**ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL**

**Facultad de Ingeniería en Mecánica y Ciencia de la Producción**

# "Modelización de la Curva de Fluencia en Condiciones de Deformación en Caliente del Aluminio Puro (99.87%)"

**TESIS DE GRADO**

Previo a la obtención del Título de:

**INGENIERO MECANICO**

Presentada por:

JUSTO PATRICIO MORAN PEREZ

GUAYAQUIL - ECUADOR

Año: 2005

# A G R A D E C I M I E N T O

Mi gratitud y agradecimiento a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL que a través de sus profesores supo entregarme los conocimientos para desenvolverme en mi vida profesional.

Al director de Tesis de grado, Ing. Julián Peña, eterno agradecimiento por su apoyo incondicional y experiencias entregadas para el normal desarrollo de este ensayo experimental.

Al Dr. José Maria Cabrera Marrero, profesor principal del Departamento de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DE CATALUNYA en Barcelona-España por su dirección técnica en la parte experimental del presente trabajo.

# D E D I C A T O R I A

MIS PADRES

A MI ESPOSA

A MIS HIJOS

A MIS HERMANOS

A MIS AMIGOS

# TRIBUNAL DE GRADUACION

Ing. Eduardo Rivadeneira P.
**DECANO DE LA FIMCP**
**PRESIDENTE**

Ing. Julián Peña E.
**DIRECTOR DE TESIS**

Ing. Omar Serrano V.
**VOCAL**

# D E C L A R A C I O N  E X P R E S A

La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en esta Tesis de Grado, me corresponden exclusivamente; y el patrimonio intelectual de la misma a la “ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL”

(Reglamento de Graduación de la ESPOL)

_____

**JUSTO PATRICIO MORAN PEREZ**

# RESUMEN

A lo largo de la historia, la conformación en caliente ha sido utilizada para dar a los metales la forma deseada. Hoy en día, sin embargo, y gracias al avance en conocimiento de materiales, la deformación en caliente no sólo proporciona la geometría deseada sino las características mecánicas. Para ello es indispensable un adecuado diseño del proceso de termoconformado. Desde este punto de vista, la obtención de una ecuación constitutiva para la fluencia en caliente del material y del aluminio en particular con una pureza de 99.87%, se convierte en una tarea primordial.

El primer punto hace referencia del Aluminio y su relevancia hoy en día en nuestro medio y las múltiples aplicaciones en los diferentes campos de la industria. Además todo lo relacionado al mecanismo de la deformación en caliente, endurecimiento, ablandamiento por restauración y recristalización dinámica, analizaremos los diferentes modelos que serán utilizados para la modelización de las curvas de fluencias obtenidas a partir de los ensayos de temoconformados realizados en el laboratorio.

El siguiente punto hablaremos todo lo relacionado al material utilizado, es decir desde el estado de recepción hasta el análisis metalográfico. Analizaremos el estado del material como parte del estado de recepción con el objeto de verificar en él si el tamaño de grano es equiaxial caso contrario se le someterá a un tratamiento térmico de recocido a diferentes temperaturas que va desde 200 grados centrigrados hasta 400 grados centígrados durante 20 minutos y enfriadas a temperatura ambiente con el objetivo de verificar a que temperatura se consigue una estructura homogénea. Luego el material con una estructura homogénea estará listo para ser sometido al proceso de termoconformado a las diferentes temperaturas de 250, 300, 350 y 400 grados centígrados y a las velocidades de deformación de 0.1, 0.01, 0.001 % de deformación/segundos.

El software utilizado en la máquina INSTROM, me permitirá obtener los diferentes valores de esfuerzos aplicados y las deformaciones correspondientes a estos esfuerzos, valores que generarán las curvas de fluencia para este caso en particular correspondiente a una temperatura y a una velocidad de deformación dada.

Posteriormente analizaremos las curvas de fluencia obtenidas a partir de los ensayos de termoconformado realizados a velocidad de deformación constante, además se obtendrán los valores de los diferentes parámetros involucrados en la modelización de las curvas experimentales haciendo uso

del modelo propuesto por Estrin, Mecking and Bergstrom. La ecuación obtenida permitirá predecir el comportamiento del aluminio puro con esta composición química (99.87%) deformado bajo compresión uniaxial y a velocidad de deformación constante.

Finalmente se hará referencia a la validez del modelo utilizado de Strin, Mecking and Bergstrom respecto a las curvas experimentales obtenidas a partir de los ensayos de termoconformado.

# I N D I C E  G E N E R A L

**Pág.**

RESUMEN……..II

INDICE GENERAL……V

ABREVIATURAS……..……..VIII

SIMBOLOGIA……IX

INDICE DE FIGURAS……..……....X

INDICE DE TABLAS……...XII

INTRODUCCION……..……....1

**CAPITULO 1**

**1. ESTUDIO DE LA DEFORMACION EN CALIENTE"**

1.1.- El Aluminio y su Importancia……..……...3

1.2. La Deformación en Caliente……..……..……5

1.2.1 Generalidades de la Metalurgia Física en Torno al Aluminio……..……..……..……..5

1.2.2 Mecanismo de Gobierno de la deformación…….……6

1.2.3 Mecanismo de Endurecimiento ……..7

1.2.4 Mecanismo de Ablandamiento……...……11

1.2.4.1 Recuperación Dinámica……12

1.2.4 2 Recristalización Dinámica……16

1.2.4.3 Analogía con la Restauración y Recristalización Estática……17

1.3. Modelización de las Curvas de Fluencia……19

1.3.1 Modelo de Kocks……20

1.3.2 Modelo de Roberts……21

1.3.3 Modelo de Strin, Mecking y Bergstrom……22

**CAPITULO 2**

**2. ENSAYO DE TERMOCONFORMADO**

2.1 Tratamiento Térmico de Recocido……25

2.2 Ensayo de Deformación en Caliente……35

2.3 Análisis Metalográfico……37

**CAPITULO 3**

**3. EVALUACION DE LAS CURVAS DE FLUENCIA OBTENIDAS A PARTIR DE LOS ENSAYOS DE TERMOCONFORMADO Y SU MODELIZACIÓN**

3.1 Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Constante del Aluminio Puro (99.87%)……52

