.* 9, 293-398, 1959.
6. A. Deschamps, M. Niewczas, F. Bley, Y. Bréchet, J. D. Embury, L. Le Sinq, F. Livet, J. P. Guyot. *Low-temperature dynamic precipitation in a supersaturated Al-Zn-Mg alloy and related strain hardening*, *Phil. Mag.* 79, 2485-2504, 1999.
7. C. Panseri, T. Federighi. *Evidence for the interaction between Mg atoms and vacancies in Al-Zn 10%-Mg 0.1% alloy*, *Acta Metall.* 11, 575-584, 1963.
8. O. Glatter, O. Kratky. *Small angle X-ray scattering*, *Academics Press, London*, 1982.
9. A. Deschamps, Y. Bréchet, P. Guyot, F. Livet. *On the influence of dislocations on precipitation in an Al-Zn-Mg alloy*, *Z. Metallkd.* 88, 601-606, 1997.
10. A. Deschamps, F. Livet, Y. Bréchet. *Influence of predeformation on ageing in an Al-Zn-Mg alloy-I. Microstructure evolution and mechanical properties*, *Acta Mater.* 47, 281-292, 1999.

11. R. Ferragut, A. Somoza, A. Tolley, I. Torriani. *Precipitation kinetics in Al-Zn-Mg comercial alloys. En preparaci3n.*
12. K. Osamura, Y. Hiraoka, Y. Murakami. *The resistivity maximum during Guinier-Preston zone formation in Al-Zn alloys, Phil. Mag. 28, 809-825, 1973.*
13. C. Meng, H. Long, Y. Zheng. *A study of Mechanism of Hardness change of Al-Zn-Mg alloy during retrogression reaging treatments by small-angle X-ray Scattering (SAXS), Met. Mat. Trans. A28, 2067-2071, 1997.*
14. V Gerold. *Small-Angle X-ray Scattering. Proceedings of the Conf. Held at Syracuse University. Ed. H. Brumberger. Gordon & Breach, N. Y., 277-317, 1965.*
15. W. Oerttel, C. Radomsky, H. L3ffler. *Information gain from analytical description of isothermal resistivity curves, Kristall and Technik. 15, 713-719, 1980.*
16. J. W. Christian. *Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, N. Y., 425-548 1975.*
17. R. Ferragut, A. Somoza, A. Dupasquier. *Positron Annihilation Study of Vacancy Dynamics after the Solution Treatment of Al-Zn-Mg Alloys, Proceedings of the 6th Int. Conf. on Aluminum Alloys, T. Sato, S. Kumai, T. Kobashayi, Y. Murakami (Eds.). The Japan Institute of Ligth Metals, Japan, Vol. 2, 683-689, 1998.*
18. R. Ferragut, A. Somoza, A. Dupasquier. *On the two-step ageing in a commercial Al-Zn-Mg alloy. A study by positron lifetime spectroscopy, J. Phys.: Condens. Matter. 8, 8945-8952, 1996.*
19. J. Lendvai, T. Ung3r, I. Kov3cs. *Correlation between resistivity and volume fraction of GP zones in an Al-3.2wt% Zn-2.2wt% Mg alloy, Phil. Mag. 33, 209-212, 1976.*
20. A. Guinier, G. Fournet. *Small-angle of X-rays. John Wiley and Sons, London, 1955.*
21. M. Ipohorski, A. Bonfiglioli. *Pre-precipitation in Al/Zn and Al/Zn/Mg alloys studied by smallangle X-ray scattering, J. Mat. Sci. 2, 371-377, 1967.*
22. U. H. Gl3sser, H. L3ffler. *Effective medium approach for the residual resistivity of alloys containing Guinier-Preston zones, Phys. Stat. Sol. (b). 126, 741-751, 1984.*
23. U. H. Gl3sser, H. L3ffler. *Structure and Structure Development of Al-Zn Alloys, H. L3ffler (Ed.), Akademie Verlag, Berlin, 141-155, 1995.*
24. Apraiz Barreiro Jos3. *2000Tratamientos t3rmicos de los aceros. D3cima edici3n. Editorial Dossat*
25. Baile Puig Maite. *2005, Estudio de la conformaci3n de componentes aluminio-silicio en estado - Universidad Polit3cnica de Catalu3a. Ingenier3a metal3rgica.*
26. ASM 2008 Metals HandBook Heat Treating -Volume 4 P3g. 1926-1927
27. ASM 2008 Metals HandBook Heat Treating -Volume 4 P3g. 1861-1864
28. ASKELAN, D. R. (2011). *Quimica.es. From*
http://www.quimica.es/enciclopedia/Tratamiento_t%C3%A9rmico.html
29. J M Costa. (2005). *Diccionario de qu3mica f3sica. Ediciones D3az de Santos.*