

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



CALENTAMIENTO ADIABATICO EN UNA
ALEACION TERMOTRATABLE DE ALUMINIO

Por:

JACOBO HERNANDEZ SANDOVAL.

T E S I S

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE
LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

AGOSTO DEL 2001



1020145692



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**CALENTAMIENTO ADIABÁTICO EN UNA ALEACIÓN
TERMOTRATABLE DE ALUMINIO.**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
POR

DIRECCIÓN JACOBO HERNÁNDEZ SANDOVAL ECAS

T E S I S

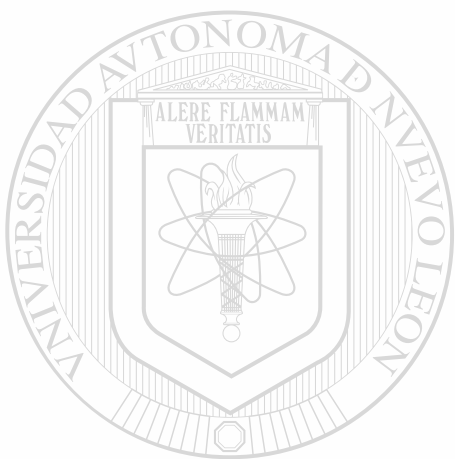
**EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

CD. UNIVERSITARIA

AGOSTO DEL 2001

0150-32360

TM
Z 5853
M2
FIME
2001
H47



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

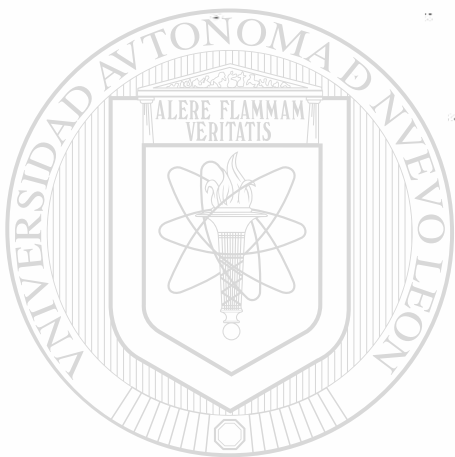


FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que la Tesis **“Calentamiento adiabático en una aleación termotratable de aluminio”**, realizada por el Ing. Jacobo Hernández Sandoval sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis



Asesor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor

Dr. Jose Luis Cavazos García

Coasesor

Dr. Enrique Peña Muñoz

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Vó. Bo.

M.C. Roberto Villarreal Garza

División de Estudios de Postgrado

Calentamiento adiabático en una aleación termotratable de aluminio.

Índice.

Resumen	1
Capítulo 1. Introducción.	2
Capítulo2. Aleaciones de aluminio.	5
2.1. Introducción.	
2.2. Clasificación de las aleaciones de aluminio.	
2.3. Clasificación de las aleaciones trabajadas.	
2.4. Sistema de designación para el tratamiento de las aleaciones de aluminio.	
2.5. Sistema de designación para las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente.	
2.6. Tratamiento térmico en aleaciones termotratables.	
2.7. Aleaciones de la serie 6XXX.	
Capitulo3. Deformación plástica en compresión.	14
3.1. Introducción.	
3.2. Conversión de energía térmica en energía mecánica.	
3.3. Esfuerzo.	
3.4. Deformación.	
3.5. Relaciones entre esfuerzo y deformación.	
3.6. Velocidad de deformación.	
3.7. Análisis de inestabilidad plástica.	
Capítulo4. Procedimiento experimental.	33
4.1. Caracterización.	
4.2. Tratamientos térmicos.	
4.3. Ensayos de compresión.	
4.4. Obtención de la capacidad calorífica.	
Capítulo5. Resultados y discusión.	41
Capítulo6. Conclusiones y recomendaciones.	61
Bibliografía.	63
Resumen autobiográfico	66

Resumen.

Se realizaron una serie de pruebas compresivas en una aleación de aluminio termotratable 6061 en diferentes condiciones (extruída, solubilizada, máxima dureza y recocida) para determinar tanto las propiedades mecánicas como la magnitud del calentamiento adiabático, debido a la deformación plástica de la aleación. Las muestras fueron deformadas con termopares tipo K insertados en medio de la pieza con el propósito de registrar las temperaturas alcanzadas durante los ensayos de compresión.

Se analizaron los incrementos de temperatura en las gráficas temperatura-tiempo, el comportamiento mecánico del material con las curvas esfuerzo-deformación y el fenómeno de inestabilidad plástica mediante la sensibilidad a la velocidad de deformación (m).

Se encontró que el incremento en temperatura crece en función de la resistencia del material, modificada por los tratamientos térmicos, además del incremento en la velocidad de deformación.

CAPÍTULO 1.

INTRODUCCIÓN.

La energía calorífica generada en los procesos de deformación plástica es disipada por algunas de las formas de transferencia de calor. Si la velocidad de deformación se incrementa, la disipación de calor no es lo suficientemente rápida, por lo que ocurrirá una elevación en la temperatura del metal y en las herramientas en contacto con él. Es por eso que uno de los principales factores para que se registre un aumento evidente en la temperatura del material (calentamiento adiabático) durante la deformación plástica es la velocidad de deformación [1].

La resistencia mecánica también se considera un factor importante en este aumento de temperatura del material, debido a que se necesita mayor energía para deformar materiales más resistentes y por tanto, la energía calorífica desprendida durante la deformación es mayor.

Procesos metal-mecánicos como la laminación o la extrusión son llevados a cabo a velocidades de deformación relativamente altas. La deformación que acompaña estas condiciones adiabáticas puede ser caracterizada por cambios estructurales producidos por el incremento de temperatura y la cantidad de deformación. Probablemente las zonas de corte de ataque claro mostradas en el acero mediante microscopía sea la evidencia física mayormente reportada de la deformación adiabática [2,3]. De cualquier manera se ha obtenido evidencias de incrementos de temperatura en una variedad de metales y aleaciones [4,5].

Otro factor importante en el incremento de la temperatura durante la deformación plástica es el fenómeno de localización plástica. La localización plástica es un fenómeno restrictivo en el conformado mecánico, así como en las pruebas mecánicas. Este fenómeno se puede evidenciar de diferentes maneras [6,7] como es el caso de la sensibilidad a la velocidad de deformación, de las curvas esfuerzo deformación o el parámetro empírico denominado DGV (Distributed Gage Volume) por sus iniciales en inglés [7]. La localización plástica ha sido asociada a dos mecanismos diferentes: difusión de átomos de soluto que detienen temporalmente las dislocaciones y al corte y consecuente destrucción de partículas precipitadas por el movimiento de dislocaciones. Estos dos mecanismos que han sido propuestos para explicar fallas por cizallamiento en estos materiales [8] implican que se debe generar cierta energía al llevarse a cabo dichos mecanismos y dicha energía pudiera ser detectada como calor y por lo tanto, influir en el incremento en la temperatura del material. Esto permite suponer que la localización plástica esta correlacionada a la elevación de temperatura durante la deformación.

La conversión directa de la energía mecánica necesaria para producir un aumento en temperatura, ΔT , en el material en ausencia de cualquier cambio en la energía interna en el material se puede obtener por [6]

$$\Delta T = 1 / (\rho \cdot C_p) \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon - H(T_o, T_s) \quad (1)$$

Donde ρ es la densidad, C_p el calor específico, ϵ la deformación y σ el esfuerzo en el material, la integral representa la energía por unidad de volumen requerida para deformar el material desde cero hasta la deformación ϵ ; $H(T_o, T_s)$ es una función de la temperatura exterior del material (T_o) y la temperatura en la superficie del material (T_s) y representan las pérdidas de calor en los alrededores.

El incremento de temperatura producido por deformación plástica ha sido registrado en este trabajo por medio de termopares insertados en el material.

El registro de los incrementos en la temperatura del material es importante para obtener un mejor control de las condiciones de deformación (velocidad de deformación, geometría del material deformado, tipo y magnitud de esfuerzos, etc.), ya que éstas condiciones (en conjunto) repercuten significativamente en las propiedades mecánicas del material.

Es por eso que el objetivo de este trabajo es estudiar como se correlaciona el calentamiento adiabático generado durante los procesos de deformación plástica con la resistencia mecánica, la velocidad de deformación y el fenómeno de localización plástica en una aleación de aluminio termotratable, en este caso la aleación 6061.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 2.

ALEACIONES DE ALUMINIO.

2.1.- INTRODUCCIÓN.

La obtención del aluminio se lleva a cabo por medio del proceso Hall-Heroult, a través de la reducción de la bauxita, aunque también se obtiene del reciclado, esto debido a que existe un mayor ahorro de energía que en el primer proceso [8].

El aluminio es un metal cuyas propiedades lo hacen muy interesante debido a que es muy resistente a la oxidación, tiene una buena relación resistencia-peso, no es tóxico, no es magnético, no produce chispa, no cambia de estructura atómica en estado sólido y tiene un punto de fusión relativamente bajo, a pesar de esto, tiene el inconveniente de que en forma pura es muy suave. Por esta razón el aluminio generalmente se alea con diversos elementos para adquirir dureza entre los cuales, los más frecuentes son: silicio, cobre, manganeso, magnesio y zinc. El procedimiento más utilizado para este propósito es realizar un tratamiento térmico, el cual consiste de calentar el material hasta una temperatura en la cual los elementos de adición se disuelvan (solubilización), seguido de una reducción rápida de la temperatura para mantener en estado metaestable y en solución los elementos de aleación dentro de la matriz a temperatura ambiente (enfriamiento rápido) y, finalmente, propiciar la formación de precipitados que endurezcan la aleación (envejecido). Dicho endurecimiento estará en función del tamaño, forma y distribución de los precipitados resultantes del tratamiento térmico.

2.2.- CLASIFICACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.

Existe una gran variedad de aleaciones de aluminio, se clasifican principalmente en dos grupos: vaciados en lingotes (*foundry ingots aluminium alloys*) o directamente vaciados (*cast aluminium alloys*), y las aleaciones trabajadas (*wrough aluminium alloys*).

Existen diversas sociedades dedicadas a la investigación y la ingeniería que clasifican las aleaciones del aluminio, tal es el caso de la *International Alloy Designation System (IADS)* para productos trabajados, la *International Organization for Standardization (ISO)*, y la *Unified Numbering System (UNS)*[9]. La clasificación de las aleaciones de aluminio que da la *American National Standardization Institute (ANSI)*[10], basada en la *Aluminium Association of the United States* (organización reconocida internacionalmente), será con la cual se clasificarán en este trabajo las aleaciones de aluminio.

2.3.- CLASIFICACIÓN DE LAS ALEACIONES TRABAJADAS.

La ANSI clasifica las aleaciones trabajadas mediante un sistema de designación numérica de cuatro dígitos. El primer dígito de la designación indica el principal elemento de aleación. El grupo 1XXX se refiere a las composiciones sin alear con un 99 % mínimo de pureza, en la serie 2XXX el principal elemento de aleación es el cobre, el manganeso para la serie 3XXX, el silicio para la 4XXX, el magnesio para la 5XXX, el magnesio y silicio para las series 6XXX, el zinc para las series 7XXX. La serie 8XXX se emplea en aleaciones donde el principal elemento de aleación es diferente a las anteriores y la serie 9XXX se utiliza para series donde el principal elemento de aleación es inusual.

En el grupo 1XXX, las series 10XX son utilizadas para designar composiciones sin aleación que tienen un límite de impureza y los últimos dos

dígitos de la serie indican el porcentaje mínimo de aluminio en la aleación. Las designaciones que tienen el segundo dígito distinto del cero, indican un control especial de una o más impurezas individuales.

Para los grupos de aleación de 2XXX al 8XXX, el segundo dígito en la designación indica la modificación en la aleación. Si este dígito es cero, es una aleación original.

Los últimos dos de los cuatro dígitos en los grupos 2XXX al 8XXX no tienen un significado especial, pero sirven para diferenciar las diversas aleaciones del aluminio en la serie.

2.4.- SISTEMA DE DESIGNACIÓN PARA EL TRATAMIENTO DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES.

El sistema de designación para el tratamiento del aluminio y sus aleaciones utilizado en los Estados Unidos (ANSI) se emplea para todas las formas de producto, ya sean vaciadas o trabajadas [11].

La designación de un tratamiento en el aluminio y sus aleaciones consiste de una letra individual mayúscula, en este trabajo se mencionaran las más comunes.

F, de fabrica.- Generalmente se aplica a productos obtenidos mediante trabajo en frío o en caliente, esto es, productos vaciados en los cuales no existe un control especial en cuanto a sus condiciones térmicas o bien cuando hay endurecimiento por deformación.

O, recocado.- Productos recocidos. Se utiliza en productos trabajados y productos vaciados para obtener una resistencia menor óptima, mejorar la ductilidad y obtener una mejor estabilidad dimensional.

H, endurecido por deformación.- Se refiere a productos que han obtenido una mayor resistencia por medio del endurecimiento por deformación con o sin tratamiento térmico suplementario.

W, tratamiento de solubilización.- Este tratamiento es aplicable sólo a las aleaciones en las que su resistencia normal cambia a temperatura ambiente en un lapso de meses o incluso años después del tratamiento térmico de solubilidad.

T, tratamiento de solubilización.- Se aplica a aleaciones cuya resistencia es estable en unas cuantas semanas después del tratamiento de solubilización.

2.5.- SISTEMA DE DESIGNACIÓN PARA ALEACIONES TRATABLES TÉRMICAMENTE.

El sistema de designación utilizado para los productos vaciados y trabajados que son endurecidos por medio de un tratamiento térmico emplea las letras W y T. La letra W indica un tratamiento térmico inestable, en tanto que la letra T denota un tratamiento estable.

La T es seguida por un número, del 1 al 10, donde cada uno indica una secuencia específica de tratamiento básico.

T1.- Indica un enfriamiento después de un proceso de formado a alta temperatura y envejecido natural.

T2.- Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido naturalmente en condiciones estables.

T3.- Tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecido naturalmente a condiciones estables.

T4.- Tratamiento de solubilización y envejecido naturalmente a condiciones estables.

T5.- Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecido natural.

T6.- Tratamiento de solubilización y envejecido artificial.

T7.- Tratamiento de solubilización y sobre-envejecido o estabilizado.

T8.- Tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecido artificial.

T9.- Tratamiento de solubilización, envejecido artificial y trabajado en frío.

T10.- Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificial.

2.6.-TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES DE ALUMINIO TERMOTRATABLES.

El tratamiento térmico en las aleaciones de aluminio sirven para incrementar la resistencia mecánica y la dureza en aleaciones de aluminio forjado o vaciado por medio del envejecido o endurecimiento por precipitación. Los tres principales pasos para realizar el tratamiento térmico en las aleaciones de aluminio termotratable son:

- 1.- Solubilización.
- 2.- Enfriamiento rápido.
- 3.- Envejecido.

2.6.1.- SOLUBILIZACIÓN.

La solubilización tiene por objetivo disolver por completo a los elementos de aleación, esto se realiza elevando la temperatura hasta obtener una fase simple. El tiempo de permanencia del material a la temperatura de solubilización está en función de la microestructura y de las dimensiones de la pieza, ya que esta puede variar desde 25 horas en piezas de masas grandes hasta segundos en láminas sumamente delgadas. La disolución depende del tamaño y distribución de los precipitados existentes, la temperatura y el tiempo de permanencia arriba de la temperatura de solubilidad y el grado de deformación existente en el material.

2.6.2.- ENFRIAMIENTO RÁPIDO.

El enfriamiento rápido se aplica después de que se considera que ha sido apropiado el tiempo de permanencia del material en el horno a la temperatura adecuada. Enfriamiento rápido no es otra cosa mas que la rapidez con que pierde temperatura el material desde una temperatura adecuada al tratamiento térmico hasta la temperatura ambiente. Su objetivo principal es mantener la estructura en este caso de solubilidad completa, pero a temperatura ambiente estará en un estado metaestable o en este caso solución sólida sobresaturada (SSSS). Para tal efecto utilizamos agua a temperatura ambiente.

2.6.3.- TRATAMIENTO DE ENVEJECIDO O ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN.

El tratamiento térmico de envejecido consiste en mantener a cierta temperatura durante un tiempo para que precipiten los elementos de aleación. Cabe resaltar que hay dos clases de envejecido, el envejecido natural, que es el envejecido que sufren ciertas aleaciones a temperatura ambiente, y el envejecido artificial que es el que sufren la mayoría de las aleaciones y que es

provocado intencionalmente por un equipo externo, como es el caso de un horno.

Las temperaturas y los tiempos de envejecimiento dependen de cada aleación en particular, y de hecho son menos críticos que los de solubilización. El objetivo de este tratamiento es producir un tamaño óptimo y distribución uniforme de precipitado, esto debido a que el tamaño forma y distribución del precipitado además de estar en función del tiempo y temperatura del tratamiento, gobiernan las propiedades de la aleación. Y todo esto está afectado por el estado inicial de la microestructura, esto es su historia termomecánica.

2.7.- ALEACIONES DE LA SERIE 6XXX.

Las aleaciones de las serie 6XXX o aleaciones Al-Mg-Si, se utilizan como aleaciones estructurales de resistencia media con la ventaja de que son fácilmente soldables y resistentes a la corrosión. Por este motivo son usadas en productos extruídos y en menor cantidad para placa y lámina.

El magnesio y el silicio son agregados en cantidades balanceadas para formar la aleación pseudobinaria Al-Mg₂Si (Mg:Si 1.73:1) o con un exceso de silicio sobre el necesario para formar Mg₂Si [12].

Las aleaciones comerciales se pueden dividir en tres grupos. El primer tipo comprende aleaciones que contienen cantidades balanceadas de magnesio y silicio que van de 0.8 a 1.2 % en peso. Este tipo de aleaciones son muy dúctiles y pueden ser extruídas con mayor facilidad.

El tercer grupo de aleaciones tienen silicio en exceso del que se necesita para formar el Mg₂Si y la presencia de este exceso de silicio promueve una respuesta adicional al tratamiento térmico de envejecido, refinando el tamaño de las partículas de Mg₂Si y precipitando silicio, lo cual puede causar un

decremento en ductilidad, y esto es atribuido en parte a la tendencia del silicio a segregarse en los límites de grano.

Las aleaciones del segundo grupo del cual forma parte la aleación 6061 y que es la utilizada en este trabajo contiene magnesio y silicio en cantidades de 1.2 a 2% en peso. Este grupo desarrolla alta resistencia con el envejecimiento y se utiliza generalmente con propósitos estructurales. La secuencia del tratamiento térmico en las aleaciones de la serie 6XXX, involucra la formación de una solución sólida sobresaturada, y luego la formación de zonas Guinier-Preston (forma de aguja) seguida por la formación de precipitados β' (forma de barra) $\rightarrow \beta$ (Mg_2Si , forma de plaquetas) consecutivamente [26,27].

La aleación 6061 ha sido utilizada por más de 6 décadas debido a que es económica, tiene bajo peso, resistencia media, buena resistencia a la corrosión y buena soldabilidad y, por dichos motivos, se emplea en propósitos estructurales (ventanales, puertas corredizas, etc.).