3.2 Modelización……54

3.2.1 Cálculo del Término de Ablandamiento por Recuperación Dinámica ($\Omega$)……...55

3.2.2 Cálculo del Parámetro de Zener-Hollomon (Z)……...61

3.2.3 Cálculo del Término de Endurecimiento por Deformación ($U(\alpha \cdot b)^2$)……..……..…….63

3.2.4 Cálculo del Término de Ablandamiento por Recuperación Dinámica ($\Omega$) Teórico y el Término de Endurecimiento por Deformación ($U(\alpha \cdot b)^2$) Teórico…..….66

3.2.5 Cálculo del Esfuerzo Máximo ($\sigma_p$) ……..……..……...68

3.3. Discusión de Resultados ……..……..…74

3.3.1 Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Constante…….……74

**CAPITULO 4**

**4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES**…….……80

**BIBLIOGRAFIA**

# A B R E V I A T U R A S

| | |
|---|---|
| **cm** | Centímetros |
| **Fig**. | Figura |
| **Gr.** | Gramos |
| **Hr.** | Hora |
| **s** | Segundo |
| **Kcal.** | Kilo calorías |
| **Kg.** | Kilogramos |
| **Lb** | Libras |
| **M** | minutos |
| **Mg.** | miligramo |
| **mm.** | milímitro |
| **T** | Temperatura |
| **Mpa** | Mega pascal |
| **FCC** | Cúbica Centrada en la cara |
| **BCC** | Cúbica centrada en el cuerpo |
| **$T_m$** | Temperatura de fusión |
| **ec**. | Ecuación |

……..

# S I M B O L O G I A

| | |
|---|---|
| $\theta$ | Velocidad de endurecimiento por deformación |
| G | Módulo de cizalladura |
| b | Vector de Burgers |
| $\alpha$' | Constante de proporcionalidad cercana a la unidad |
| $\mu$ | Módulo de cizalladura (en MPa) |
| $\rho$ | Densidad de dislocaciones móviles en ($m^{-2}$). |
| $\varepsilon$ | Deformación |
| $\sigma_{ss}$ | Esfuerzo de estado estable |
| U | Término de endurecimiento por deformación |
| $\Omega$ | Término de ablandamiento por restauración dinámica |
| $\dot{\varepsilon}$ | Velocidad de deformación |
| **n** | Exponente de Creep ( constante) |
| **K** | Constante |
| **Al** | Aluminio |
| **C** | Carbono |
| **P** | Fosforo |
| **Mn** | Manganeso |
| **S** | Azufre |
| **Cu** | Cobre |
| **N** | Nitrogeno |
| **Fe** | Hierro |
| **Mo** | Moligdeno |
| **Ti** | Titanio |
| **Cr** | Cromo |
| **Zr** | Zirconio |
| **Q** | Energía de activación de autodifusión |
| **R** | Constante de los gases ideales |
| **E(T)** | Modulo de Young |
| **D(T)** | Coeficiente de autodifusión del aluminio |
| $\sigma_p$ | Esfuerzo Máximo |
| $\mu_0$ | Módulo de cizalladura a 300ºk |
| **Z** | Parámetro de Zener-Hollomon |
| **ºC** | Grados Centígrados |
| **ºK** | Grados Kelvi |
| **%** | Tanto por ciento |

# INDICE DE FIGURAS

**Pag.**


**FIGURA #1** Representación Esquemática de las Etapas de Endurecimiento de Materiales Cristalino……9

**FIGURA # 2** Forma de la Curva de Fluencia en Condiciones de Conformado en Caliente y a Velocidad de Deformación Constante, a) Para el Caso de Recuperación mas Recristalización y b) Para el Caso de Sólo Recuperación Dinámica……13

**FIGURA #3** Diferencia Microestructural entre la Recristalización Estática y Dinámica……..18

**FIGURA #4** Determinación de la Deformación ($\varepsilon_z$) en la Ecuación De Voce……20

**FIGURA #5** Fotomicrografía de la Muestra Tomada en Estado de Recepción a) Sección Longitudinal, b) Sección Transversal (X500).....……..27

**FIGURA #6** Analizador de Imagen……..……30

**FIGURA #7** Microdurómetro Digital Utilizado en la Determinación de la Dureza de las Muestras de Aluminio (99.87%)……30

**FIGURA #8** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 250ºc y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500).…….31

**FIGURA #9** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 300ºc y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500).…….32

**FIGURA #10** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 350ºc y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500).…….33

**FIGURA #11** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento

Térmico de Recocido a 400ºc y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)..……34
**FIGURA #12** Equipo Experimental Utilizado en los Ensayos de Termoconformado (Compresión Uniaxial)……36
**FIGURA #13** Horno de Calentamiento por Radiación……37
**FIGURA #14** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 250ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal…… ……..…40
**FIGURA #15** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 250ºC y a Velocidad de Deformación de $0.01s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal…… ……..…41
**FIGURA #16** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 250ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal…… ……42
**FIGURA #17** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 300ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal…… ……43
**FIGURA #18** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 300ºC y a Velocidad de Deformación de $0.01s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal…… ……..…44
**FIGURA #19** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 300ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal…… ……..…45
**FIGURA #20** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 350ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal……..……..…46
**FIGURA #21** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 350ºC y a Velocidad de Deformación de $0.01s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal……..……..…47
**FIGURA #22** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 350ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal……..……..…48
**FIGURA #23** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de

Termoconformado a 400ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal……..……..…49
**FIGURA #24** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 400ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal……50
**FIGURA #25** Curva de Fluencia o de Estado Estable Para el Aluminio (99.87%) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación……..……...53
**FIGURA #26** Determinación del Término Responsable del Ablandamiento por Restauración Dinámica Experimental Mediante Ajuste Estadístico a las Curvas Experimentales **($\Omega$ Vs. $\varepsilon$)** a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación……...58
**FIGURA #27** Determinación del Término Responsable del Ablandamiento por Restauración Dinámica Teórico Mediante Ajuste Estadístico a la curva en la Gráfica ($\Omega$ Vs Z).....……66
**FIGURA #28** Determinación del Término Responsable del Endurecimiento por Deformación Teórico Mediante Ajuste Estadístico a la Curva ($U(\alpha \cdot b)^2$ Vs Z) Valores de la Gráfica……67
**FIGURA #29** Determinación de los Parámetros A´´´ y $\alpha$ Mediante Ajuste Estadístico a la Curva en la Gráfica ($\dot{\varepsilon}/D(T)$)$^{1/5}$ Vs $\sigma_p$/E(T))……71
**FIGURA #30** Comparación entre las Curvas Experimentales y Teóricas Para una Velocidad de Deformación $\dot{\varepsilon}=10^{-1}$ $S^{-1}$……..…75
**FIGURA #31** Comparación entre las Curvas Experimentales y Teóricas Para una Velocidad de Deformación $\dot{\varepsilon}=10^{-2}$ $S^{-1}$……..…75
**FIGURA #32** Comparación entre las Curvas Experimentales y Teóricas Para una Velocidad de Deformación $\dot{\varepsilon}=10^{-3}$ $S^{-1}$……..…76

# INDICE DE TABLAS

**Pag.**

**TABLA № 1** Composición Química del Aluminio (99.87%)……..…26
**TABLA № 2** Dureza de las Muestras en Estado de Recepción…….……...28
**TABLA № 3** Valores Experimentales del Término Responsable del Ablandamiento Debido a la Recuperación Dinámica $(\Omega)$, el Esfuerzo Máximo ($\sigma_{max}$) de Cada Ensayo a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación……..…60
**TABLA № 4** Valores del Parámetro de Zener - Hollomon (Z) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación…..…..……62
**TABLA № 5** Valores Experimentales del Término Responsable del Endurecimiento $(U(\alpha b)^2)$ por Deformación a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación……....65
**TABLA № 6** Valores Teóricos del Término Responsable del Ablandamiento $(\Omega)$ por Recuperación Dinámica y el Término Responsable del Endurecimiento por Deformación $(U(\alpha b)^2)$……..…...……68
**TABLA № 7** Valores Teóricos del Esfuerzo Máximo ($\sigma_p$) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación……..……73

# INTRODUCCION

El presente trabajo trata de la “Modelización de la Curva de Fluencia en Condición de Deformación en Caliente del Aluminio Puro (99.87%)” enfocado a obtener una ecuación basado en las leyes constitutivas de la deformación plástica en caliente en donde estén involucrado los parámetros básicos de la deformación a una temperatura dada, las características del material o parámetros relevantes (volumen atómico, energía de enlace, etc.) y la microestructura o variables de estado (tamaño de grano, límite de grano, etc.), haciendo uso del modelo propuesto por Strin, Mecking y Bergstrom con el fin de otorgar pautas para estudios futuros del proceso de termoconformado en nuestro laboratorio de metalurgia física orientado a simular procesos reales a altas velocidades de deformación a partir de ensayos de baja velocidad de deformación (0.1, 0.01, 0.001$s^{-1}$).

Desde ese punto de vista es necesario un correcto conocimiento cualitativo y cuantitativo de las transformaciones que sufre el aluminio (99.87%) durante la conformación por deformación plástica en caliente en donde sólo actúa como veremos durante el desarrollo de este tema el fenómeno de ablandamiento por restauración dinámica para conseguir la microestructura deseada.

En nuestro País muy pocos estudios se ha podido realizar acerca del proceso de termoconformado, quizás una de las causas puede ser la falta de equipos necesarios que permitan desarrollar experiencias de investigación a escala en nuestro laboratorio en este campo, es por eso que gracias al convenio de cooperación interinstitucional para el desarrollo existente entre la "**Escuela Superior Politécnica del Litoral en Guayaquil – Ecuador**" y la "**Escuela Superior Politécnica de Cataluña en Barcelona-España**", se ha podido llevar a cabo este estudio bajo la tutela del Dr. José María Cabrera profesor principal del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Politécnica de Cataluña.

.

Existen estudios relacionados a la conformación por deformación en caliente (deformación plástica por compresión uniaxial) desarrollados en diferentes metales que permiten desarrollar nuevos materiales que se ajustarán a las exigencias en los diferentes campos de la industria.

Es bien sabido que el comportamiento en caliente de los metales en general, dependen de las condiciones de conformado y de su composición química. En efecto, el comportamiento a fluencia en caliente de los materiales se suele caracterizar a partir de las curvas esfuerzo Vs. deformación obtenidas a velocidad de deformación constante. Todos estos aspectos serán analizados en este estudio.

# CAPITULO 1

## 1. ESTUDIO DE LA DEFORMACION EN CALIENTE

### 1.1 El Aluminio y su Importancia

El Aluminio es un material de considerable importancia en la actualidad, a la vez que de uso múltiple. Sin duda, es el material, después del acero, que se usa con mayor frecuencia, siendo de destacar el hecho de que el periodo comprendido desde los comienzos de su obtención y utilización industrial hasta el empleo masivo del mismo en la actualidad, apenas abarca 100 años.

El consumo del Aluminio ha crecido a lo largo de varias décadas, muchísimo más rápidamente que la producción industrial. Cada vez se encuentra más campo de aplicación, de modo que, incluso en competencia para sustituir a otros materiales, no sólo se ha reafirmado sino que ha logrado un crecimiento continuo. Los

campos de aplicación cuantitativamente más importantes para el aluminio son actualmente la locomoción (automóviles, aviación, navegación espacial, ferrocarril), construcción, envasado (sobre todo alimentos y productos farmacéuticos), maquinaria y electrotecnia.

El Aluminio ha conseguido una importancia muy especial en muchos dominios de la industria, no solo por la infinidad de aplicación sino a causa de poseer una serie de propiedades que le han convertido en uno de los materiales más idóneos y ventajosos, desde el punto de vista económicos, las misma que a continuación mencionaremos:

- Pequeña densidad (para el aluminio puro es de 2.7 gr/mm^2)
- Baja temperatura de fusión (658ºc)
- Buena resistencia a los productos químicos, a la intemperie y al agua de mar.
- Buena conformación ( la excelente capacidad de conformación hace posible la fabricación mediante la extrusión)
- Buen mecanizado
- Buenas cualidades para los trabajos de unión
- Las superficies admiten diversos tratamientos

- No produce chispas, es incombustible
- Elevada conductividad eléctrica
- Elevada conductividad térmica
- Buenas propiedades ópticas
- Neutralidad magnética
- Favorable comportamiento frente a la irradiación radiactiva
- Sin reparos sanitarios

## 1.2. La Deformación en Caliente

### 1.2.1 Generalidades de la Metalurgia Física en Torno al Aluminio

Se define la deformación en caliente cuando la temperatura a la que se realiza la deformación es mayor a la mitad de la temperatura de fusión ($T_m$) del material expresado en grados Kelvin. Esto implica que materiales de bajo punto de fusión como el aluminio, se trabajen en caliente a temperatura ambiente.