La composición química típica de la aleación 6061 es de (% en peso).- 0.8-1.2 Mg, 0.4-0.8 Si, 0.04-0.35 Cr, 0.15 Mn, 0.7 Fe, 0.15-0.4 Cu, 0.25 Zn, 0.15 Ti y el resto de aluminio.

Las propiedades mecánicas de la aleación 6061 se muestran en la Tabla 2.1.

Condición	Resistencia a la Tensión (Mpa)	Resistencia a la cedencia (Mpa)	Elongación %	Esfuerzo de corte (Mpa)	Dureza Brinell (No.HB)
O	124	55	30	83	30
T4	242	145	25	65	65
T6	310	276	17	207	95

Tabla 2.1.- Propiedades mecánicas típicas de la aleación 6061.

En lo referente a algunas propiedades físicas de la aleación 6061 se puede mencionar que posee una densidad de 2.70 g/cm^3 a 20°C . En cuanto a propiedades térmicas su temperatura de liquidus es de 652°C , la temperatura de sólidos es de 582°C , un coeficiente de expansión térmica lineal de $23.6 \text{ } \mu\text{m/m}\cdot\text{K}$ de 20 a 100°C . Calor específico de $896 \text{ J/kg}\cdot^\circ\text{C}$ a 20°C . Conductividad térmica a 25°C en condición de recocido (O) de $180 \text{ W/m}\cdot\text{K}$; en la condición solubilizado (T4) $154 \text{ W/m}\cdot\text{K}$; y en la condición de máxima dureza (T6) de $167 \text{ W/m}\cdot\text{K}$.

Como características de fabricación, la temperatura de solubilización es de 530°C , la temperatura de envejecido para laminar es de aproximadamente 160°C por espacio de 18 horas. La extrusión o forja se realiza generalmente en el material (aluminio 6061) previamente calentado a 175°C por espacio de 8 horas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 3

ASPECTOS IMPORTANTES DURANTE EL CALENTAMIENTO ADIABÁTICO.

3.1.- INTRODUCCIÓN.

Las relaciones entre el esfuerzo, la deformación y la velocidad de deformación (condiciones de deformación), las propiedades físicas, condición metalúrgica del material en proceso, así como el fenómeno de inestabilidad plástica, son en su conjunto responsables en grado sumo del aumento en la temperatura de los materiales deformados durante los procesos donde existe deformación plástica.

El calentamiento adiabático es importante debido a que en casos particulares, el aumento súbito de temperatura puede influir en las propiedades de dichos materiales durante su procesamiento, de modo que la comprensión de al menos los factores arriba mencionados ayudará a obtener un mejor control de los procesos metalmeccánicos que involucren deformación plástica.

3.2 CONVERSIÓN DE LA ENERGÍA MECÁNICA EN ENERGÍA TÉRMICA.

Durante los procesos de deformación la mayor parte de la energía utilizada para deformar es convertida a calor y, por tanto, el proceso se hace irreversible. La única energía reversible es aquella debida a la deformación elástica. Debido a que la deformación elástica es relativamente pequeña, se puede suponer que la energía reversible es igual a cero. Por esto la energía térmica asociada con los procesos de deformación plástica puede ser convertida de energía mecánica a energía térmica. Por lo tanto la energía calorífica específica puede ser escrita como:

$$Q_p = \int_{\epsilon_2}^{\epsilon_1} \sigma d\epsilon \quad (3.1)$$

Y esta fórmula es un enunciado de la primera ley de la termodinámica. La cantidad Q_p es el equivalente de la energía térmica y esta dada en KJ/m^2 , suponiendo que toda la energía de fluencia plástica puede ser convertida en calor. Si los procesos de deformación se llevan a cabo lentamente, toda la energía térmica puede ser disipada por las diferentes formas de transferencia de calor. Consecuentemente el proceso es isotérmico. Pero en el caso de que la velocidad de deformación se incremente la disipación de calor no es suficientemente rápida y ocurre una elevación en la temperatura del metal y las herramientas que están en contacto con la muestra.

A muy altas velocidades de deformación y suponiendo que no existan pérdidas de calor, una temperatura adiabática puede ser calculada mediante:

$$T = T_0 + Q_p / (c_p \rho) \quad (3.2)$$

Donde Q_p es la energía calorífica específica, T_0 es la temperatura inicial en $^{\circ}\text{C}$ y c_p es el calor específico en $\text{cal/kg}^{\circ}\text{C}$ y ρ es la densidad en kg/m^3 .

Si en dado caso el aumento en la temperatura no es ni cero, ni adiabático, entonces dicho aumento será calculado sólo después de solucionar las ecuaciones de transferencia de calor. Los tres modos de transferencia pueden operar individual o conjuntamente, dependiendo del problema.

3.3.- ESFUERZO.

El esfuerzo puede definirse como la intensidad de fuerzas internas actuando entre partículas de un cuerpo continuo alrededor de superficies imaginarias.

Puede ser definido como:

$$\sigma_{nr} = \lim_{\partial A \rightarrow 0} \frac{\partial F}{\partial A} = \frac{dF}{dA} \quad (3.3)$$

Donde σ_{nr} es el esfuerzo total actuando en el punto P actuando en la dirección r, en un plano arbitrario infinitesimal dA.

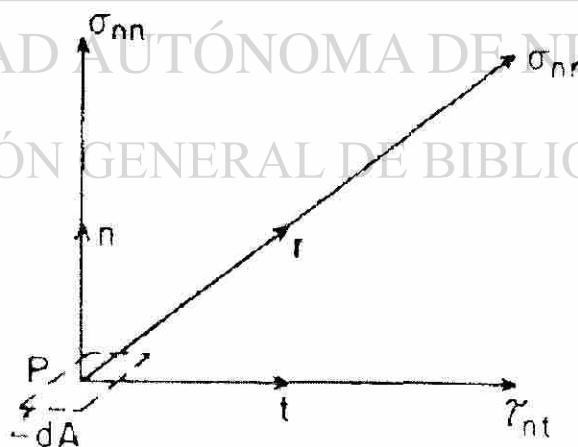


Figura 3.1. Esfuerzos actuando en la superficie arbitraria dA.

La descomposición de este campo vectorial σ_{nr} que es el componente del esfuerzo normal τ_{nt} que es la componente del esfuerzo tangencial ilustrado en

la Figura 3.1. Los subíndices r , n y t son vectores unitarios con las direcciones de la resultante normal a y tangente al área infinitesimal dA , respectivamente, en la cual la fuerza infinitesimal dF actúa.

El total de esfuerzos σ_{nr} en un punto P pueden ser representados por 9 componentes de esfuerzos en un sistema tridimensional x , y , z . Estos componentes se muestran en la Figura 3.2. Los esfuerzos requieren la designación de 2 direcciones, llamados esfuerzo normal que actúa en dirección normal a la fuerza, mientras que el esfuerzo cortante actúa en dirección perpendicular a la fuerza, tal como lo muestra la Figura 3.2.

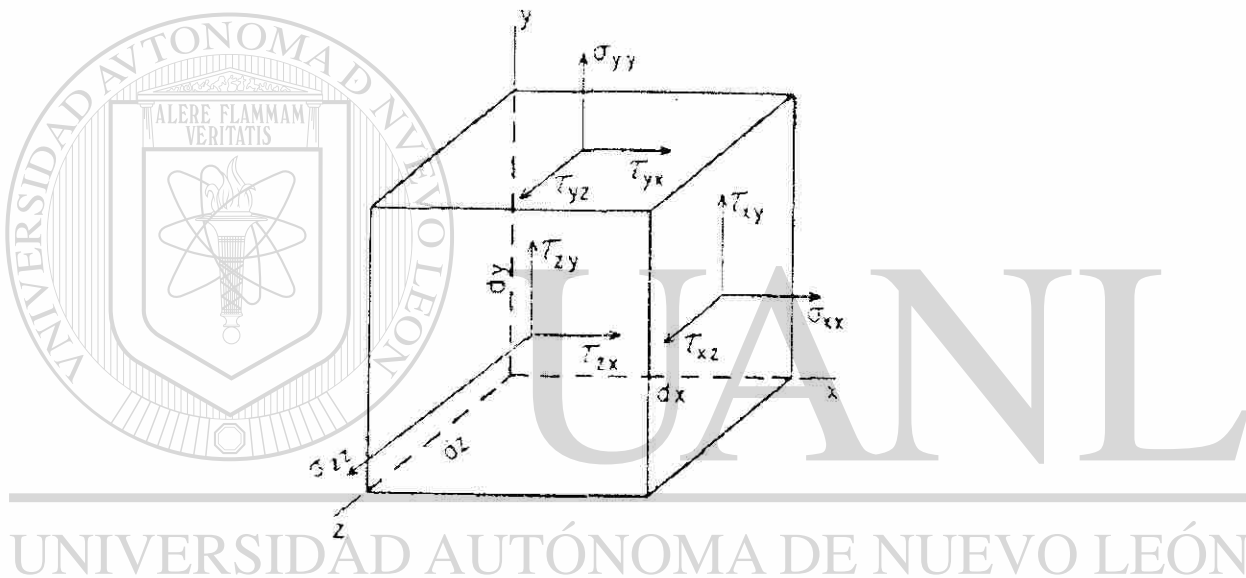


Figura 3.2. Estado general de esfuerzos en un punto.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

De este grupo de esfuerzos se obtiene el llamado tensor de 2° orden. La matriz del tensor está dada por nueve componentes del esfuerzo:

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad (3.4)$$

Donde σ_{ij} es la notación abreviada del tensor de esfuerzo.

El esfuerzo está dado en términos de fuerza por unidad de área. La unidad del esfuerzo en el sistema Internacional de unidades (S.I.) es el Newton por metro cuadrado, N/m^2 . Esta unidad ha sido designada Pascal (Pa). Debido a que un Pascal es un valor muy pequeño, es común expresar el esfuerzo en megapascuales, ($1 \text{ Mpa} = 1 \times 10^6 \text{ Pa}$).

3.4.- DEFORMACIÓN.

Para definir algunos conceptos de deformación, obsérvese en la Figura 3.3 el desplazamiento de un punto en un continuo, la longitud $P_0Q_0 = \delta r_0$ (a) al ser sometida a una deformación $PQ = \delta r$ (b).

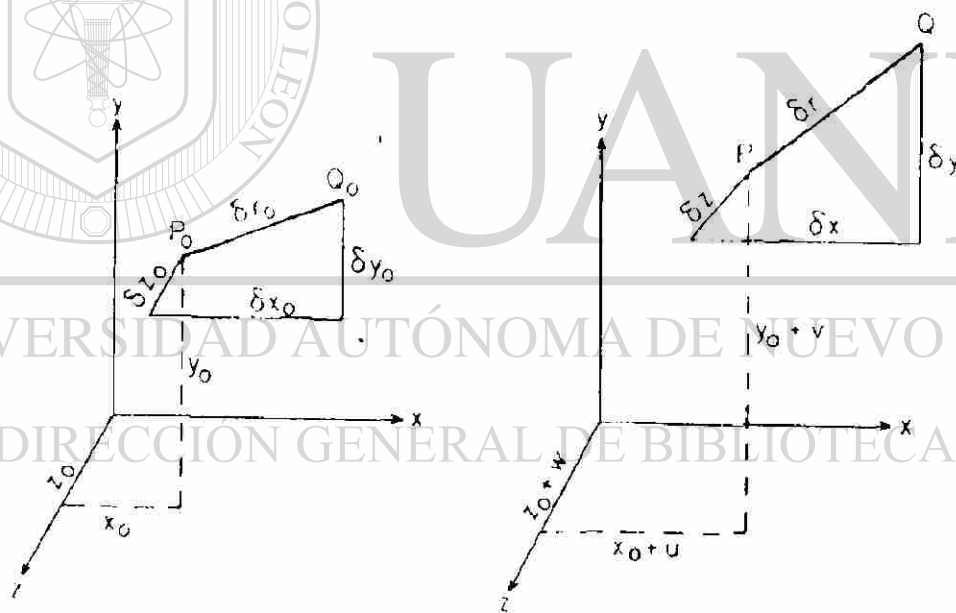


Figura 3.3. Desplazamiento de un punto en un continuo. (a) Antes de la deformación. (b) Después de la deformación.

Si el punto P ha sufrido desplazamientos infinitesimales u, v, w , en las direcciones coordenadas x, y, z , respectivamente. La longitud instantánea δr

puede ser calculada de δr_0 así como los vectores de los desplazamientos u , v , w .

Las longitudes δx y δy están entonces dadas por:

$$\begin{aligned}\delta y &= y_0 + \delta y_0 + \left(v + \frac{\partial v}{\partial y} \delta y_0 + \frac{\partial v}{\partial x} \delta x_0 \right) - v - y_0 \\ \delta y &= \delta y_0 + \frac{\partial v}{\partial y} \delta y_0 + \frac{\partial v}{\partial x} \delta x_0\end{aligned}\quad (3.5)$$

$$\begin{aligned}\delta x &= x_0 + \delta x_0 + \left(u + \frac{\partial u}{\partial x} \delta x_0 + \frac{\partial u}{\partial y} \delta y_0 \right) - u - x_0 \\ \delta x &= \delta x_0 + \frac{\partial u}{\partial x} \delta x_0 + \frac{\partial u}{\partial y} \delta y_0\end{aligned}\quad (3.6)$$

Para el caso general en que la dirección z deba ser tomada en cuenta, resultan las siguientes ecuaciones:

$$\delta x = \delta x_0 + \frac{\partial u}{\partial x} \delta x_0 + \frac{\partial u}{\partial y} \delta y_0 + \frac{\partial u}{\partial z} \delta z_0,$$

$$\delta y = \delta y_0 + \frac{\partial v}{\partial x} \delta x_0 + \frac{\partial v}{\partial y} \delta y_0 + \frac{\partial v}{\partial z} \delta z_0,$$

$$\delta z = \delta z_0 + \frac{\partial w}{\partial x} \delta x_0 + \frac{\partial w}{\partial y} \delta y_0 + \frac{\partial w}{\partial z} \delta z_0,$$

$$\delta r^2 = \delta x^2 + \delta y^2 + \delta z^2, \quad (3.7)$$

$$\begin{aligned}\left(\frac{\partial r}{\partial r_0} \right)^2 &= \left[\left(1 + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \frac{\partial x_0}{\partial r_0} + \frac{\partial u}{\partial y} \frac{\partial y_0}{\partial r_0} + \frac{\partial u}{\partial z} \frac{\partial z_0}{\partial r_0} \right]^2 + \\ &\left[\frac{\partial v}{\partial x} \frac{\partial x_0}{\partial r_0} + \left(1 + \frac{\partial v}{\partial y} \right) \frac{\partial y_0}{\partial r_0} + \frac{\partial v}{\partial z} \frac{\partial z_0}{\partial r_0} \right]^2 + \\ &\left[\frac{\partial w}{\partial x} \frac{\partial x_0}{\partial r_0} + \frac{\partial w}{\partial y} \frac{\partial y_0}{\partial r_0} + \left(1 + \frac{\partial w}{\partial z} \right) \frac{\partial z_0}{\partial r_0} \right]^2\end{aligned}\quad (3.8)$$

Expandiendo las ecuaciones anteriores y sustituyendo los correspondientes cosenos directores

$$\frac{\partial x_o}{\partial r_o} = l_{xr}, \quad \frac{\partial y_o}{\partial r_o} = l_{yr}, \quad \frac{\partial z_o}{\partial r_o} = l_{zr}$$

Resulta en

$$\left(\frac{\partial r}{\partial r_o}\right)^2 = (1 + 2e_x)l_{xr}^2 + (1 + 2e_y)l_{yr}^2 + (1 + 2e_z)l_{zr}^2 + 2e_{xy}l_{xr}l_{yr} + 2e_{yz}l_{yr}l_{zr} + 2e_{zx}l_{zr}l_{xr} \quad (3.9)$$

Donde

$$e_{xy} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial x} \frac{\partial w}{\partial y},$$

$$e_{yz} = \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial u}{\partial y} \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial y} \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \frac{\partial w}{\partial z},$$

$$e_{zx} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial z} \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial w}{\partial z} \frac{\partial w}{\partial x}$$

Se puede definir la deformación infinitesimal mediante:

$$d\epsilon_r = \frac{dr - dr_o}{dr_o} = \frac{dr}{dr_o} - 1 \quad (3.10)$$

Donde dr_o es la longitud inicial y dr es la longitud al haber sido aplicada una deformación infinitesimal.

Desarrollando d^2/dr_o en la formula anterior resulta:

$$\left(\frac{dr}{dr_o}\right)^2 = d\epsilon_r^2 + 2d\epsilon_r + 1 \approx 2d\epsilon_r + 1,$$

Siendo $d\epsilon_r^2 \ll 2d\epsilon_r$ (3.11)

Sustituyendo las ecuaciones 3.6 en las ecuaciones 3.8 y suponiendo que u , v , w son los nuevos desplazamiento du , dv , y dw se encuentra:

$$\begin{aligned}
 d\epsilon_r &= \frac{\partial u}{\partial x} l_{xr}^2 + \frac{\partial v}{\partial y} l_{yr}^2 + \frac{\partial w}{\partial z} l_{zr}^2 + \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) l_{xr} l_{yr} + \\
 &\left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right) l_{yr} l_{zr} + \left(\frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right) l_{zr} l_{xr}, \text{ ó} \\
 \partial \epsilon_r &= d\epsilon_x l_{xr}^2 + d\epsilon_y l_{yr}^2 + d\epsilon_z l_{zr}^2 + d\gamma_{xy} l_{xr} l_{yr} + d\gamma_{yz} l_{yr} l_{zr} + d\gamma_{zx} l_{zr} l_{xr}
 \end{aligned} \tag{3.12}$$

Estas cantidades son lineales en los desplazamientos y son conocidos como las componentes infinitesimales de deformación, los cuales reflejan el estado de deformación de un cuerpo.

La ecuación (3.12) es un tensor simétrico y su matriz puede ser escrita de la forma:

$$d\epsilon_y = \begin{bmatrix} d\epsilon_x & \frac{d\gamma_{yx}}{2} & \frac{d\gamma_{zx}}{2} \\ d\gamma_{xy} & d\epsilon_y & \frac{d\gamma_{zy}}{2} \\ \frac{d\gamma_{xy}}{2} & \frac{d\gamma_{yz}}{2} & d\epsilon_z \end{bmatrix} \tag{3.13}$$

La deformación está definida en términos del cambio dimensional. Un espécimen de longitud inicial L_0 que se ha deformado hasta L_1 , su deformación de ingeniería está dado por:

$$e = (L_1 - L_0)/L_0 = \Delta L/L_0 = 1/L_0 \int_{L_0}^{L_1} dL \tag{3.14}$$

Si la muestra ha sido comprimida de una longitud inicial L_0 a una longitud final L_1 , entonces la formula anterior tendría signo negativo, indicando una deformación compresiva. Alternativamente, la deformación normal de ingeniería puede ser determinada tomando la diferencia entre las dimensiones finales e iniciales en la muestra.