### 1.2.2 Mecanismo de Gobierno de la Deformación

La deformación en caliente se define como una deformación en condición tal de temperatura y velocidad de deformación en el que se produce el proceso de recuperación y endurecimiento por deformación simultáneamente. En el trabajo en caliente se eliminan rápidamente el endurecimiento por deformación, y la estructura granular deformada en algunos casos, por la formación de nuevos granos libres de deformación en un proceso de recuperación. Se pueden lograr deformaciones muy grandes trabajando en caliente, porque el proceso de recuperación elimina las perturbaciones introducidas por la deformación. El trabajo en caliente se produce bajo condiciones de constancia práctica del límite elástico o tensión de fluencia, y como este límite disminuye con la temperatura, la energía necesaria para la conformación es generalmente más pequeña que en el trabajo en frío.

Todo proceso de conformado en caliente consta fundamentalmente de dos fenómenos que se combinan para

determinar el comportamiento final. Dichos fenómenos son los de endurecimiento por deformación y los de ablandamiento debido a procedimientos dinámicos de recuperación. Se presenta a continuación un análisis de los mecanismos involucrados durante el endurecimiento y durante los procesos dinámicos de ablandamiento.

### 1.2.3 Mecanismo de Endurecimiento

Es bien conocido que la deformación plástica en los materiales (mono o policristalinos) ocurre por deslizamiento de dislocaciones, al menos en el rango de temperaturas desde 0.1 a $0.5T_{fusión.}$, a temperaturas inferiores puede ocurrir la deformación por maclas, y a temperaturas superiores tiene lugar el deslizamiento de granos y procesos de fluencia controlados por difusión, como la escalada o ascenso de dislocaciones. Esto último también puede ocurrir en el intervalo intermedio de temperaturas y si bien su contribución al endurecimiento por deformación puede no ser significativa sí es importante el papel que juega en los procesos de recuperación y recristalización.

También es de amplia aceptación que el endurecimiento por deformación es consecuencia de que una fracción de las dislocaciones móviles que producen la deformación no afloran a la superficie, no se absorben en los límites de grano y no se aniquilan entre si. Por el contrario se almacenan en el cristal o reaccionan entre ellas para formar nuevos obstáculos.

Una primera aproximación, por lo demás clásica, al estudio del comportamiento a deformación de los materiales cristalinos es el análisis de la curva de fluencia del mismo. Durante la deformación de un monocristal la curva de Esfuerzo Vs. deformación (Fig.# 1) presenta, además de la zona elástica, al menos tres zonas en el intervalo plástico.

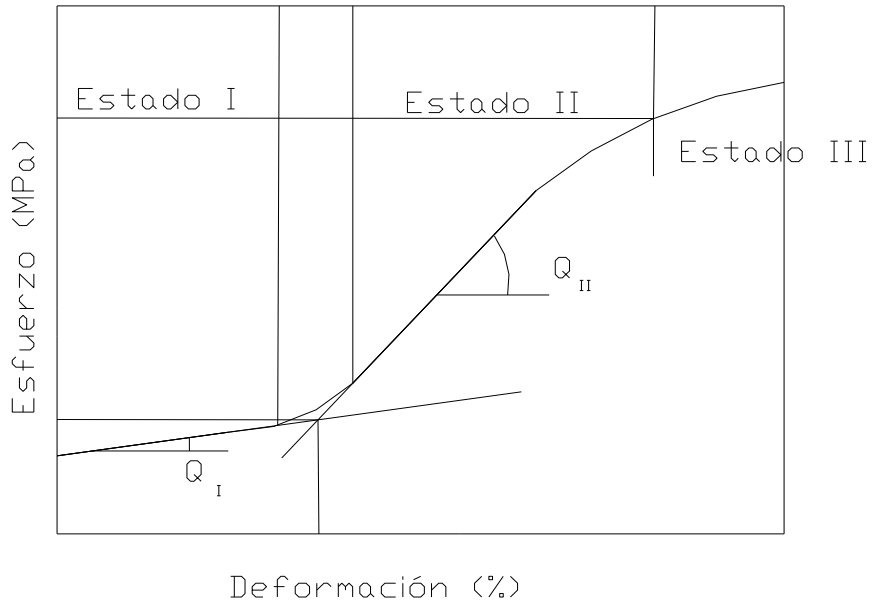



**FIGURA #1** Representación Esquemática de las Etapas de Endurecimiento de Materiales Cristalino

*La región elástica: se caracteriza por la ausencia de movimiento de las dislocaciones, puesto que no se ha sobrepasado la fuerza de Peierls necesaria para moverlas. Al retirar la fuerza el material vuelve a su posición inicial.

*Zona I: también conocida como zona de deslizamiento fácil. Sólo se observa en materiales monocristales muy puros y se caracteriza porque únicamente actúa el sistema de deslizamiento primario, las dislocaciones se mueven “paralelas” y no interaccionan entre si. Esta zona presenta

una velocidad de endurecimiento por deformación, $\Theta_I$, que es relativamente insensible a variables externas como temperatura y velocidad de deformación, oscilando entre los siguientes valores: $2 \cdot 10^{-4} < \Theta_I/G < 2 \cdot 10^{-3}$ (siendo G el módulo de cizalladura).

*Zona II: conforme la deformación progresa comienza a operar otros sistemas de deslizamiento (primario+secundario). Las dislocaciones se cruzan (produciéndose "jogs") y se anclan, o interaccionan (atrayéndose o repeliéndose). Cada vez hace falta más fuerza para moverlas. En esta zona, caracterizada por una relación lineal entre el esfuerzo y la deformación, se observa que la pendiente, $\Theta_{II}$, es casi insensible a la temperatura ($3 \cdot 10^{-3} < \Theta_{II}/G < 6 \cdot 10^{-3}$) y al resto de las variables. Se conoce a esta etapa como endurecimiento por conformado atérmico.

*Zona III: en esta zona comienzan aparecer los fenómenos de ablandamiento por reordenación y aniquilación de dislocaciones, de modo que el material disminuye su velocidad de endurecimiento con la deformación ($\Theta_{III}$), hasta alcanzar un estado de saturación y velocidad de

endurecimiento nula. Esta zona es altamente dependiente de la temperatura, la velocidad de deformación y de la energía de falla de apilamiento del material en cuestión.

En la práctica a medida que se eleva la temperatura y las energías de falla de apilamiento son suficientemente bajas, la zona lineal II tiende a ser menos pronunciada y de hecho no aparece, iniciándose la deformación directamente en la zona III.

### 1.2.4 Mecanismos de Ablandamiento

Durante la deformación en caliente de las aleaciones metálicas la curva de esfuerzo – deformación verdadera, usualmente alcanza un valor de saturación debido a la compensación simultánea entre los mecanismos de endurecimiento y los de ablandamiento. Los fenómenos de ablandamiento que tienen lugar en condiciones dinámicas, esto es concurrente con la deformación, son los de recuperación y rescritalización. El verdadero interés de este trabajo es estudiar el fenómeno de recuperación.

#### 1.2.4.1. Recuperación Dinámica

Conlleva la aniquilación de pares de dislocaciones, así como su reordenamiento y la formación de una estructura estable de subgrano, que no son más que celdas de densidad de dislocaciones relativamente baja, rodeados de celdas de alta densidad de dislocaciones. Es el llamado enmarañamiento de las dislocaciones. Todo ello sin llegar a formarse verdaderos nuevos granos. Tiene lugar en materiales de alta energía de falla de apilamiento (usualmente todos los BCC): El proceso de recuperación dinámica en tales materiales es muy rápido, disminuyendo la velocidad de endurecimiento por deformación por aumento de la velocidad de aniquilación de dislocaciones, que a su vez es proporcional a la propia densidad. Todo ello da lugar a la fluencia de estado estable, puesto que en otras palabras, se generan tantas dislocaciones como se destruyen, desarrollándose una subestructura a su vez estable. En la Figura #2 se representa las curvas de ablandamiento

mencionados (recuperación y recristalización dinámicas).

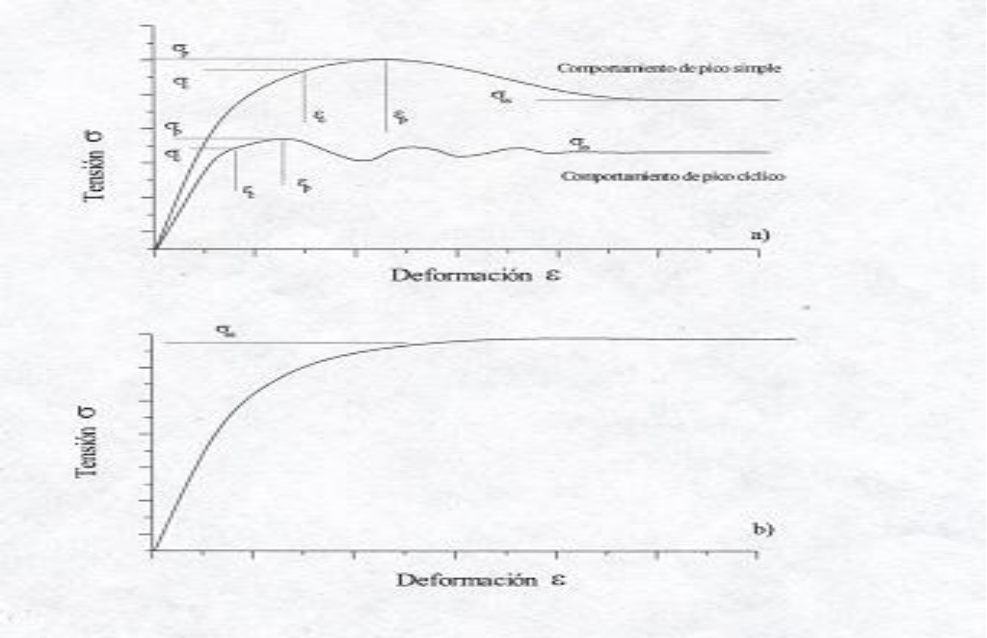



**FIGURA # 2** Forma de la Curva de Fluencia en Condiciones de Conformado en Caliente y a Velocidad de Deformación Constante, a) Para el Caso de Recuperación mas Recristalización y b) Para el Caso de Sólo Recuperación Dinámica.

Está bien establecido que la componente de tensión debida al deslizamiento de las dislocaciones está relacionada con la densidad de dislocaciones por la ecuación #1 donde *b* es el vector de Burgers en (m.), $\alpha'$ una constante de proporcionalidad cercana a la unidad (sin dimensión), $\mu$ el módulo de cizalladura (en MPa) que varía con la temperatura y $\rho$ la densidad de dislocaciones móviles en ($m^{-2}$).

$$\sigma = \alpha' \mu b \sqrt{\rho} \qquad (1)$$

Durante la deformación en caliente de materiales metálicos se acepta que la densidad de dislocaciones evoluciona con la deformación o con el tiempo si la velocidad es constante según la siguiente expresión (ec. #2).

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \left.\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon}\right|_{\text{almacenada}} - \left.\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon}\right|_{\text{restaurada}} \qquad (2)$$

El primer término de la ecuación #2 describe el cambio en la densidad de dislocaciones debido a que una cierta fracción de la densidad de dislocaciones móviles se almacenan en el cristal después de haberse movido una determinada distancia. La segunda contribución se debe a procesos de recuperación o reordenamiento de las dislocaciones previamente almacenadas.

La combinación de las ecuaciones #1 y #2 con la ley de velocidad de endurecimiento $\theta$ (ec. #3), permite disponer de un grupo de ecuaciones que van a predecir la evolución de la densidad de

dislocaciones con la deformación. Por lo tanto tendremos el comportamiento a fluencia durante la deformación del material (cuando el único proceso de ablandamiento es debido a recuperación y el de endurecimiento es debido a la generación de dislocaciones durante la deformación).

$$\theta = \left.\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right|_{\dot{\varepsilon},T} \qquad (3)$$

El análisis de este grupo de ecuaciones deja bien claro que la resolución de las mismas pasa por la determinación de la velocidad de endurecimiento por deformación ($\theta$) con el esfuerzo.

Para ello, será necesario trabajar con la versión diferencial de la ecuación #1

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = \frac{\alpha' \mu b}{2\sqrt{\rho}} \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \qquad (4)$$

#### 1.2.4.2 Recristalización Dinámica

Por el contrario de materiales de moderada o baja energía de falla de apilamiento (generalmente todos los FCC), como es el caso del aluminio pero con un comportamiento de materiales de alta energía de falla de apilamiento (BCC) la recuperación dinámica progresa más lentamente provocando que la densidad de dislocaciones aumente apreciablemente con la deformación; eventualmente las diferencias locales en densidad son suficientemente alta como para permitir la migración de límites de grano y por tanto permitir la nucleación de la recristalización durante la deformación. Tal recristalización dinámica provoca la eliminación de gran número de dislocaciones por migración de límites de grano. En la figura #2 se representan las curvas de fluencia que se observan para cada uno de los diferentes mecanismos de ablandamiento mencionados (recuperación y recristalización dinámicas), así como los distintos tipos de recristalización dinámica tradicionalmente observados: cíclicas y de pico simple.