La deformación en ingeniería está basada en la definición de la deformación que toma referencia a la longitud inicial L_0 . Esta definición de la deformación es

satisfactoria para deformaciones elásticas donde ΔL es muy pequeña. Sin embargo, debido a que en los procesos metalmeccánicos donde las deformaciones son muy grandes, no resulta lógico basar el valor de la deformación en la longitud inicial L_0 , que pudiera ser muy pequeña y dar un resultado incongruente al grado de deformación sufrido en el material. Para eliminar esta dificultad, la deformación puede ser definida como la deformación verdadera, ϵ , la cual toma cada uno de los valores mediante la integral:

$$\epsilon = \int_{L_0}^L dL/L = \ln L/L_0 \quad (3.15)$$

Donde se puede relacionar la deformación verdadera a la real mediante la relación:

$$\epsilon = \ln L/L_0 = \ln (e + 1) \quad (3.16)$$

3.5.- RELACIONES ENTRE EL ESFUERZO Y LA DEFORMACIÓN.

Las relaciones entre el esfuerzo y la deformación en un material isotrópico y homogéneo hasta antes del límite elástico están gobernadas por la relación de Hooke generalizada [13]. Esta relación supone que los esfuerzos son funciones lineales de las deformaciones mediante la relación $\sigma = \epsilon E$. Al iniciar la zona plástica las relaciones entre estas variables dejan de ser lineales y por tanto se necesita utilizar otras teorías como es el caso de las teorías de plasticidad de Levy y von Mises, donde se supone cierta proporcionalidad entre el tensor de deformación plástica y el tensor de esfuerzo, con el inconveniente de que se deberá considerar, estrictamente hablando sólo materiales que se consideran con una deformación elástica despreciable [14].

Por esta razón Reuss propuso la proporcionalidad existente entre el tensor de deformación infinitesimal y el tensor de esfuerzo.

Reuss combino las deformaciones elásticas y las deformaciones plásticas y formuló las ecuaciones esfuerzo-deformación total las cuales son conocidas como las ecuaciones de Reuss [15].

El tensor que contiene las ecuaciones de la deformación plástica según el criterio Levy – von Mises es:

$$d \epsilon_{ij} = \frac{3}{2} d \lambda \sigma_{ij} = \begin{bmatrix} (d \epsilon_x - d \epsilon_m) \frac{d \gamma_{yz}}{2} - \frac{d \gamma_{xz}}{2} \\ \frac{d \gamma_{xy}}{2} (d \epsilon_x - d \epsilon_m) - \frac{d \gamma_{yz}}{2} \\ \frac{d \gamma_{xz}}{2} - \frac{d \gamma_{xy}}{2} (d \epsilon_x - d \epsilon_m) \end{bmatrix} \quad (3.17)$$

Donde $d \epsilon_m = 0$ de volumen constante, $d \lambda$ es la deformación plástica efectiva entre el esfuerzo efectivo de fluencia,

$$d \lambda = \frac{d \bar{\epsilon}}{\sigma} \quad (3.18)$$

Donde $d \lambda$ es una cantidad escalar conocida como el modulo de plasticidad.

Debido a que diversos problemas del conformado de metales involucra grandes deformaciones en compresión algunas relaciones entre el esfuerzo verdadero y la deformación verdadera se pueden obtener del ensayo de compresión, al considerar un material isotrópico.

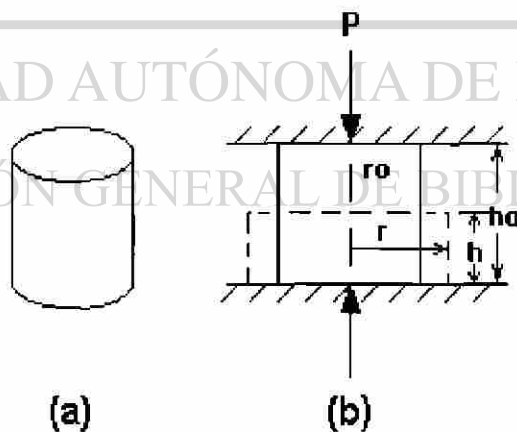


Figura 3.4.- Muestras de la prueba de compresión. (a)Muestra. (b) Forma de la muestra antes y después de la prueba.

Cuando no ocurre el abarrilamiento en la muestra, que puede darse con una lubricación apropiada, para la muestra en la Figura 3.4, se pueden aplicar las siguientes relaciones:

$$\epsilon = \ln h_0/h = \ln A/A_0 \quad (3.19)$$

$$A = A_0 e^\epsilon = \pi r_0^2 e^\epsilon \quad (3.20)$$

$$\sigma = P/A = P/(\pi r^2 e^\epsilon) \quad (3.21)$$

3.6.- VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.

La velocidad de deformación que se encuentra definida considerando un pequeño intervalo de tiempo dt durante los cuales los desplazamientos u, v, w toman lugar. De esta manera:

$$\lim_{dt \rightarrow 0} \left(\frac{\partial \epsilon_r}{\partial t} \right) = \frac{d \epsilon_r}{dt} = \dot{\epsilon}_r,$$

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_r = & \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial u}{\partial t} \right) l_{xr}^2 + \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial v}{\partial t} \right) l_{yr}^2 + \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial w}{\partial t} \right) l_{zr}^2 + \left[\frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial u}{\partial t} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial v}{\partial t} \right) \right] l_{xr} l_{yr} + \\ & \left[\frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial v}{\partial t} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial w}{\partial t} \right) \right] l_{yr} l_{zr} + \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial w}{\partial t} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial u}{\partial t} \right) \right] l_{zr} l_{xr} \end{aligned} \quad (3.22)$$

$$\dot{\epsilon}_r = \dot{\epsilon}_x l_{xr}^2 + \dot{\epsilon}_y l_{yr}^2 + \dot{\epsilon}_z l_{zr}^2 + \dot{\gamma}_{xy} l_{xr} l_{yr} + \dot{\gamma}_{yz} l_{yr} l_{zr} + \dot{\gamma}_{zx} l_{zr} l_{xr} \quad (3.23)$$

De igual manera que se obtiene el tensor deformación, resulta en tensor velocidad de deformación, el cual esta dado por:

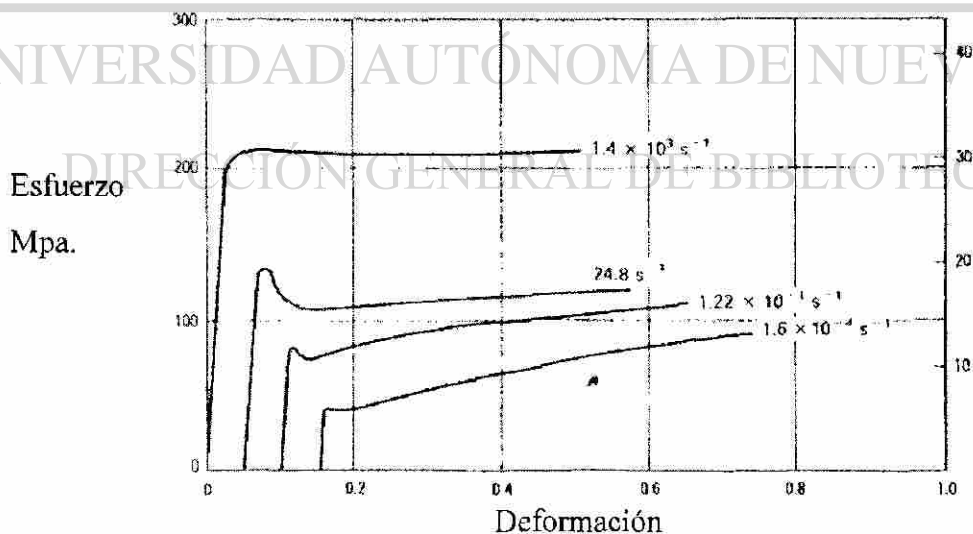
$$\dot{\epsilon}_{ij} = \begin{bmatrix} \epsilon_x & \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{yx} & \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{zx} \\ \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{xy} & \epsilon_y & \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{zy} \\ \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{xy} & \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{yz} & \epsilon_z \end{bmatrix} \quad (3.24)$$

La velocidad de deformación es una importante consideración en la producción, fabricación y ensayo en los materiales [16]. Esta velocidad puede influenciar las propiedades mecánicas, principalmente el esfuerzo de fluencia el cual se define como el esfuerzo requerido o necesario para producir deformación plástica.

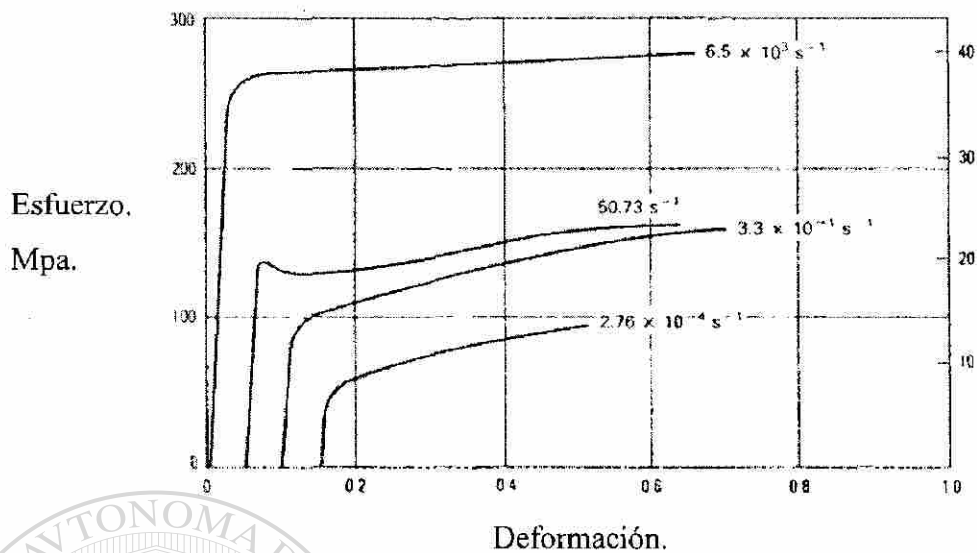
Bajo diferentes velocidades de deformación, la respuesta mecánica de un material sometido a deformación puede variar. Para la mayoría de los materiales las propiedades mecánicas se incrementan conforme aumenta la velocidad de deformación, además del aumento en la temperatura de la pieza deformada a causa del calentamiento adiabático.

La Figura 3.5 muestra un ejemplo de este fenómeno, las curvas esfuerzo deformación de un ensayo de tensión de monocristales de Niobio, deformado a diferentes velocidades.

Es evidente que el esfuerzo de cedencia del material se incrementa conforme aumenta la velocidad de deformación y ésta es la observación más consistente del efecto de la velocidad de deformación.



(a)



(b) Figura 3.5.- Curvas esfuerzo deformación para monocristales de niobio. (a) Muestras de 6.4 mm. de largo por 4.8 mm. diámetro. (b) Muestras de 2 mm. de largo por 4.3 de diámetro.

La velocidad de deformación es una variable importante durante la realización de los ensayos de compresión, es una variable difícil de controlar.

La velocidad de deformación es el cambio de deformación ε con respecto al tiempo, con unidades de seg^{-1} . La velocidad de deformación verdadera para un cilindro de altura h deformada durante un ensayo de compresión a una velocidad de cabezal (velocidad vertical) igual a V es:

$$\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt = (1/h) (dh/dt) = V/h \quad (3.25)$$

Es importante observar que si el cilindro es comprimido a una velocidad de cabezal constante V , la velocidad a la deformación verdadera cambia continuamente, según decrezca la altura h en el cilindro.

La velocidad en los equipos de formado comercial son apreciablemente más rápidos que la velocidad del cabezal utilizado en los ensayos tensión o compresión estándar de laboratorio. Cuando las velocidades de formado se combinan con situaciones en las cuales la zona de deformación es pequeña, es posible producir altas velocidades de deformación localizadas, pudiendo causar

descontrol en el proceso. Este descontrol incluso se puede presentar en los ensayos mecánicos de laboratorio. Por esta razón es difícil llevar la prueba a una velocidad de deformación verdadera constante a menos que la máquina de ensayos contenga un sistema que programe la velocidad V en proporción directa a el cambio en h .

La velocidad de deformación tiene una influencia muy fuerte en el esfuerzo de fluencia.

La dependencia de la velocidad de deformación en el esfuerzo de fluencia y la temperatura está dado por la ecuación:

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m \quad (3.26)$$

donde m es la sensibilidad a la velocidad de deformación. El exponente m se puede obtener de la pendiente de la gráfica σ contra $\dot{\epsilon}$, o también puede ser obtenida de ensayos donde se varíe la velocidad de deformación y se midan los cambios a los esfuerzos de fluencia causados por cada variación en $\dot{\epsilon}$. Esto es:

$$m = d \log \sigma / d \log \dot{\epsilon} = (\Delta \log \sigma / \Delta \log \dot{\epsilon})_{\epsilon, T}$$

$$m = (\log \sigma_2 - \log \sigma_1) / (\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1) = \log(\sigma_2 / \sigma_1) / \log(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1) \quad (3.27)$$

3.7.- Fenómeno de inestabilidad plástica.

Existe evidencia que asocia la inestabilidad plástica con la fractura dúctil en el trabajo mecánico. La fractura dúctil es un fenómeno complejo que depende básicamente de la microestructura del material, así como de los estados de esfuerzo y deformación resultados del proceso de deformación efectuado.

La mayoría de los procesos de trabajado metalmecánicos involucran la deformación compresiva, y por esto los ensayos uniaxiales de compresión se utilizan comúnmente para estudiar el comportamiento de los materiales a la deformación. Un parámetro restrictivo durante los ensayos de compresión es la fricción. La fricción existente entre piezas y mordazas durante el ensayo complica el análisis de la prueba. La principal razón de esto es que una probeta

cilíndrica comprimida bajo fricción, no permanecerá de forma cilíndrica durante la prueba sino que tomará cierto abarrilamiento que se llevará a cabo en las superficies libres de la muestra, esto puede reducirse en gran medida mediante lubricación. El teflón puede ser utilizado para eliminar la fricción durante el ensayo de compresión y de esta manera las características del esfuerzo de fluencia pueden ser determinadas sin ser afectadas por los efectos de fricción. Al realizar el ensayo de compresión sin condiciones de fricción se puede observar una deformación homogénea tal como se muestra en la Figura 3.6 .

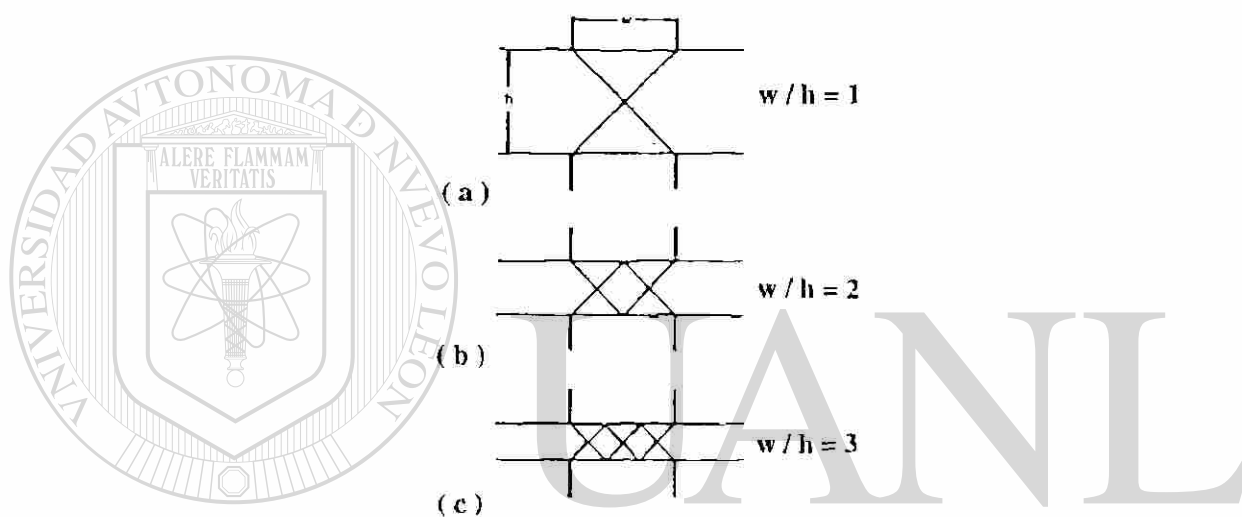


Figura 3.6. Patrón del campo de líneas de deslizamiento en deformación plana (compresión) sin condiciones de deformación.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Las bandas de corte se han encontrado en ensayos compresivos realizados en aceros al carbono debido a deformaciones plásticas localizadas y calentamientos adiabáticos que pueden generar transformaciones alotrópicas [17].

La razón aspecto (altura-diámetro) es también un parámetro importante durante el ensayo de compresión, una razón aspecto de 2 ó más pudieran causar pandeo durante el ensayo. El valor normal de la razón aspecto oscila entre 0.75 y 1.75.

Existen varios tipos de inestabilidad plástica encontrados en los ensayos de compresión. El primer tipo está asociado con un valor máximo en la curva $\sigma - \varepsilon$. El segundo tipo de inestabilidad se asocia con la deformación heterogénea y la formación de bandas de corte. El abarrilamiento revelado en las muestras ensayadas a compresión representa inestabilidad plástica. Debido a esto en el análisis de compresión simple se ve limitado y hace necesario un estudio [18-19]. El estudio realizado por Ghosh [20], para predecir las formas de las curvas $\sigma - \varepsilon$ así como su esfuerzo de cedencia en función del endurecimiento por deformación, velocidad de deformación y propiedades de anisotropía plástica del metal fue numérico. Se considera una probeta a compresión con carga P. El punto A a una distancia L a lo largo de la muestra, el área de sección transversal es A y $P = \tau A$, siendo que P no varía a lo largo de la longitud del espécimen y $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$,

$$dP/dL = 0 = A((d\sigma/d\varepsilon)\dot{\varepsilon} - (d\varepsilon/dL)) - (d\sigma/d\varepsilon)(d\varepsilon/dL) - \sigma dA/dL \quad (3.28)$$

Debido a que el volumen de la muestra permanece constante, la deformación verdadera puede ser escrita como:

$$-d\varepsilon = dL/L = dA/A \quad (3.29)$$

$$-d\varepsilon = (1/A)(dA/dL) \quad (3.30)$$

Se puede expresar la velocidad a la deformación en la ecuación 3.30 como:

$$-d\varepsilon = d\varepsilon/dt = (1/A)(dA/dt) = \dot{A}/A \quad (3.31)$$

$$-d\varepsilon/dL = 1/A dA/dL - \dot{A}/A_2 \quad (3.32)$$

Existen en el material parámetros importantes como son:

el coeficiente adimensional del endurecimiento por trabajado que es:

$$\gamma = -1/\sigma(d\sigma/d\varepsilon) \quad (3.33)$$

Además de la sensibilidad a la velocidad de deformación:

$$m = (d \ln \sigma / d \ln \dot{\epsilon})_{\dot{\epsilon}} = \dot{\epsilon} / \sigma (d \sigma / d \dot{\epsilon})_{\dot{\epsilon}} \quad (3.34)$$

Cuando las ecuaciones 3.30 y 3.31 se sustituyen en la ecuación 3.28, y las definiciones de γ y m se adhieren a las ecuaciones 3.33 y 3.34, resulta:

$$(dA/dL)(-\sigma + m\sigma + \gamma\sigma) = (d\dot{A}/dL)(m\sigma A / \dot{A}) \quad (3.35)$$

Un reordenamiento resulta:

$$(1/\dot{A})(d\dot{A}/dL) / (1/A)(dA/dL) = d(\ln \dot{A})/dL / d(\ln A)/dL = (\gamma + 1 - m) / m \quad (3.36)$$

Esta ecuación describe la velocidad de cambio de área con la longitud y muestra el criterio del inicio del abarrilamiento. En la compresión, la carga es estable cuando $\gamma + m < 1$, e inestable cuando $\gamma + m \geq 1$.