#### 1.2.4.3 Analogía con la Restauración y Recristalización Estática

Aunque en esencia la recuperación y recristalización estática y dinámica producen un ablandamiento en el material , deben mantenerse como fenómenos no coincidentes. Así la Recuperación y recristalización estática se produce después de las operaciones de conformado (la recuperación es un proceso que ocurre sin modificar el tamaño ni la forma del grano, y que se da en el interior del mismo. Consiste en la eliminación de puntos defectuosos y dislocaciones estables, por eliminación y desprendimiento de energía almacenada durante la deformación, mientras que la recristalización se realiza por una previa homogeneización por encima de la temperatura recristalización y del posterior enfriamiento, produciéndose nuevos granos libres de dislocaciones, que a continuación crecerán), la recuperación y recristalización dinámica (la recuperación dinámica al igual que la estática conlleva a la aniquilación de dislocaciones pero,

además a su reordenamiento y la formación de estructura estable de subgrano que son celdas de bajas densidad de dislocaciones, la recristalización dinámica los nuevos granos nucleados vuelven a tener una densidad de dislocaciones similar, de ahí que los efectos de endurecimiento por deformación quedan compensados por los de la recristalización y de nuevo se sature la resistencia del material). En a figura #3 se presentan estas diferencias.

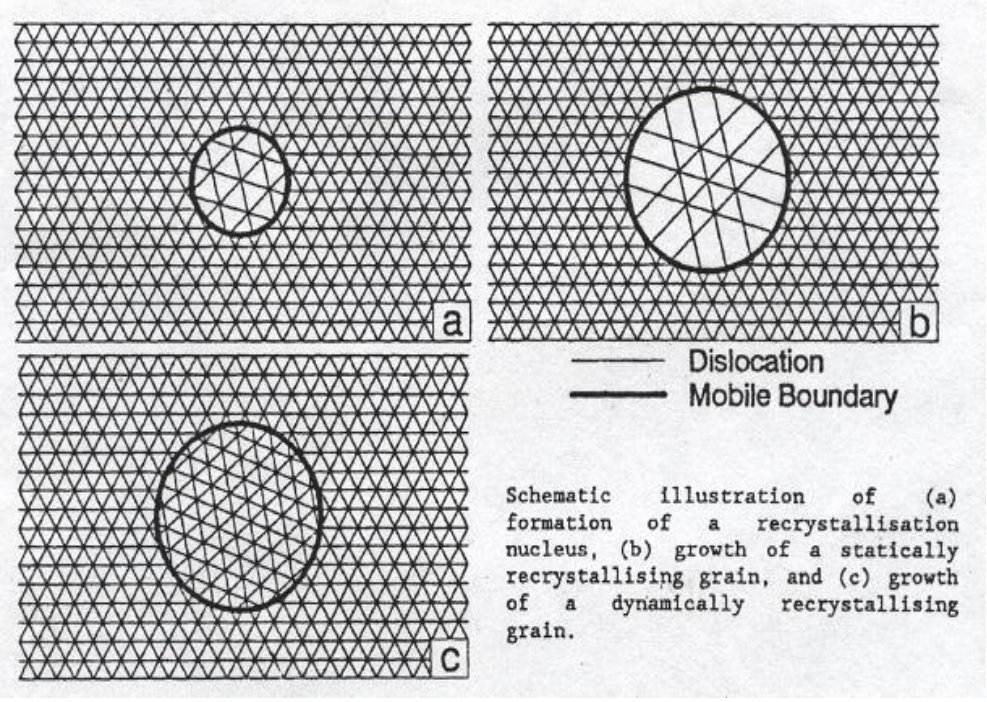



**FIGURA #3** Diferencia Microestructural entre la Recristalización Estática y Dinámica

## 1.3. Modelización de las Curvas de Fluencia

Es usual encontrar en libros de referencia de metalurgia mecánica que la curva de fluencia se exprese por la ecuación de Hollomon:

$$\sigma = K.\ \varepsilon^{n} \qquad (5)$$

Donde *K* y n son constante que dependen del material, y de las condiciones de conformación. La citada ecuación, propuesta sin una base física, tiene el adicional inconveniente de no predecir en ningún momento un estado de saturación, pues es siempre creciente. Además se observa que los valores de *K* y n pueden ser Incluso dependiente de la deformación ($\varepsilon$).

Para solventar la discrepante ausencia de estado de saturación se modificó la ecuación anterior y se propuso la conocida ecuación de Voce:

$$(\sigma_{ss} - \sigma) / \sigma_{(ss)} /2 = \exp(-\varepsilon / \varepsilon_z) \qquad (6)$$

Donde $\sigma_{ss}$ es la tensión de saturación o de estado estable, y $\varepsilon_z$ es la deformación que se obtiene como indica la figura #4. Tal

ecuación suele ser válida para $\sigma > \sigma_{(ss)}/2$. Y aunque al igual que la de Hollomon, puede representar razonablemente bien el comportamiento observado no tiene base física, como las de los modelos que a continuación daremos a conocer.

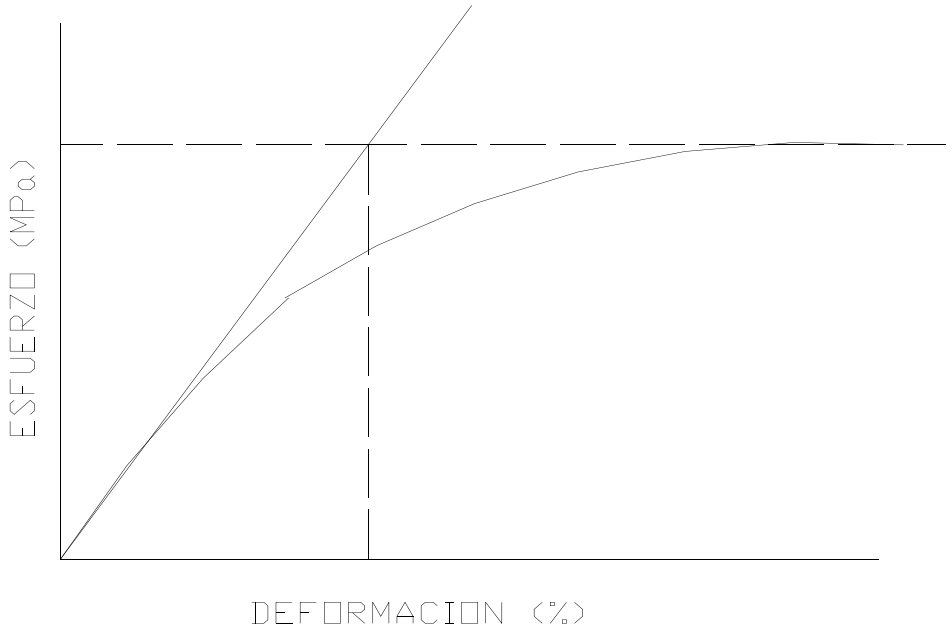



**FIGURA #4** Determinación de la Deformación $\varepsilon_z$ en la Ecuación de Voce

### 1.3.1 Modelo de Kocks

Kocks mostró que la ecuación #2 podía expresarse como la ecuación #7 en especial a altos valores de deformación.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \mathrm{K}_1 \sqrt{\rho} - \mathrm{K}_2 \rho \qquad (7)$$

El primer término está asociado con la generación atérmica de las dislocaciones móviles, las cuales se inmovilizan después de haber recorrido una distancia proporcional al espaciado medio que existe entre ellas. Y puesto que la densidad de dislocaciones es inversamente proporcional al cuadrado de su espaciado medio resulta que la velocidad de generación es proporcional a la raíz cuadrada de la densidad de dislocaciones. Para evaluar el segundo término de la ecuación #2, Kocks asumió que la restauración seguía una cinética de primer orden (lineal).

### 1.3.2 Modelo de Roberts

Roberts observó que con excepción de bajas deformaciones, la velocidad de endurecimiento por deformación ($\theta$) era ligeramente dependiente con el inverso de la tensión ($1/\sigma$), lo que se traduce en la ecuación #8.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \mathrm{k}_1 - \mathrm{k}_2 \sqrt{\rho} \qquad (8)$$

La velocidad de generación de dislocaciones es constante, mientras que durante la restauración dinámica la velocidad

de aniquilación es proporcional a $\sqrt{\rho}$. Sin embargo, el modelo falla a altas deformaciones. Y es por ello que una clara alternativa es la de combinar la expresión de Roberts con la de Kocks.

### 1.3.3 Modelo de Strin, Mecking y Bergström:

La aproximación anterior de considerar que la velocidad de endurecimiento por deformación es una combinación lineal de una dependencia con el esfuerzo ($\sigma$) y con el inverso del esfuerzo ($1/\sigma$) da lugar a la expresión (ec.#9).

$$\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = \frac{A}{\sigma} - B\sigma \qquad (9)$$

De nuevo si ahora se expresa esta ecuación en términos de densidad de dislocaciones se obtiene la ecuación #10 donde U es el término de endurecimiento por deformación y $\Omega$ el término de ablandamiento o de restauración dinámica.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = U - \Omega\rho \qquad (10)$$

Si se acepta que los términos responsable del endurecimiento por deformación (U) y del ablandamiento por restauración ($\Omega$) son aproximadamente independientes de deformación ($\varepsilon$), la integración de la ecuación #10 es relativamente sencilla. Tomando como condiciones iniciales $\rho = \rho_0$ para $\varepsilon o=0$, se obtiene la ecuación #10 que expresada en términos de tensiones, da la expresión (ec.#11).

$$\rho = \rho_0 e^{-\Omega\varepsilon} + \left(\frac{U}{\Omega}\right)\left(1 - e^{-\Omega\varepsilon}\right) \qquad (11)$$

$$\sigma = \sqrt{\sigma_{ss}^{*\,2} + \left(\sigma_0^{\,2} - \sigma_{ss}^{*\,2}\right) e^{-\Omega\varepsilon}} \qquad (12)$$

donde

$$\sigma_{ss}^{*} = \sigma_p = \alpha' \mu b \sqrt{\frac{U}{\Omega}} \qquad (13)$$

$$\sigma_0 = \alpha' \mu b \sqrt{\rho_0} \qquad (14)$$

A partir de la expresión (ec. #11), se puede determinar el término responsable del ablandamiento ($\Omega$) y la ecuación #13 dará el valor de $(\alpha' b)^2 U$.

Según bibliografía, el vector de Burger para el aluminio vale $2.86*10^{-10}$m y el módulo de cizalladura se puede calcular a partir de la ecuación #14.

$$\mu(T) = \mu_0\left[1+\left(\frac{T-300}{T_M}\right)\left(\frac{T_M\, d\mu}{\mu_0 dT}\right)\right] \qquad (15)$$

$\mu_o$ = 2.54*10$^{-}$ *Mpa*

$T_M$ = 933ºK

Donde:

$$\frac{TM}{\mu_o} * \frac{d\mu}{dT} = -0.50$$

# CAPITULO 2

## 2. ENSAYO DE TERMOCONFORMADO

En éste capitulo se describen el material y los procesos característicos para observar el comportamiento del mismo cuando el conformado se desarrolla a velocidades de deformación y temperatura constante.

### 2.1 Tratamiento Térmico de Recocido

El material usado en nuestro estudio es un Aluminio de alta pureza (99.87%), prácticamente libre de elementos aleantes. La composición química de dicho material se muestra en la tabla nº 1, evidenciándose los bajos porcentajes en peso que posee de los elementos aleantes tales como el Fe, Mn, P, Zn, Cu y Cr. A nivel comercial el material final es obtenido mediante proceso de estirado en frío.