Mientras mayor sea la sensibilidad a la velocidad de deformación, iniciara más rápida la localización plástica. La existencia de flujo inestable causa deformación inestable en la muestra, lo cual se puede visualizar en el abarrilamiento de la muestra.

La tendencia de un material a localizar la deformación en bandas de corte está dada por el cambio fraccional de la velocidad de deformación con la deformación. Esto se relaciona con los parámetros básicos del material, tal como a continuación se presenta [7].

Para localización a lo largo de la dirección de corte puro, no existe cambio en el área de sección transversal, $dA = 0$, así que $d\sigma = 0$, es la condición para este tipo de inestabilidad:

$$d\sigma = 0 = (d\sigma/d\dot{\epsilon})_{T, \dot{\epsilon}} d\dot{\epsilon} + (d\sigma/d\dot{\epsilon})_{\dot{\epsilon}, T} dT + (d\sigma/dT)_{\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}} dT \quad (3.37)$$

Para la ecuación 3.32 y 3.33

$$\gamma = (1/\sigma)(d\sigma/d\dot{\epsilon})_{\dot{\epsilon}} = ((d\sigma/d\dot{\epsilon})_{\dot{\epsilon}, T} d\dot{\epsilon} + (d\sigma/dT)_{\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}} dT) / \sigma d\dot{\epsilon} \quad (3.38)$$

y

$$m = \left. \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} \right|_{\epsilon, T} = \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\sigma} \right) \frac{d \sigma}{d \dot{\epsilon}} \bigg|_{\epsilon, T} \quad (3.39)$$

sustituyendo en la ecuación 3.36

$$0 = \gamma \sigma d \epsilon = \left(\frac{\sigma}{\dot{\epsilon}} \right) m \dot{\epsilon} \quad (3.40)$$

y reordenando, se obtendrá el cambio fraccional de la velocidad de deformación con respecto a la deformación:

$$\left(\frac{1}{\dot{\epsilon}} \right) \left(\frac{d \dot{\epsilon}}{d \epsilon} \right) = - \gamma / m \quad (3.41)$$

Existen algunos métodos con los cuales se puede tener un criterio sobre si existe localización plástica [21].

Un método empírico es el llamado DGV (Distributed Gage Volume) el cual se expresa mediante la ecuación:

$$DGV = \left(\frac{V_o - V_f}{V_o} \right) \times 100 \quad (3.42)$$

Donde V_o y V_f son respectivamente, los volúmenes de la sección restringida antes y después del ensayo.

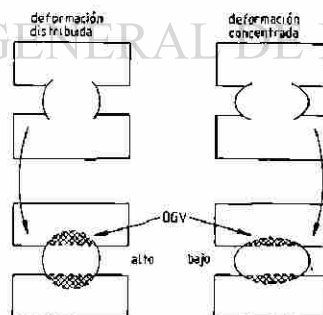


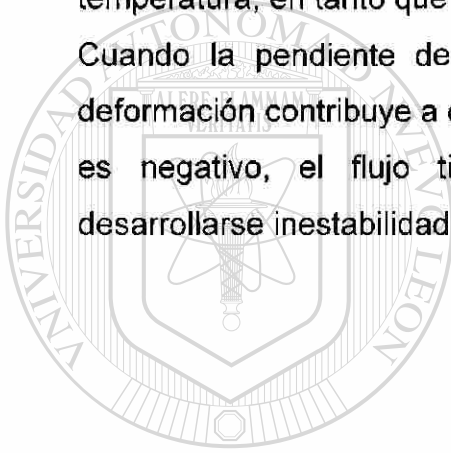
Figura 3.7.- Diagrama ilustrativo del parámetro DGV (Distributed Gage Volume).

Este parámetro mide la fracción de volumen que penetra hacia las cabezas del espécimen, de tal manera que una mejor distribución de la deformación resultará en una mayor penetración, y por lo tanto en valores mas altos de DGV, mas si la deformación se localiza no existirá gran penetración en los extremos y el valor de DGV será bajo (fig.3.7).

Otro método que ha sido utilizado para este propósito es el de determinar la sensibilidad a la velocidad de deformación, m , definida por la ecuación 3.27.

donde σ y ε son los valores del esfuerzo, medido a una cierta deformación y temperatura, en tanto que $\dot{\varepsilon}$, es el valor de la velocidad de deformación.

Cuando la pendiente de m es positiva, el incremento en la velocidad de deformación contribuye a que el flujo se estabilice. En cambio cuando este valor es negativo, el flujo tiende a localizarse existiendo la posibilidad de desarrollarse inestabilidad plástica [21].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 4.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

4.1.- INTRODUCCIÓN.

Con el propósito de alcanzar los objetivos propuestos en el Capítulo 1 de este trabajo, se realizó el procedimiento experimental, el cual consistió en registrar el aumento en la temperatura debido al calentamiento adiabático provocado principalmente al variar la velocidad de deformación durante los ensayos de compresión, además de variar también la resistencia mecánica en la aleación. Esta última modificada por los tratamientos térmicos realizados en las muestras de aluminio. Además de esto, mediante el equipo DSC (Diferencial scanning calorimeter) se obtuvieron las capacidades caloríficas (C_p) de la aleación a diferentes temperaturas en sus diferentes condiciones de tratamiento térmico.

4.2. CARACTERIZACIÓN.

El material que se utilizó para la realización de este trabajo, fue una barra cilíndrica de la aleación de aluminio 6061(Figura 4.1). La caracterización del material consistió de un análisis químico realizado en un espectrómetro de chispa (Espectrolab tipo LAVMB05B) cuyo resultado originó la siguiente composición en porcentaje en peso: Si 0.515,Cu 0.2,Fe 0.367,Mn 0.036,Mg 0.82,Zn 0.038,Ti 0.018,Cr 0.066,Sn 0.001,N 0.005,Pb 0.002,Sr 0.0001,P 0.0011. Ca 0.0023,Sb 0.0061,B 0.0014 y Al 97.95, además de observar la microestructura del material en el microscopio óptico al atacarla con el reactivo Keller.

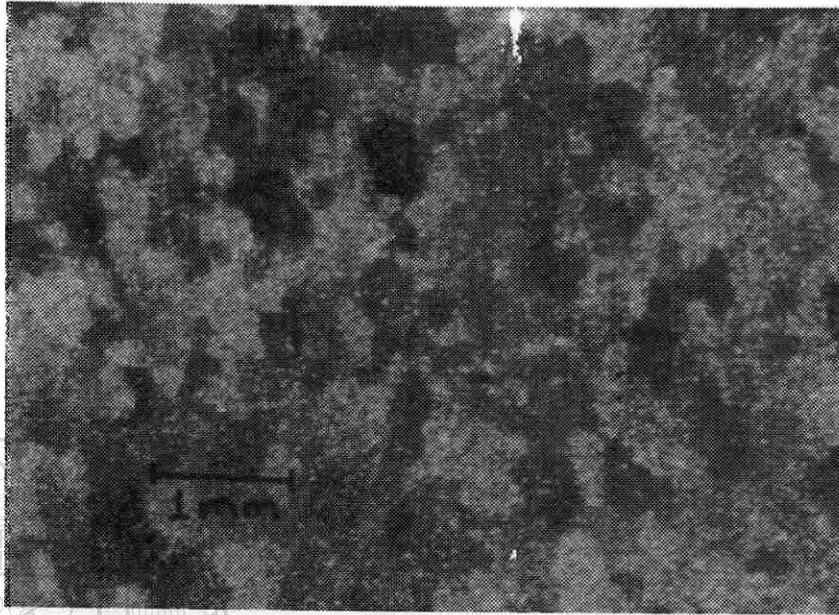


Figura 4.1. Microestructura de la aleación 6061.

4.3. Elaboración de las muestras.

Del material inicial que era una barra cilíndrica extruída se maquinaron piezas en forma cilíndrica de 10 mm. de diámetro y 15 mm. de largo.

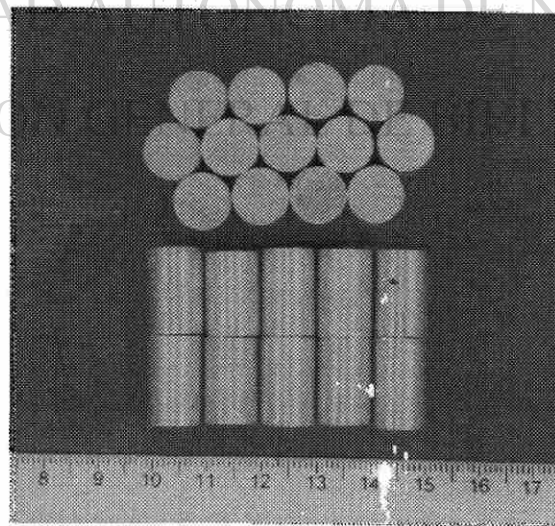


Figura 4.2.- Piezas maquinadas en forma cilíndrica.

4.4. Tratamientos térmicos.

Para realizar el tratamiento térmico, se utilizó un horno tipo mufla, así un equipo de computo especial y termopares tipo K (cromel-alumel) para la medición de temperatura. Se realizaron tratamientos térmicos de solubilización (530°C por 2 horas), recocido (230°C por 36 horas), envejecido artificial (previamente solubilizado, y luego sometido a 180°C por 6 horas) y envejecido artificial a máxima dureza (previamente solubilizado y luego calentado a 180 °C por 24 horas).

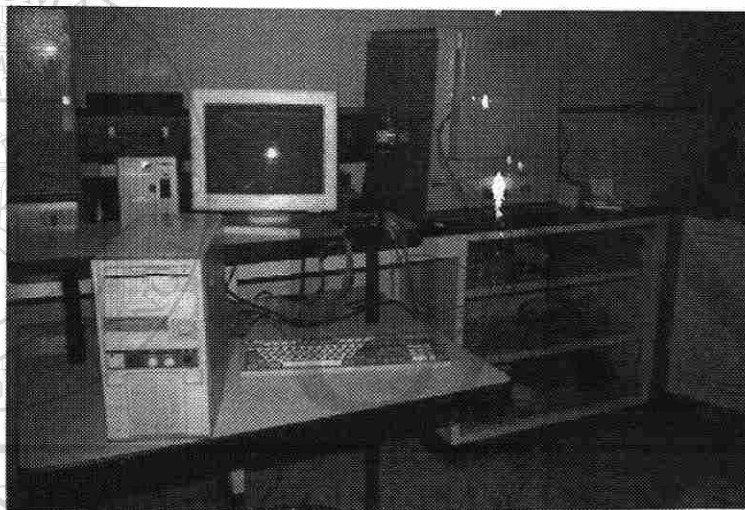


Figura 4.3.- Horno tipo mufla, equipo de computo y termopares utilizados para los tratamientos térmicos.

Posteriormente a esto se realizaron ensayos de microdureza para todas estas condiciones con el fin de corroborar el tratamiento térmico realizado.

4.5 Ensayos de microdureza Vickers.

Se utilizó el equipo de microdureza Vickers para tomar las respectivas medidas de dureza en las muestras en cada uno de los tratamientos térmicos realizados. Se aplicó en cada ensayo una carga de 200 gramos por un tiempo de 15 segundos, posteriormente se

obtuvieron los valores de dureza mediante tablas, las cuales a su vez se obtuvieron mediante la formula:

$$HV = 1854.4 P / d^2$$

Donde P es la carga aplicada, y d es el promedio de las diagonales indentadas. Dichas diagonales se midieron utilizando un analizador de imágenes.

4.6 Ensayos de compresión.

Se realizaron ensayos de compresión en una máquina servohidraulica universal de ensayos mecánicos Instron, donde se usaron velocidades de deformación desde $5.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ hasta 5.5 s^{-1} . En la realización de estos ensayos se colocó un termopar tipo K en medio de cada pieza y se registró el aumento en temperatura durante el ensayo.

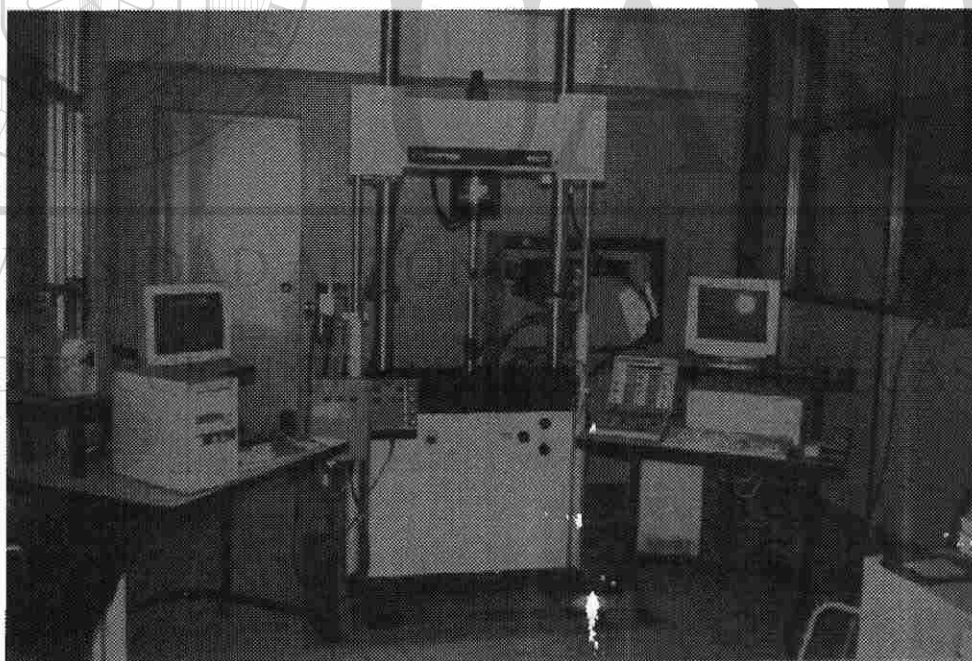


Figura 4.4.- Máquina servohidraulica y equipo de medición de temperaturas.

4.7.- OBTENCIÓN DE LA CAPACIDAD CALORÍFICA.

La técnica para obtener la capacidad calorífica de un material, es la aplicación de calor a la muestra para medir los cambios en las propiedades de la misma. El equipo DSC (calorímetro diferencial de barrido), detecta la energía que tiene que ser aplicada para mantener iguales las temperaturas de la referencia y la muestra. Proceso endotérmico o exotérmico aparecerán en forma de picos en la gráfica de temperatura vs energía por unidad de tiempo.

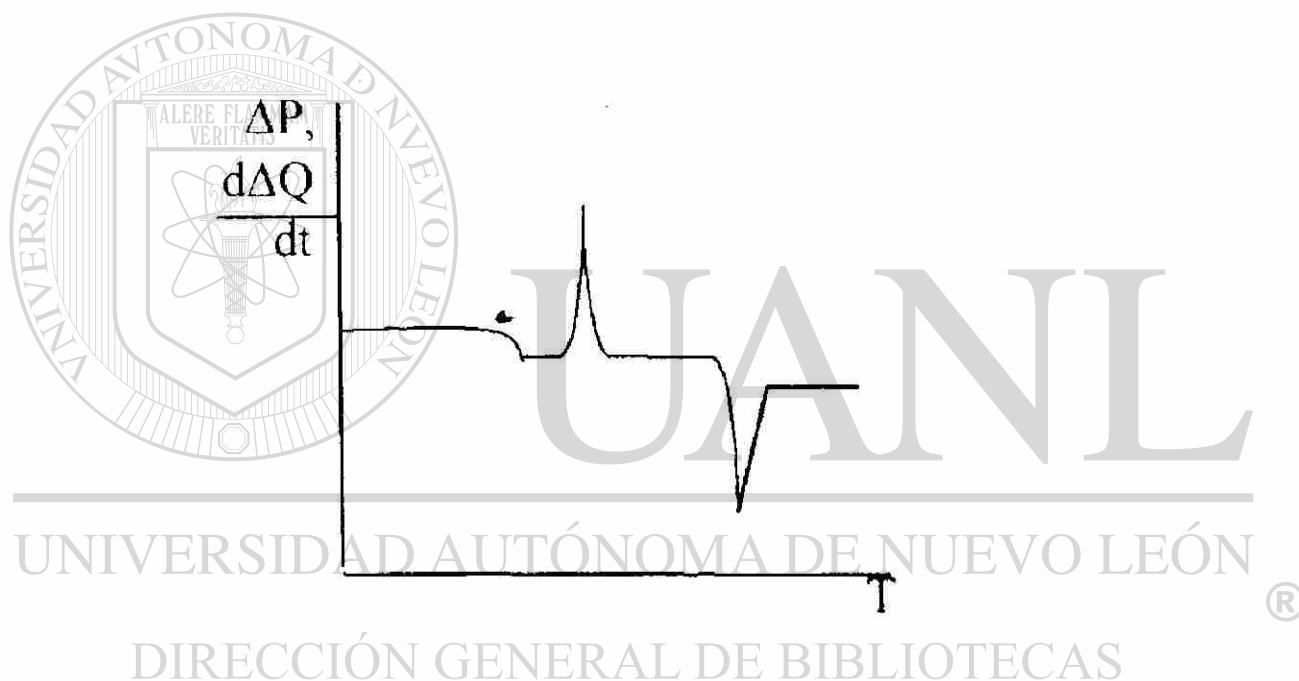


Figura 4.5.- Gráfica de energía por unidad de tiempo vs Temperatura

El equipo DSC mide directamente la capacidad calorífica de la muestra, ya que la capacidad calorífica (C_p) es la energía necesaria para elevar la temperatura de una cantidad de material 1 °K. Esto permite calcular el valor exacto de C_p [22].

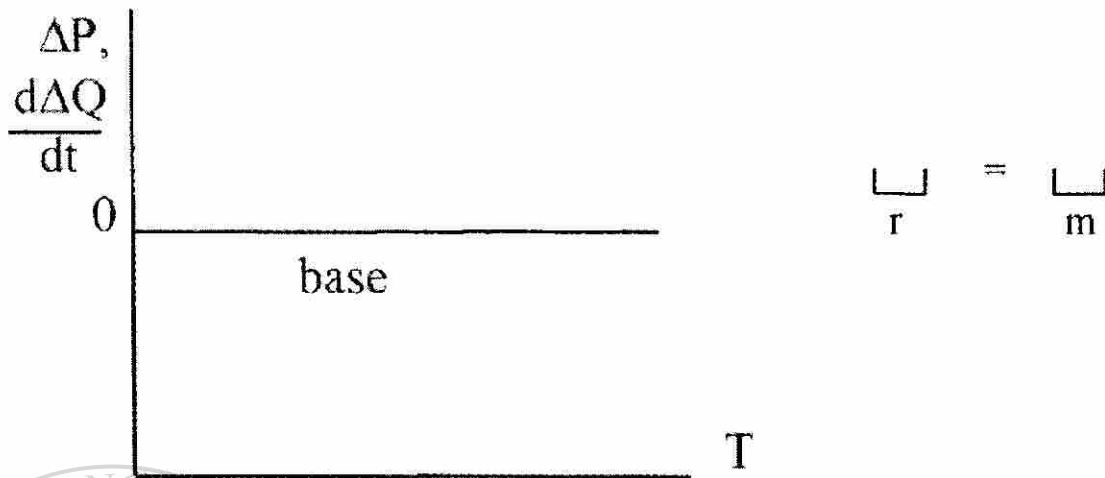


Figura 4.6. Medición del C_p en la base o referencia (Vacío).

En la Figura 4.6, se muestra el mismo material en ambos portamuestras del equipo DSC y por lo tanto, la diferencia de energía medida por el equipo entre los portamuestras es cero. Esto es:

$$C_{p1} = C_{p2}; Q_1 = Q_2; \Delta Q = 0$$

Para el caso de que en el lado de la muestra haya una sustancia, esto es, el C_p ya no es igual en los dos lados, se forma una diferencia entre la base o referencia y la muestra, por tanto:

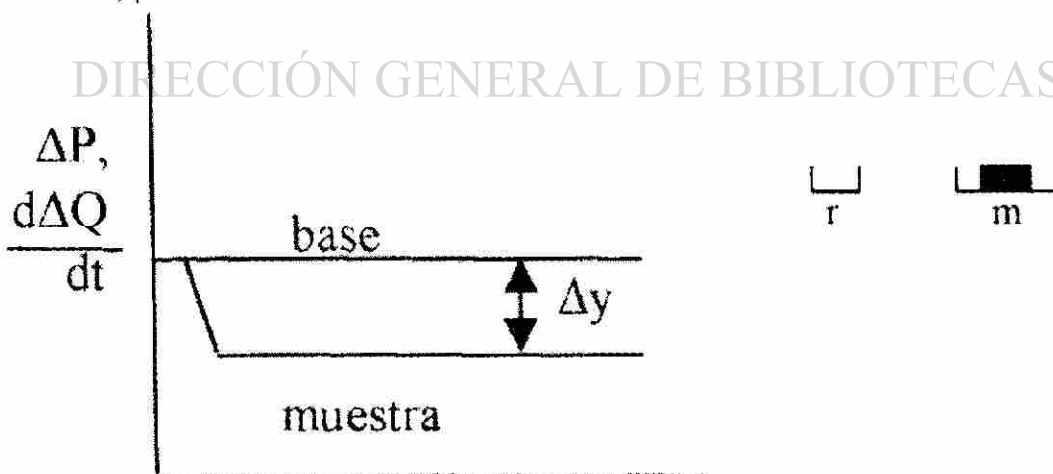


Figura 4.7.- Diferencia entre el C_p de la muestra y el C_p de la base o referencia.

$$C_{p1} \neq C_{p2}; Q_1 \neq Q_2; \Delta Q \neq 0$$

La diferencia entre la posición de la línea base y la de la muestra caracteriza la capacidad calorífica de la muestra $C_{p,m}$.

$$C_{p,m} = K\Delta y / (dT/dt)_m \quad (4.1)$$

Δy depende de la velocidad de calentamiento dT/dt , la sensibilidad calorimétrica del equipo K (termopares, detectores, flujo de gases, etc.) y la masa de la muestra.

Para definir K se hace la calibración del equipo con una sustancia, cuya c_p está bien conocida y se reproduce en un amplio intervalo de temperaturas. Esta sustancia es zafiro, Al_2O_3 , puro monocristalino.

$$C_{p \text{ zafiro}} = 1.4571 - 3.355 \times 10^{-5} T - 200.17/T \quad (4.2)$$

El valor típico del C_p en el zafiro a $20^\circ C$, es de $0.763 \text{ J/Kg}^\circ C$.

Así que la medición de la capacidad calorífica de una sustancia consiste en hacer tres análisis en condiciones similares:

- 1) La primera medición con los portamuestra vacíos en ambos lados,
- 2) La medición del material de referencia de la capacidad y la masa conocidas en el lado de la muestra;
- 3) La medición de la muestra de la capacidad calorífica desconocida.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El aspecto más importante en el análisis de la capacidad calorífica es mantener igualdad en todos los aspectos de las mediciones. La diferencia entre las tres mediciones ofrecerá un resultado óptimo de capacidad calorífica. Se requiere atención especial para la programación de la rampa de temperaturas, donde se necesita igualar las tres gráficas en los puntos iniciales y finales (ver figura 4.8)

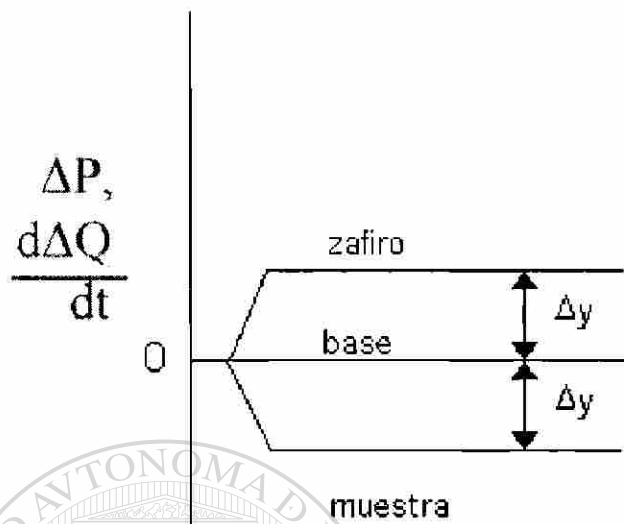
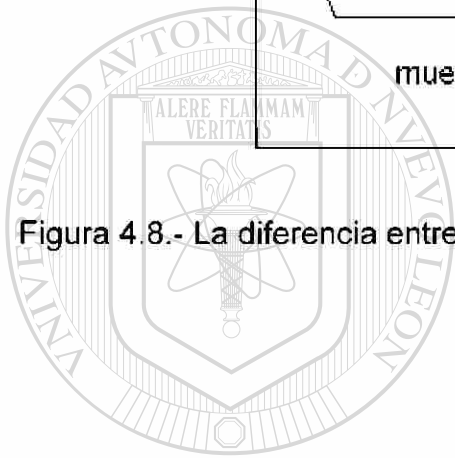


Figura 4.8.- La diferencia entre las tres mediciones ofrece el resultado del C_{pm} .



T
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

5.1 Tratamientos térmicos.

En la Tabla 5.1, se presentan las microdurezas en la aleación en cada uno de los tratamientos térmicos realizados, así como la del material en su estado original (extruido). Se aprecia claramente como se incrementa la dureza mediante el tratamiento térmico.

Condición	Recocido	Extruido	Solubilizado	Envejecido artificial	Máxima dureza
Dureza Vickers	34	59	73	98	110

Tabla 5.1.- Dureza Vickers registrada en la aleación 6061.

5.2 Ensayos de compresión.

Los ensayos compresivos realizados en la aleación de aluminio generaron la información que se presenta a continuación. En las Figuras 5.1 a 5.5 se presentan las gráficas esfuerzo contra deformación para las muestras en sus respectivas condiciones de tratamiento térmico a diferentes velocidades de deformación.

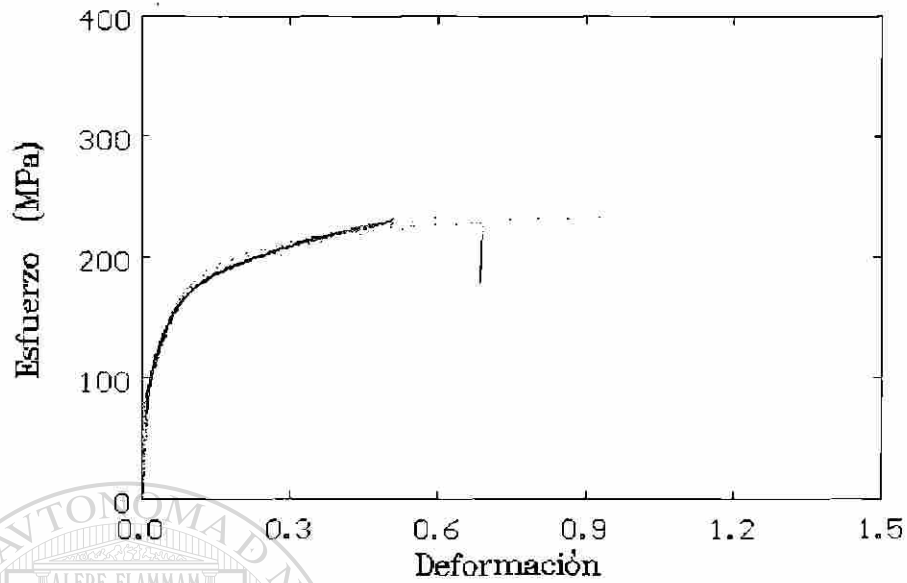


Figura 5.1.- Gráfica esfuerzo-deformación de muestras extruidas ensayadas a diferentes velocidades de deformación ($5.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, 1.66 s^{-1} y 3.33 s^{-1}).

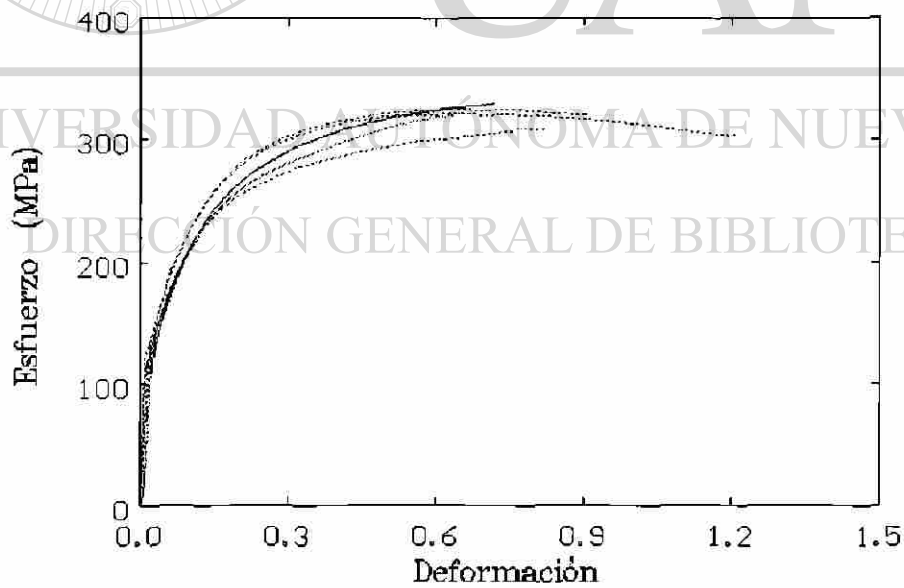


Figura 5.2.- Gráfica esfuerzo-deformación de muestras solubilizadas ensayadas a diferentes velocidades de deformación ($5.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, 4 s^{-1} y 5.5 s^{-1}).

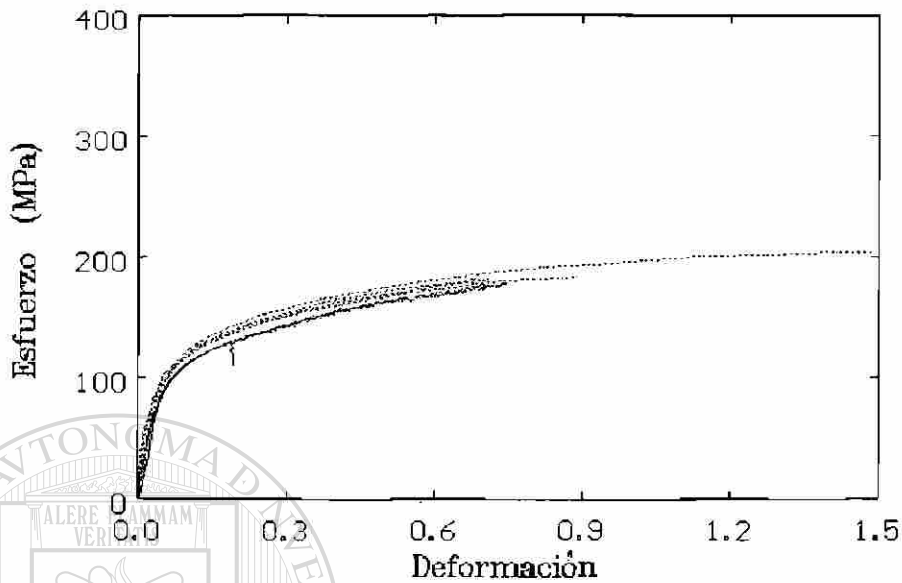


Figura 5.3.- Gráfica esfuerzo-deformación de muestras recocidas ensayadas a diferentes velocidades de deformación ($5.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, 1.66 s^{-1} y 3.33 s^{-1}).

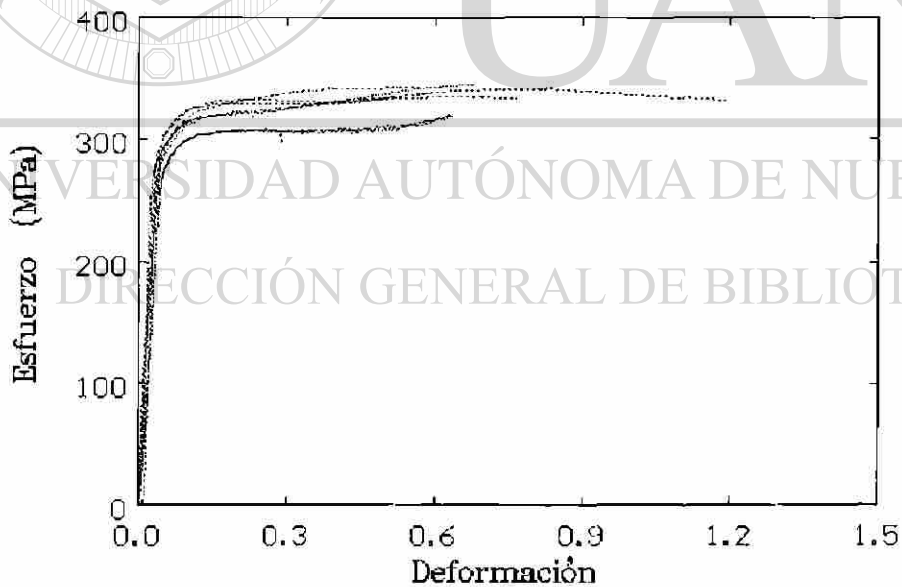


Figura 5.4.- Gráfica esfuerzo-deformación de muestras envejecidas artificialmente ensayadas a diferentes velocidades de deformación ($5.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, 1.66 s^{-1} y 5.55 s^{-1}).

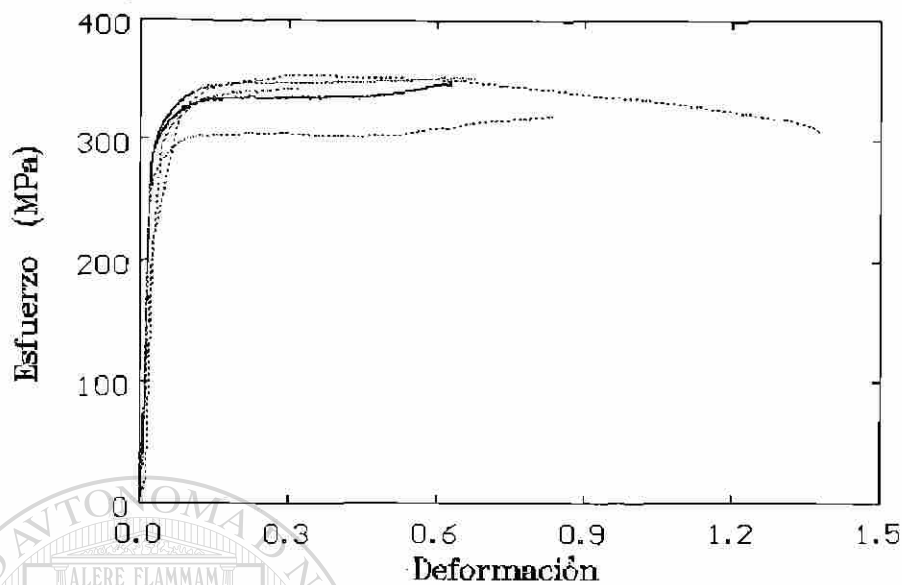


Figura 5.5.- Gráfica esfuerzo-deformación en muestras con máxima dureza a diferentes velocidades de deformación ($5.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $5.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, 2 s^{-1} y 5.55 s^{-1}).

Se puede observar que entre la dureza del material en sus diferentes condiciones, presentada en la tabla 5.1 y las curvas esfuerzo-deformación de las figuras 5.1 a 5.5 existe una relación proporcional.

La morfología de las curvas esfuerzo-deformación de los materiales extruidos y recocidos son similares y muestran un aumento gradual aunque no totalmente uniforme del flujo de deformación, esto debido principalmente a la naturaleza microestructural para la aleación en estas condiciones.

La condición microestructural de mayor repercusión para las aleaciones de este tipo es la presencia de precipitados, cuyo tamaño, forma y distribución ofrece las principales propiedades físicas del material.

Las muestras recocidas presentan un sobrevejecimiento, lo cual además de repercutir en la resistencia influye en la morfología del flujo de deformación en el ensayo compresivo. Para las muestras extruidas poseen un envejecido natural lo cual provoca aunque no la misma resistencia que el material recocido, si un comportamiento similar de las curvas esfuerzo-deformación, por tanto se deduce que las dos aleaciones deben

presentar aunque no de la misma manera, precipitados incoherentes que ofrecen poca resistencia (mas destacado en el material recocido), pero que al ser destruidos mediante la acción del esfuerzo ocasionan un pequeño abrupto en el flujo de deformación.

Para el material solubilizado, se observa un aumento gradual y uniforme del flujo de deformación, esto debido principalmente a que este tipo de aleaciones solubilizadas no contienen precipitados que intervengan durante la deformación.

Para las condiciones de envejecido artificial y máxima dureza se observa en las curvas esfuerzo-deformación un súbito aumento del flujo de deformación, seguido de una ligera caída y posterior a esto un flujo de deformación uniforme. Este comportamiento se debe a que este tipo de aleaciones envejecidas artificialmente presentan precipitados cuya forma, tamaño y distribución, además de endurecer la aleación, contribuyen a que la curva esfuerzo-deformación ofrezca al inicio una gran resistencia sin gran deformación en el material, seguida del corte y consecuente destrucción de las partículas precipitadas por el movimiento de dislocaciones durante la deformación plástica, ocasionando un cambio brusco en el flujo de deformación, y una vez destruidos dichos precipitados, la fluencia de la deformación se uniformiza.

En las Figuras 5.6 a 5.10 se expone en las gráficas temperatura-tiempo el aumento en la temperatura del material durante los ensayos de compresión realizados a diferentes velocidades de deformación.

Las curvas de calentamiento muestran el incremento de temperatura en función de la velocidad de deformación, se puede observar que conforme aumenta la velocidad de deformación aumenta el incremento de temperatura. También se observa que al aumentar la resistencia del material son mayores los incrementos de temperatura.

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE VARIAS PRUEBAS.

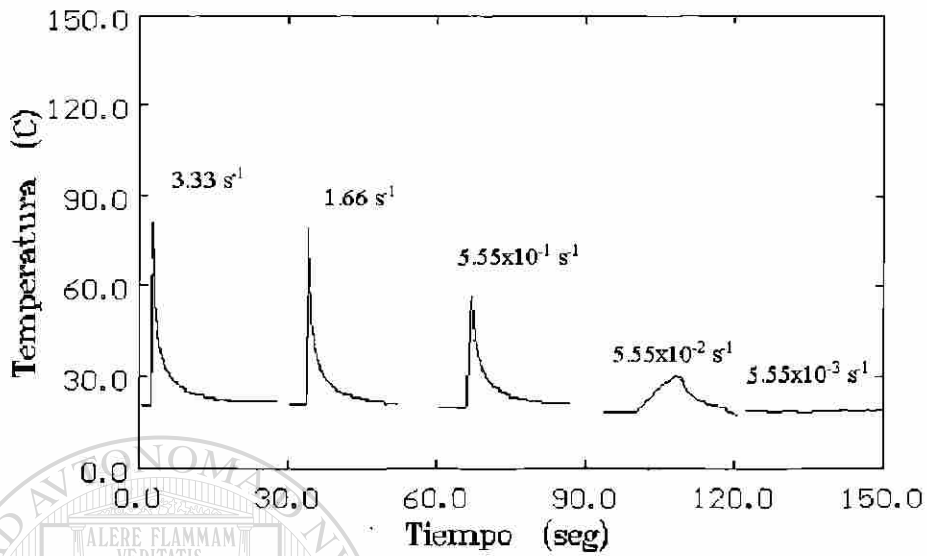


Figura 5.6.- Aumento en la temperatura a diferentes velocidades de deformación en las muestras recocidas.

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE VARIAS PRUEBAS.

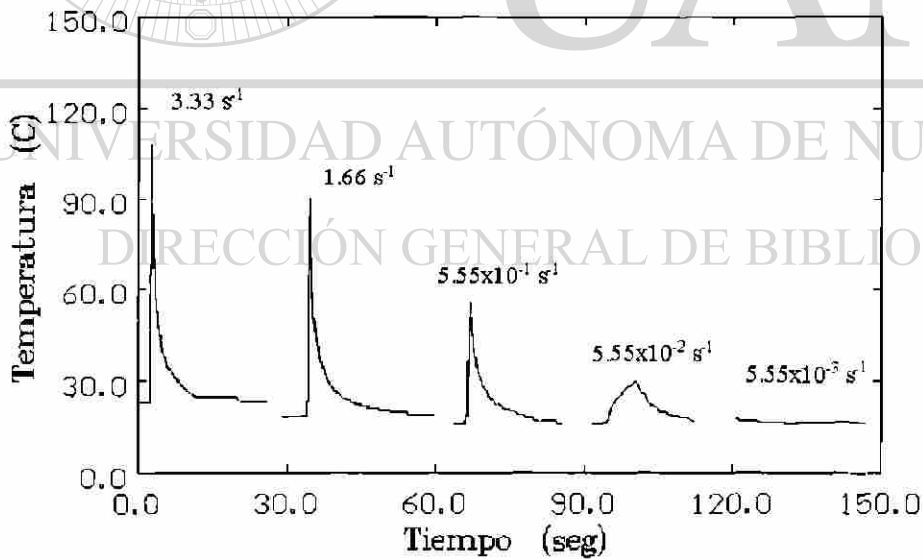


Figura 5.7.- Aumento en la temperatura a diferentes velocidades de deformación en las muestras extruidas.

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE VARIAS PRUEBAS.

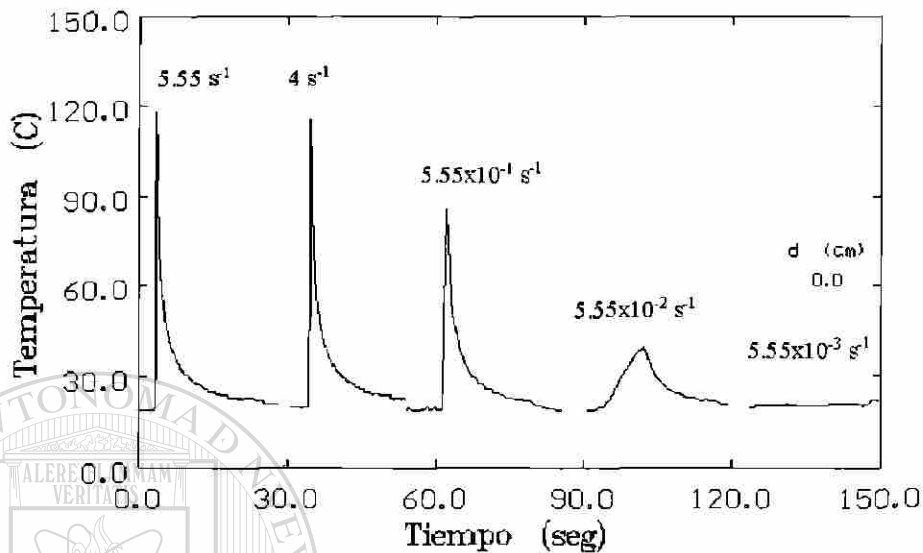


Figura 5.8.- Aumento en la temperatura a diferentes velocidades de deformación en las muestras solubilizadas.

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE VARIAS PRUEBAS.

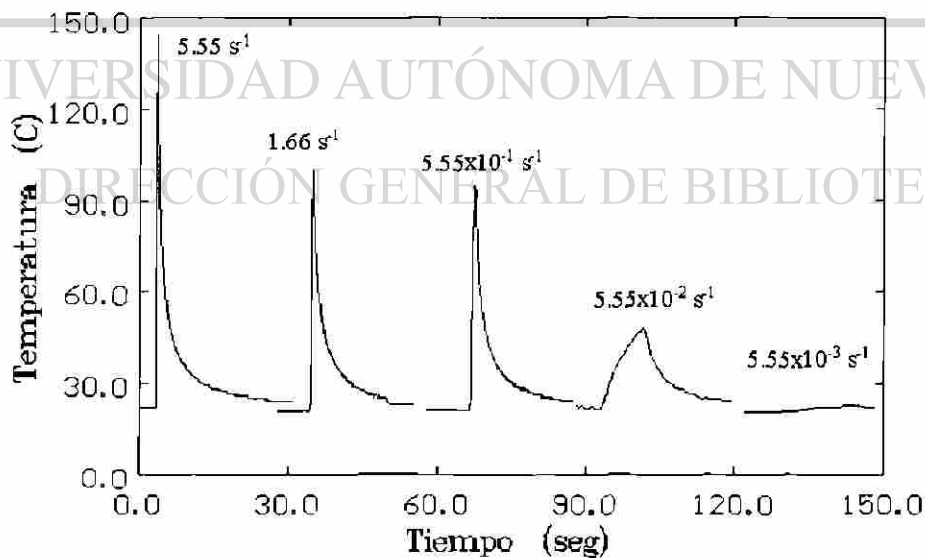


Figura 5.9.- Aumento en la temperatura a diferentes velocidades de deformación en las muestras envejecidas artificialmente.

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE VARIAS PRUEBAS.

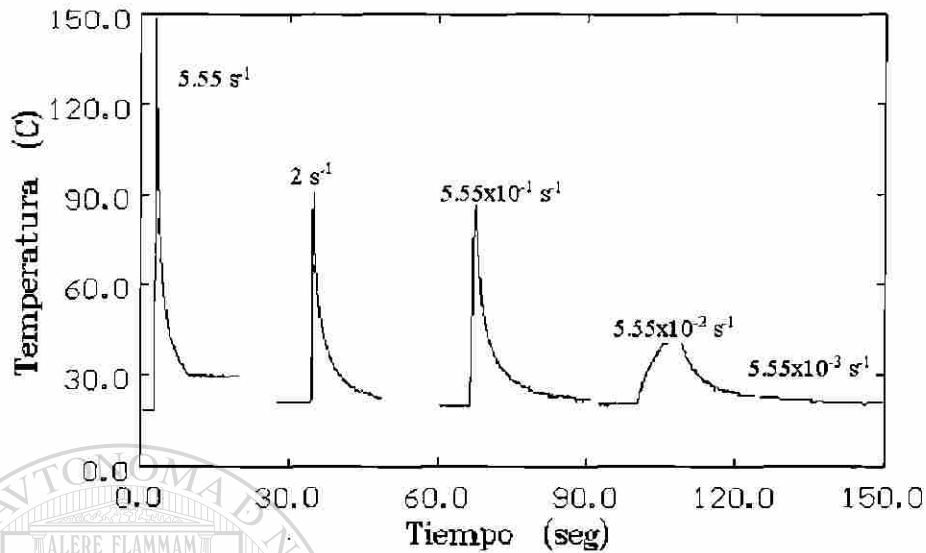


Figura 5.10.- Aumento en la temperatura a diferentes velocidades de deformación en las muestras a máxima dureza.

En las figuras 5.11 a 5.15 se presentan las gráficas del esfuerzo y el esfuerzo de cedencia (en forma logarítmica) contra la velocidad de deformación.

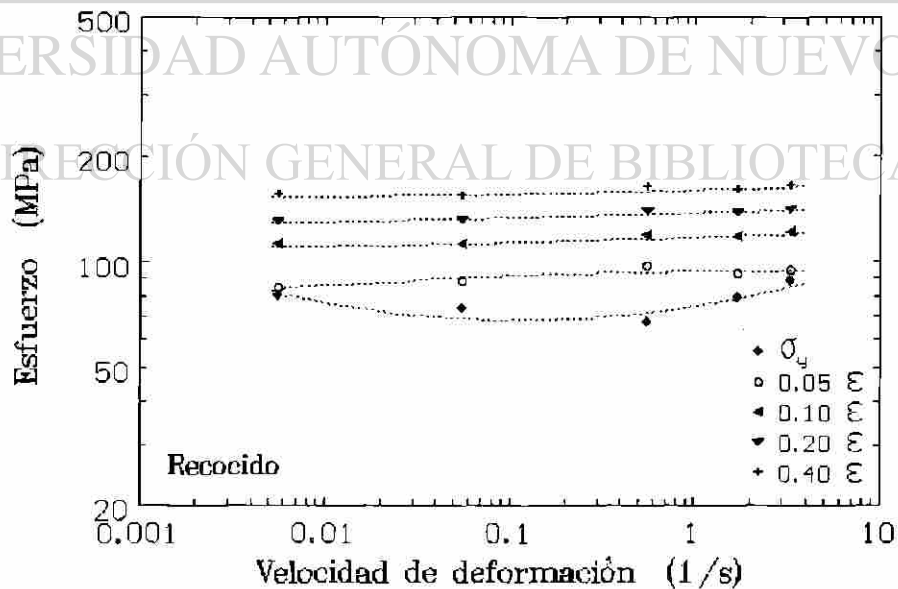


Figura 5.11.- Gráfica doble logarítmica esfuerzo-velocidad de deformación a diferentes deformaciones en muestras recocidas.

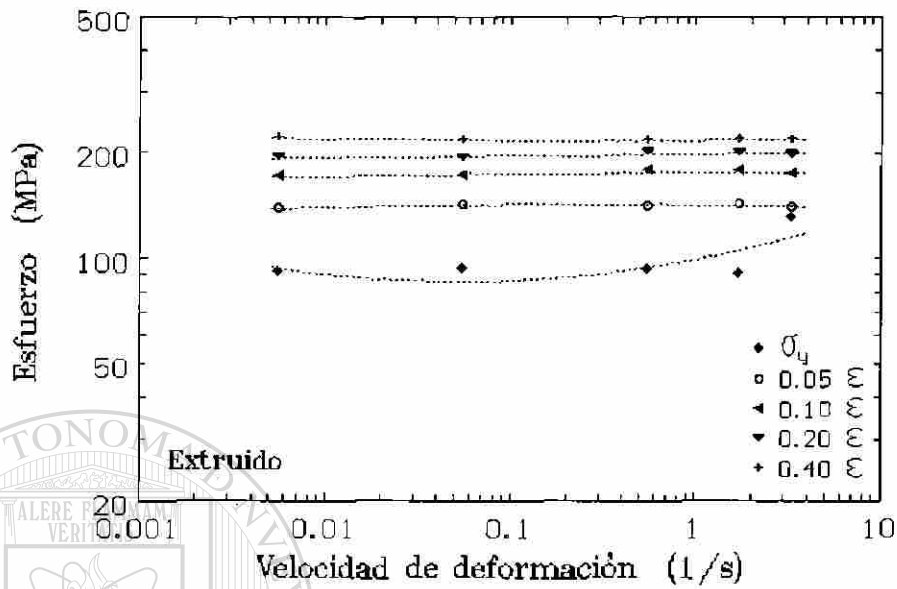


Figura 5.12.- Gráfica doble logarítmica esfuerzo - velocidad de deformación a diferentes deformaciones en muestras extruidas.

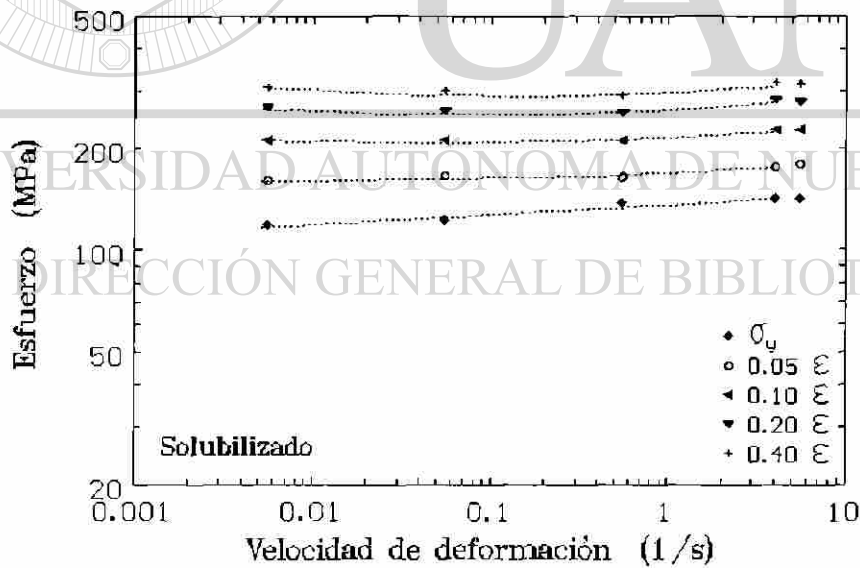


Figura 5.13.- Gráfica doble logarítmica esfuerzo - velocidad de deformación a diferentes deformaciones en muestras solubilizadas.

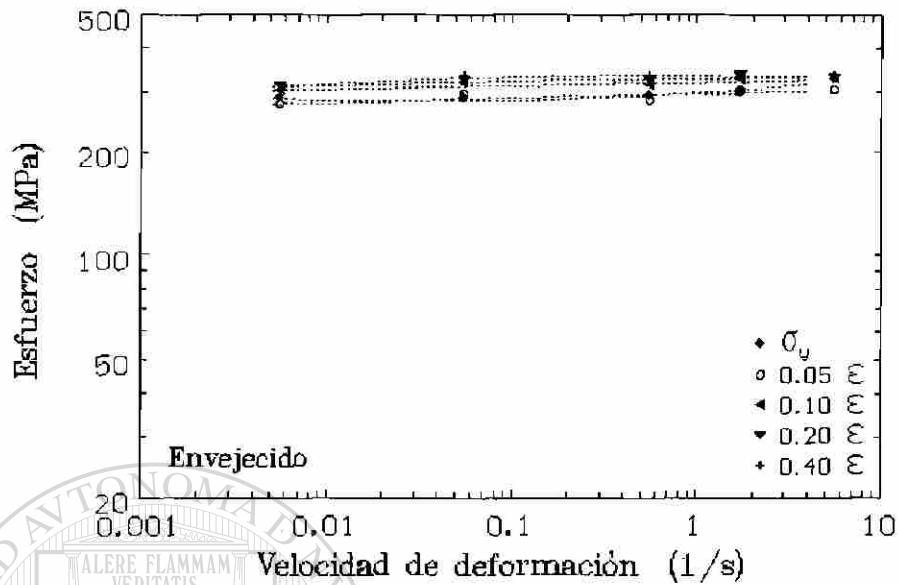


Figura 5.14.- Gráfica doble logarítmica esfuerzo - velocidad de deformación a diferentes deformaciones en muestras envejecidas artificialmente.

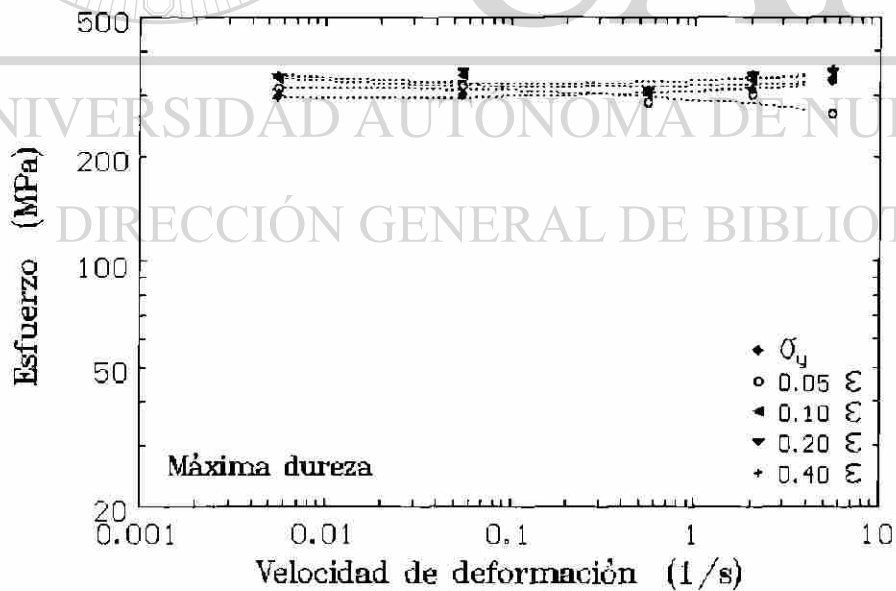


Figura 5.15.- Gráfica doble logarítmica esfuerzo - velocidad de deformación a diferentes deformaciones en muestras con máxima dureza.

La dependencia del esfuerzo con respecto a la velocidad de deformación a diversas deformaciones se comporta de manera diferente en algunas condiciones de tratamiento térmico. En las condiciones de recocido, extruido y solubilizado (Figuras 5.11, 5.12 y 5.13) se observa uniformidad en el flujo de deformación, así como evidente diferencia entre cada velocidad de deformación.

Las condiciones de envejecido artificial y máxima dureza (Figuras 5.14 y 5.15) no muestran gran diferencia en el flujo de deformación entre una y otra velocidad de deformación. Las pendientes en las gráficas para estas condiciones sugieren que es posible que se presente localización plástica, comportamiento que se manifiesta de igual manera en la forma de las curvas esfuerzo-deformación de las figuras 5.1 a 5.5.

Para las curvas del envejecido artificial y máxima dureza (figura 5.4 y 5.5) se observa una alta tasa inicial de endurecimiento seguido de una reducción en la resistencia del material, estos aspectos morfológicos han sido asociados con la localización plástica (22).

En todas las condiciones se observa un aumento en el esfuerzo de fluencia conforme aumenta la velocidad de deformación, característico en la mayoría de los materiales donde se realizan este tipo de pruebas (23). Algunos investigadores atribuyen este comportamiento a un proceso de intersección de dislocaciones. En este proceso las dislocaciones no alcanzan a ordenarse durante la deformación, debido a que la velocidad de deformación es más rápida que la velocidad de reacomodo de las dislocaciones, lo cual ocasiona su apilamiento y el consecuente incremento en la resistencia de la aleación (24).

El valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación (m) se muestra en las Figuras 5.16 a 5.20, este valor se grafica para diferentes valores de deformación y velocidades de deformación en cada condición de tratamiento térmico.

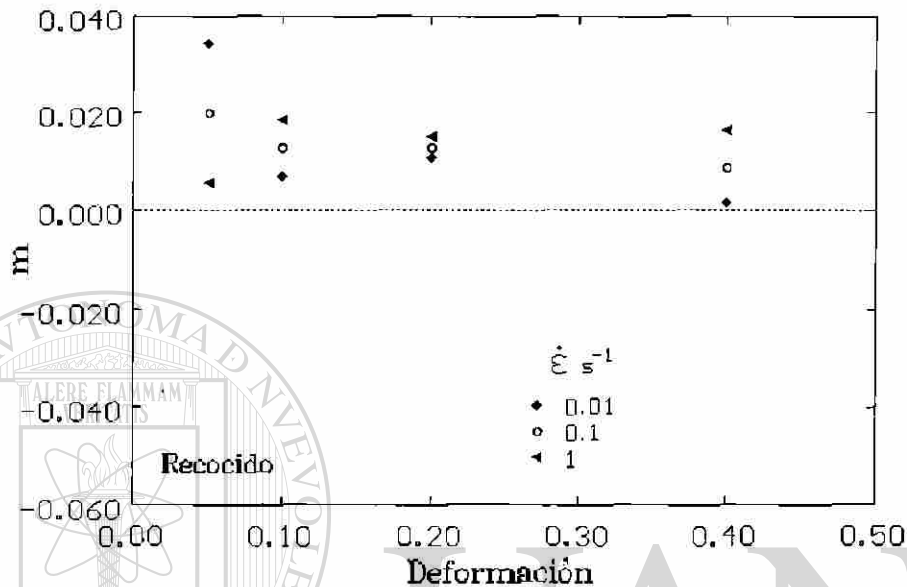


Figura 5.16.- Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación a tres velocidades de deformación en muestras recocidas.

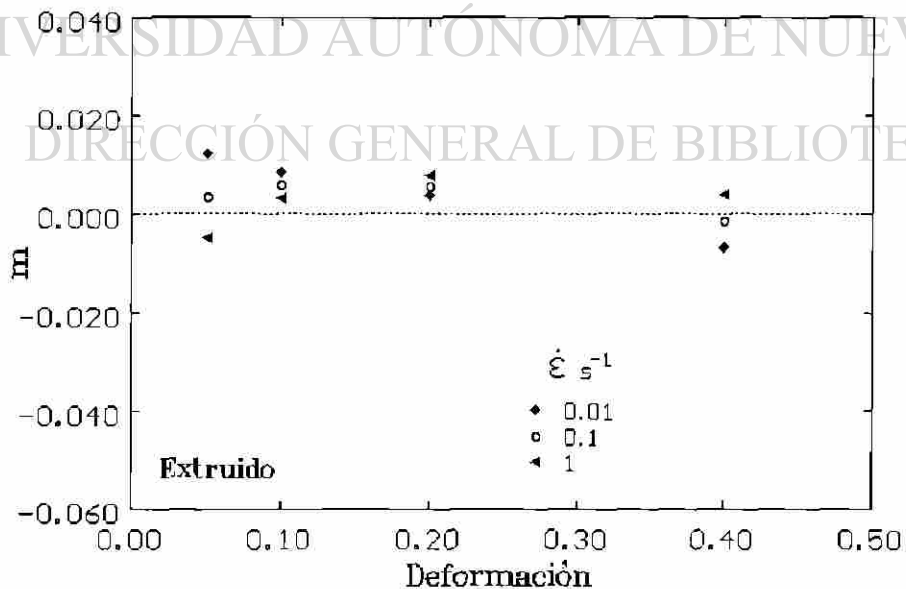


Figura 5.17.- Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación a tres velocidades de deformación en muestras extruidas.

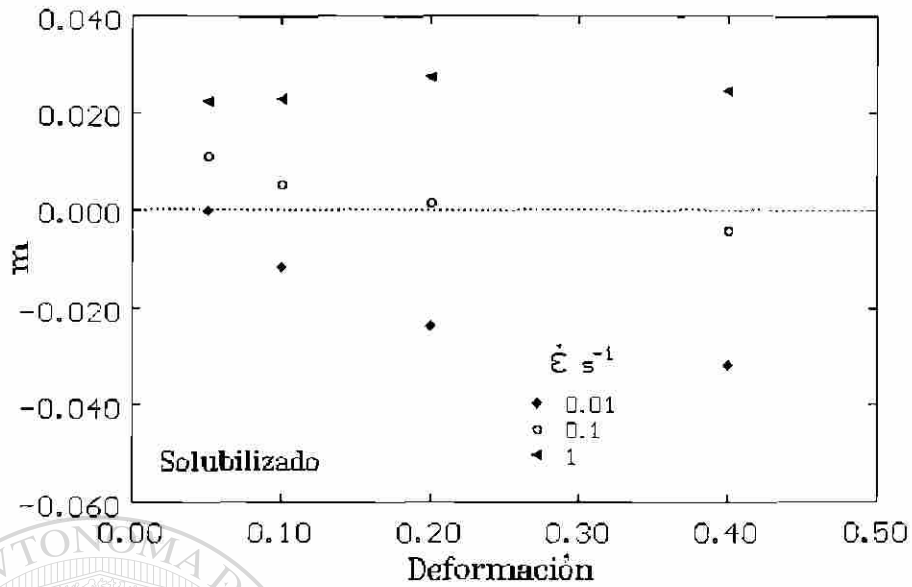


Figura 5.18.- Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación a tres velocidades de deformación en muestras solubilizadas.

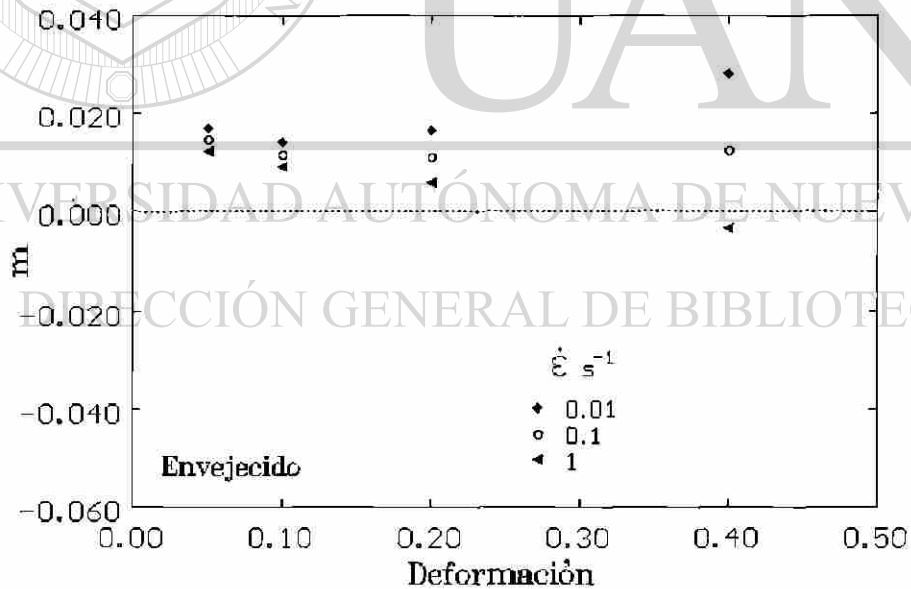


Figura 5.19.- Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación a tres velocidades de deformación en muestras envejecidas artificialmente.

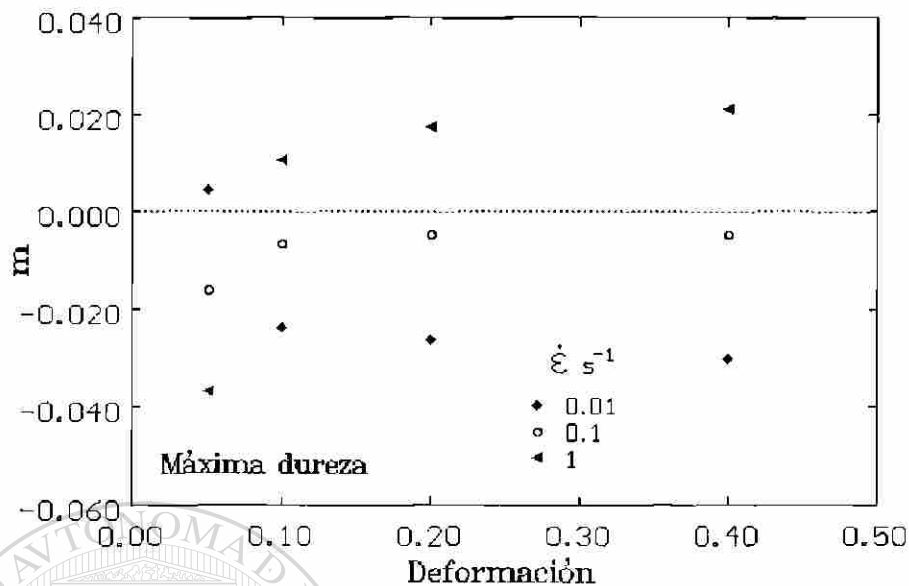


Figura 5.20.- Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación a tres velocidades de deformación en muestras con máxima dureza.

El comportamiento de m en las Figuras 5.16 a 5.20 es similar al de las Figuras 5.11 a 5.15. Para la condición de recocido prácticamente no existe valor negativo de m , lo cual implica un flujo de deformación estable, aparentemente sin llegar a localizar la deformación plástica. Las condiciones de extruido y solubilizado presentan un comportamiento parecido aunque se observan algunos valores de m negativos, sugiriendo que se puede presentar el fenómeno de localización plástica para estas condiciones. Los valores de m en máxima dureza y envejecido artificial, principalmente la primera condición, presentan valores más negativos de m . Estos comportamientos reflejan de manera general que al aumentar la dureza o resistencia en la aleación, la cual puede comprobarse en la Tabla 5.1, aumenta la posibilidad de obtener localización en el flujo plástico.

En las Figuras 5.21 a 5.25 se presentan, en sus respectivas condiciones de tratamiento térmico y para diferentes velocidades de deformación, la diferencia entre la temperatura inicial y la temperatura alcanzada en los ensayos compresivos, que se obtuvieron de las gráficas temperatura tiempo (Figuras 5.6 a 5.10) la cual llamaré en este trabajo temperatura registrada (ΔT_R). En estas mismas figuras se grafica también la temperatura

obtenida mediante la ecuación 3.2, la cual se nombrará temperatura calculada (ΔT_C), así como el cociente entre ambas temperaturas ($\Delta T_R/\Delta T_C$).

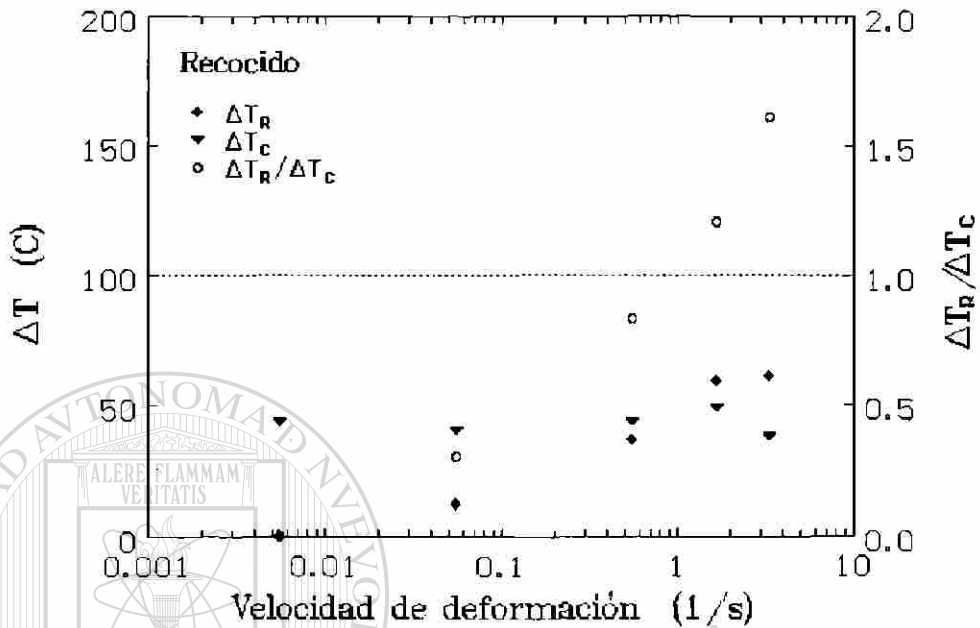


Figura 5.21.- Gráfica de la velocidad de deformación contra el ΔT y el $\Delta T_R/\Delta T_C$ en las muestras recocidas.

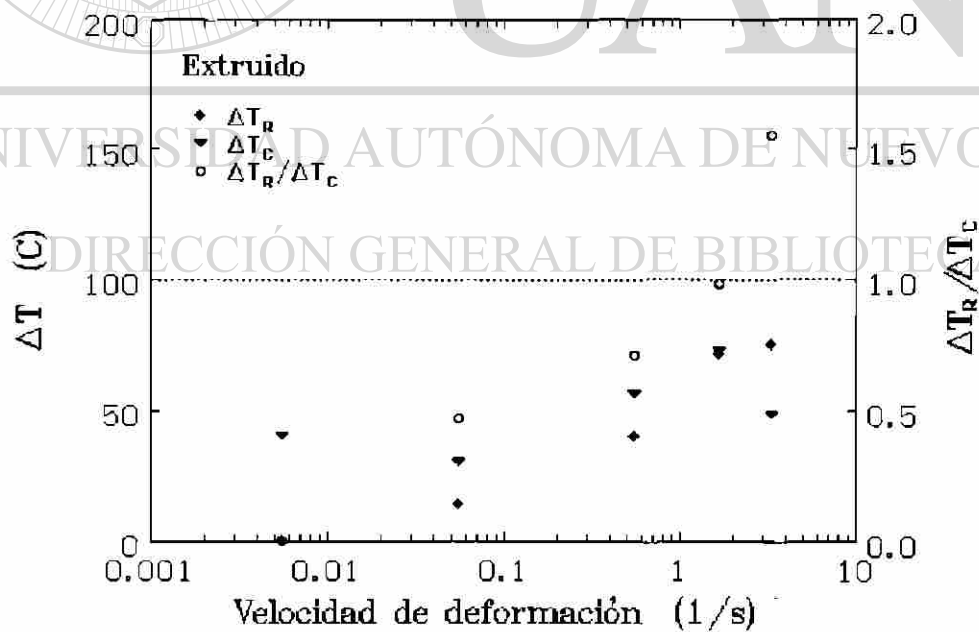


Figura 5.22.- Gráfica de la velocidad de deformación contra el ΔT y el $\Delta T_R/\Delta T_C$ en las muestras extruidas.

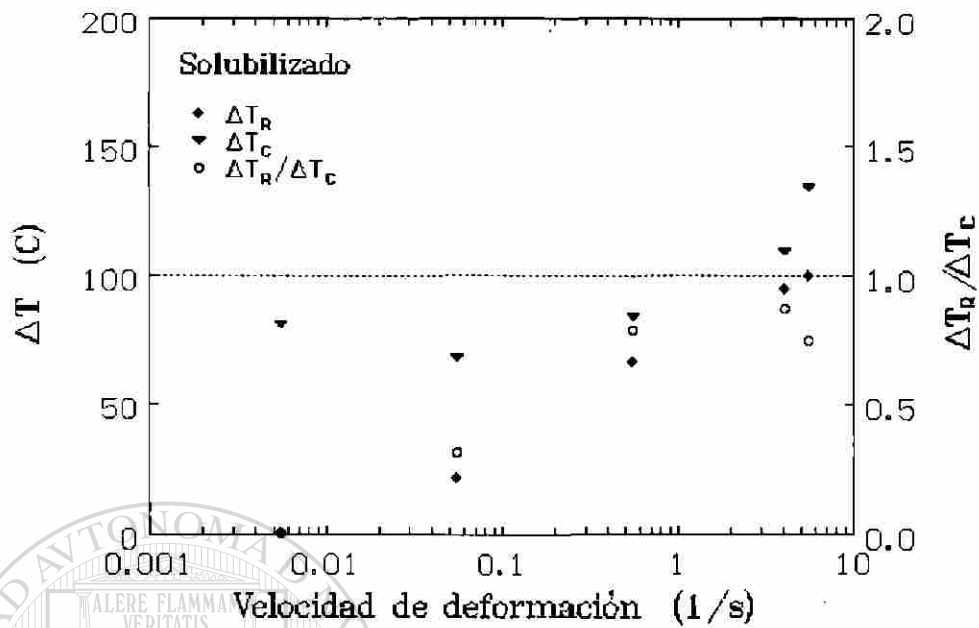


Figura 5.23.- Gráfica de la velocidad de deformación contra el ΔT y el $\Delta T_R/\Delta T_C$ en las muestras solubilizadas.

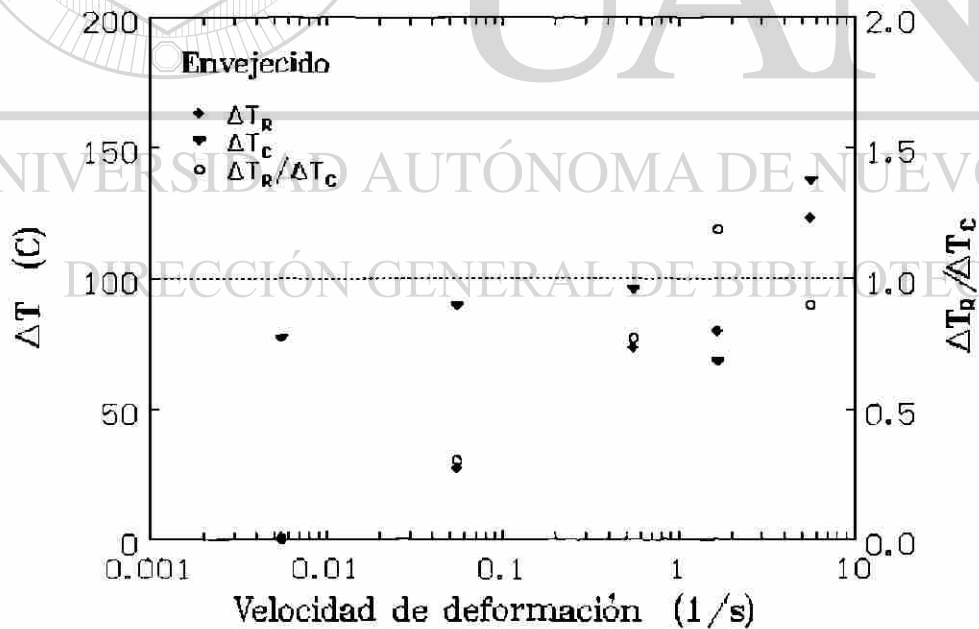


Figura 5.24.- Gráfica de la velocidad de deformación contra el ΔT y el $\Delta T_R/\Delta T_C$ en las muestras envejecidas artificialmente.

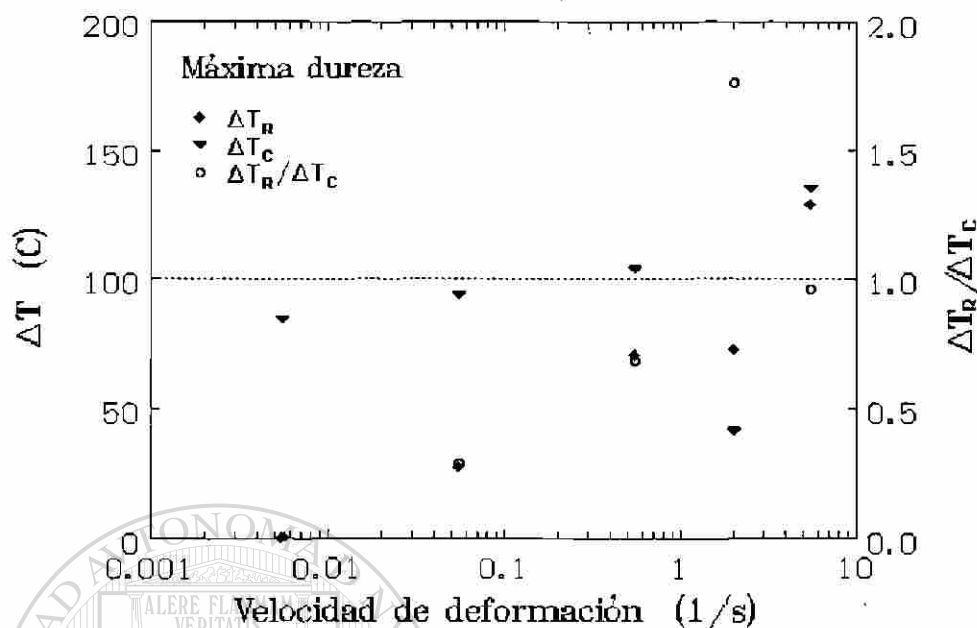


Figura 5.25.- Gráfica de la velocidad de deformación contra el ΔT y el $\Delta T_R / \Delta T_C$ en las muestras con máxima dureza.

Para todas las condiciones de las muestras, se observa como se menciona anteriormente que al aumentar la velocidad de deformación se incrementó el valor de la temperatura registrada (ΔT_R), esto debido principalmente a que la disipación de calor durante la deformación en los ensayos no es lo suficientemente rápida y por lo tanto los termopares registran dicha temperatura para la mayoría de las velocidades de deformación. Además de esto, la resistencia en la aleación influye en este comportamiento, ya que conforme aumenta la resistencia en la aleación aumenta la temperatura registrada, esto se debe principalmente a que la energía térmica es función directa de la energía mecánica utilizada durante los ensayos compresivos, lo cual a su vez se relaciona directamente a la resistencia de la aleación.

La temperatura calculada (ΔT_C) depende únicamente de los elementos que integran la ecuación (3.2), los valores de la densidad y de la capacidad calorífica se obtuvieron de valores típicos para una aleación de aluminio 6061 (25). Los valores de la tenacidad se obtuvieron de las gráficas esfuerzo-deformación. Algunos valores de la temperatura calculada fueron demasiado altos debido fundamentalmente a una gran deformación que

suscitó una mayor tenacidad, ésto causado principalmente por la imposibilidad de controlar totalmente la inercia de la máquina de ensayos.

Los valores de la temperatura registrada sobre la temperatura calculada ($\Delta T_R/\Delta T_C$) presentaron en casi todas las condiciones al menos un valor mayor (excepto la condición de solubilizado) o muy cercano a 1, esencialmente en los valores superiores de velocidad de deformación, lo cual posibilita para que se presente el fenómeno de localización plástica.

5.3. Obtención de la capacidad calorífica.

La determinación de los valores de la capacidad calorífica (C_p) contra la temperatura (T) en las condiciones de extruido, solubilizado y envejecido artificial se presentan en las figuras 5.26 a 5.29..

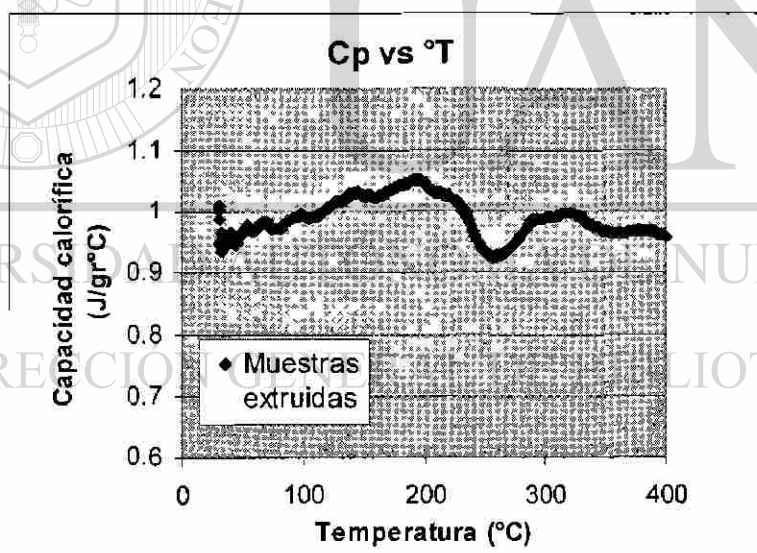


Figura 5.26.- Capacidad calorífica a diferentes temperaturas de las muestras extruidas.

En esta figura y la siguiente se aprecia una caída de temperatura en el rango de 230 a 270 °C, lo cual puede ser atribuida a la precipitación del Mg_2Si . A temperaturas inferiores se aprecia que el valor de la capacidad calorífica oscila entre 0.9 y 1 J/g°C, valor que fue empleado en el incremento en temperatura (ΔT_C , ecuación 3.2). Figuras 5.21 a 5.25.

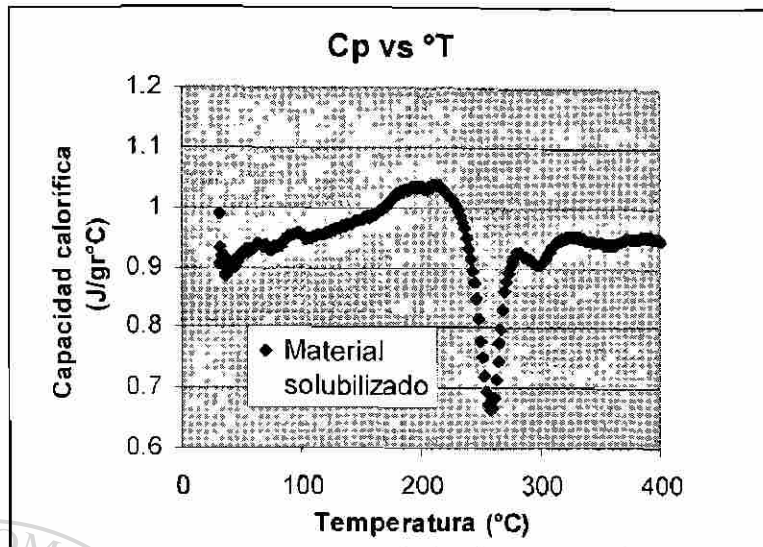


Figura 5.27.- Capacidade calorífica a diferentes temperaturas de las muestras solubilizadas.

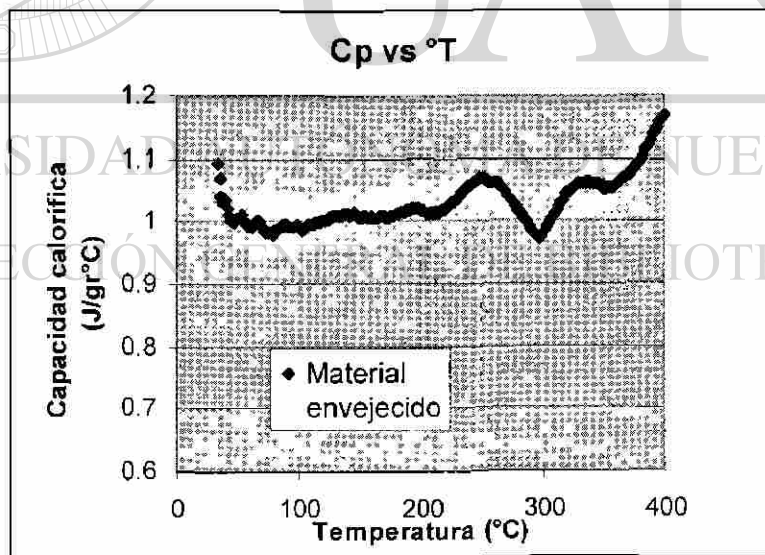
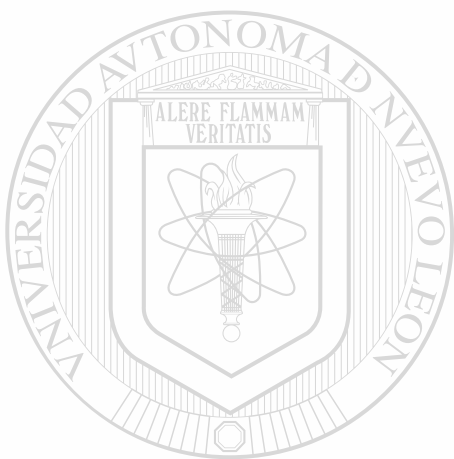


Figura 5.28.- Capacidade calorífica a diferentes temperaturas de las muestras envejecidas artificialmente.

Para las muestras envejecidas artificialmente se muestra una mayor uniformidad de los valores del C_p con respecto a la temperatura, los picos no son tan pronunciados, posiblemente debido a que el cambio de tamaño del precipitado durante esta prueba no es tan mayúsculo como el caso de las muestras extruidas y solubilizadas, para este intervalo de temperaturas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 6

Conclusiones y Recomendaciones.

6.1.- Conclusiones.

- El material solubilizado presenta condiciones menos propicias para que haya localización plástica, en tanto que los materiales extruido, recocido, envejecido artificial y máxima dureza si lo presentan, en especial los materiales con mayor dureza, esto puede observarse en la morfología de las curvas esfuerzo-deformación, los valores del esfuerzo a diferentes deformaciones y los valores de m .
- La temperatura registrada (ΔT_R) y el esfuerzo de fluencia aumentan conforme aumenta la velocidad de deformación.
- Para las velocidades de deformación superiores a $5.5 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, existe cierta proporcionalidad entre la temperatura calculada (ΔT_C), la resistencia mecánica inicial de la aleación y la temperatura registrada (ΔT_R).
- Los valores de la temperatura registrada sobre la temperatura calculada ($\Delta T_R/\Delta T_C$) cercanos o superiores a 1, tienen mayor tendencia a localizar el flujo plástico, por lo cual estos valores podrían ser utilizados como estimadores de la presencia de inestabilidad plástica.

6.2.- Recomendaciones.

Las recomendaciones que se pudieran sugerir para futuros estudios sobre este tema serían:

- Controlar de mejor forma la inercia de la máquina de ensayos mecánicos.
- Utilizar otros parámetros además de los utilizados en este trabajo para analizar la tendencia a la localización plástica.
- Estudiar para diferentes aleaciones los valores de $\Delta T_R/\Delta T_C$ y relacionarlos al fenómeno de localización plástica.
- Formular un modelo matemático que involucre la velocidad de deformación, la temperatura calculada (ΔT_C) y la resistencia mecánica inicial para predecir el aumento en la temperatura de la aleación durante la compresión simple.
- Analizar la microestructura del material a valores incrementales de deformación para relacionar esta característica de la aleación y la influencia de los precipitados con los aumentos de temperatura durante la deformación.
- Utilizar mayores velocidades de deformación a las utilizadas en este trabajo.
- Realizar ensayos a diversas temperaturas y estudiar el efecto que tiene sobre el material el aumento en la temperatura producido por la deformación a diferentes temperaturas de prueba.

Bibliografía.

- 1.- Dieter, G. E., Jr., Mechanical metallurgy, McGraw-Hill Book Company, 1961.
- 2.- S.L. Semiatn and J.J. Jonas: Formability and workability of metals; Plastic instability and flow localization, American Society for metals, Metals Park, 1984.
- 3.- J.J. Jonas and M.J. Luton: Advances in deformation processing, J.J. Burke and V. Wers (eds), Plenum, New York, 1978, p.215.
- 4.- E. W. Hart: Acta Metall., 15(1967) 351. M. Y. Demeri and H. Conrad: Scr. Metall., 12 (1982) 389.
- 5.- A.S. Argon: The inhomogeinity of plástic deformation, R. E. Reed-Hill (ed.), American Society for Metals, Metals Park, 1973, p. 161.
- 6.- R. Hill, The Mathematical Theory of Plasticity, Oxford at the Clarendon Press, 1950, pp 341-344.
- 7.- A. Consideré: An. Donts Chaus., 9, 574, 1885.
- 8.- José Luis Cavazos: Tratamiento térmico de una aleación de aluminio 6063, Tesis Doctoral U.A.N.L. 1998.
- 9.- Metals and Alloys in the unified numbering system, 4th de., Society of automotive Engineers, 1986.
- 10.- American National Standard Alloy and temper Designation Systems for Aluminium, PP/2650/988/11, Aluminium Associatio, Julio 1988.

- 11.- Properties and selection: Nonferrous alloys and special Purpose Materials, tenth Edition, pags. 16-27, 1990.
- 12.- Avner. Introducción a la metalurgia física.
- 13.- A. E. H. Love, A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity, 4th ed., Dover, New York, 1944, p. 97.
- 14.- O. Hoffman and G. Sachs, Introduction to the Theory of Plasticity for Engineers, McGraw-Hill, New York, 1953, p. 33.
- 15.- A. Reuss, "Berücksichtigung der elastischen Formänderung in der Plastizitätstheorie," Z. Angew. Math. Mech., 10: 266 (1930).
- 16.- peter P. Gillis, Effect of strain rate on flow properties, univ. of Kentucky, ASM, Handbook.
- 17.- H.C. Rogers, Adiabatic Strain localization during Dinamic Deformation, drexel university, Philadelphia, PA 19604.
-
- 18.- E. W. Hart, Acta Met., Vol. 15, 1976, p. 553.
- 19.- J.W. Hutchinson and K.W. Neale, Acta. Met., Vol. 25, 1977, p. 839.
- 20.- A. K. Ghosh, Met. Trans. A, Vol. 8a, 1977, p. 1221.
- 21.- Cesar Vera y Rafael Colás, Adolfo Grinberg, Localización de la deformación plástica en la aleación de aluminio 6261, Parte 2, (1989).
- 22.- Zulfia Nagamedianova, Reporte de mediciones de la capacidad calorífica, FCQ, UANL.

- 11.- Properties and selection: Nonferrous alloys and special Purpose Materials, tenth Edition, pags. 16-27, 1990.
- 12.- Avner. Introducción a la metalurgia física.
- 13.- A. E. H. Love, A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity, 4th ed., Dover, New York, 1944, p. 97.
- 14.- O. Hoffman and G. Sachs, Introduction to the Theory of Plasticity for Engineers, McGraw-Hill, New York, 1953, p. 33.
- 15.- A. Reuss, "Berücksichtigung der elastischen Formänderung in der Plastizitätstheorie," Z. Angew. Math. Mech., 10: 266 (1930).
- 16.- peter P. Gillis, Effect of strain rate on flow properties, univ. of Kentucky, ASM, Handbook.
- 17.- H.C. Rogers, Adiabatic Strain localization during Dinamic Deformation, drexel university, Philadelphia, PA 19604.
-
- 18.- E. W. Hart, Acta Met., Vol. 15, 1976, p. 553.
- 19.- J.W. Hutchinson and K.W. Neale, Acta. Met., Vol. 25, 1977, p. 839.
- 20.- A. K. Ghosh, Met. Trans. A, Vol. 8a, 1977, p. 1221.
- 21.- Cesar Vera y Rafael Colás, Adolfo Grinberg, Localización de la deformación plástica en la aleación de aluminio 6261, Parte 2, (1989).
- 22.- Zulfia Nagamedianova, Reporte de mediciones de la capacidad calorífica, FCQ, UANL.

23.- Rafael Colás y A. Grinberg, Mater. Sci. Eng., A112 (1989) 49.

24.- C. Zener and J.H. Hollomon, "Effect of Strain rate upon Plastic flow of Steel", J. Appl.Phys. 15:22 (1944).

25.- F. E. Hauser, J.A. Simmons, and J.E. Dorn, "Strain Rate Effects in Plastic Wave Propagation", Mat. Research Lab. Report, Inst. Eng. Res., Univ:Calif. Series No. 133, Issue No. 3, 1960.

26.- J.W. Martin. Precipitation Hardening, Pergamon Press, Oxford, 1968.

27.- B. Jaramillo, M. Cisneros, S. Valtierra. Identificación de precipitados por microscopía electrónica de transmisión en una aleación de aluminio A319 tratada térmicamente. Instituto Tecnológico de Saltillo y Nemak S.A.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Resumen Autobiográfico

Jacobo Hernández Sandoval

Candidato al Grado de Maestro En Ciencias de la Ingeniería
Mecánica con Especialidad en Materiales

Tesis: Calentamiento adiabático en una aleación termotratable de
aluminio.

Nacido el 28 de mayo de 1974 en Monterrey, N. L. México. Hijo de la
Sra. Bertha Alicia Sandoval Dimas y el Sr. Francisco Hernández Polina.

El Ing. Jacobo Hernández curso sus estudios de Ingeniería en la Universidad Autónoma de Nuevo León, obteniendo el grado de Ingeniero Mecánico Metalúrgico en el año 1999 con el trabajo de tesis titulado "Deformación plástica en una aleación de aluminio". El Ing. Hernández prosigue con sus estudios de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en el Doctorado de Ingeniería de Materiales de la misma Facultad.

El Ing. Hernández tiene experiencia laboral en el área de producción y ha trabajado en Consultoría para la industria metal-mecánica, en aspectos relacionados al análisis microestructural, y análisis de falla.