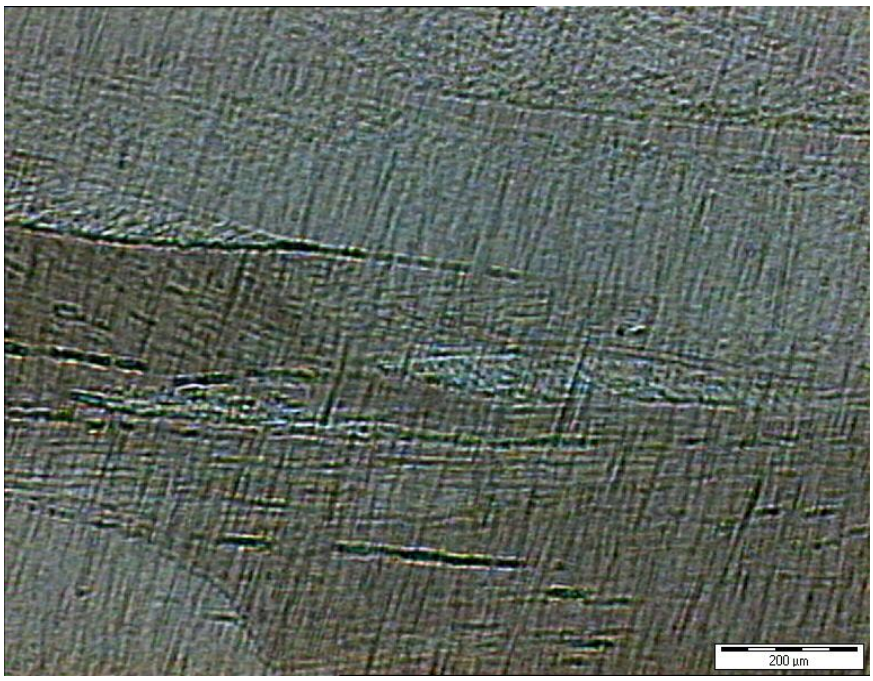
**TABLA № 1**

**Composición Química del Aluminio (99.87%)**

| *Elemento* | *Fe* | *Mn* | *P* | *Zn* | *Cu* | *Cr* | *Al* |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *%* | *0.001* | *0.001* | *0.001* | *0.001* | *0.001* | *0.001* | *99.87* |

El primer paso fue evaluar el material en condiciones de entrega. En el analizador de imágenes de la figura #6 podemos observar que la muestra en estado de recepción se encuentra totalmente deformada no pudiéndose evidenciar la forma ni el tamaño de grano como se muestra en la figura # 5 tanto de la sección transversal como de la sección longitudinal; fotomicrografía de las muestras tomadas con un aumento de X500, como consecuencia de una serie de deformaciones en frío que provoca una heterogeneidad de la muestra.

a)




b)

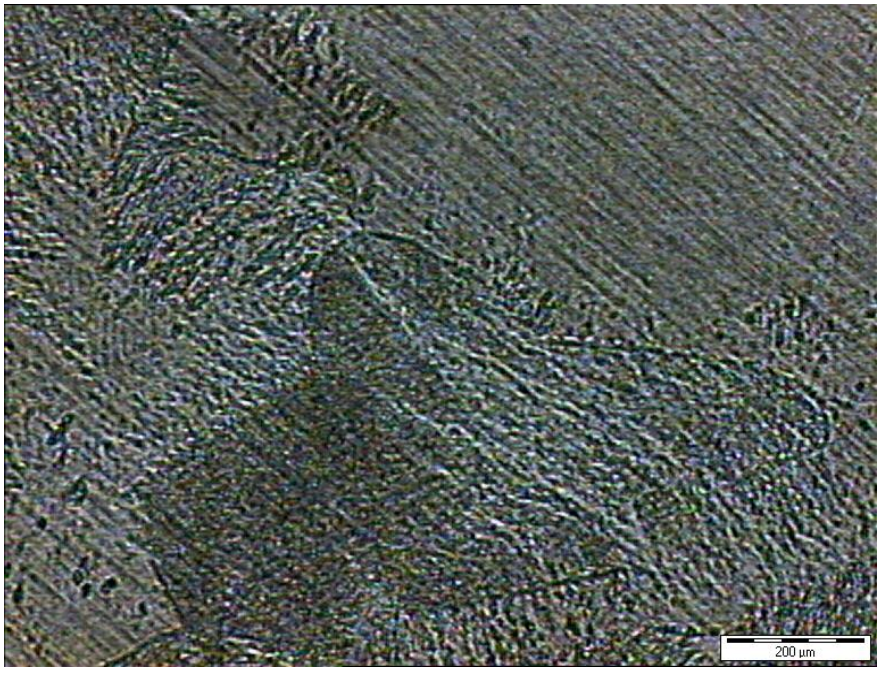



**FIGURA #5** Fotomicrografía de la Muestra Tomada en Estado de Recepción a) Sección Longitudinal, b) Sección Transversal ( X500)

En la tabla nº 2 se presentan los valores de dureza y dimensión en estado de recepción de la muestra a ensayar.

**TABLA № 2**

**Dureza de las Muestras en Estado de Recepción**

| MATERIAL | DIMENSION DE LA MUESTRA | | DUREZA (VICKER) EN LA SECCION | | OBSERVACION |
|---|---|---|---|---|---|
| | DIAMETRO ( mm ) | ALTURA (mm) | LONGITUDINAL | TRANSVERSAL | |
| ALUMINIO (99.87%) | 9,3 | 14 | 26,15 | 27,38 | Tamaño de grano no definido |

Y para eliminar esta deformación que afecta a la forma del grano se realizó un tratamiento térmico de recocido con la finalidad de homogenizar la microestructura del aluminio (formación de granos equiaxiales) en estado de recepción. Para ello partiendo de la temperatura ambiente, las probetas en condiciones de entrega se sometieron a un calentamiento hasta 250, 300, 350 y 400ºc, en un horno eléctrico permaneciendo a esta temperatura por 20 minutos y enfriadas a temperatura ambiente. Obteniéndose así microestructuras como muestra las fotografías de las figuras # 8, 9, 10, 11 tomada en el analizador de imágenes de la figura #6 tanto de la sección longitudinal como transversal. Las fotomicrografía de las muestras ensayadas fueron tomadas con un aumento de x500.

Además en la tabla A1 en el anexo se presenta las durezas obtenidas en el microdurometro (fig. # 7) con sus respectivos tamaños de granos para las diferentes temperaturas de tratamiento.

De estos ensayos previos realizados podemos establecer que la temperatura en el cual se obtiene un grano equiaxial es de 400ºc, que será la temperatura en la que se obtiene una dureza y un tamaño de grano igual en ambos cortes de la muestra (longitudinal y transversal), temperatura a la cual todas las probetas que serán objeto de este estudio tendrán que ser previamente sometidas al tratamiento térmico de recosido durante un tiempo de 20 minutos y enfriadas a temperatura ambiente para poder realizar el ensayo de termoconformado.

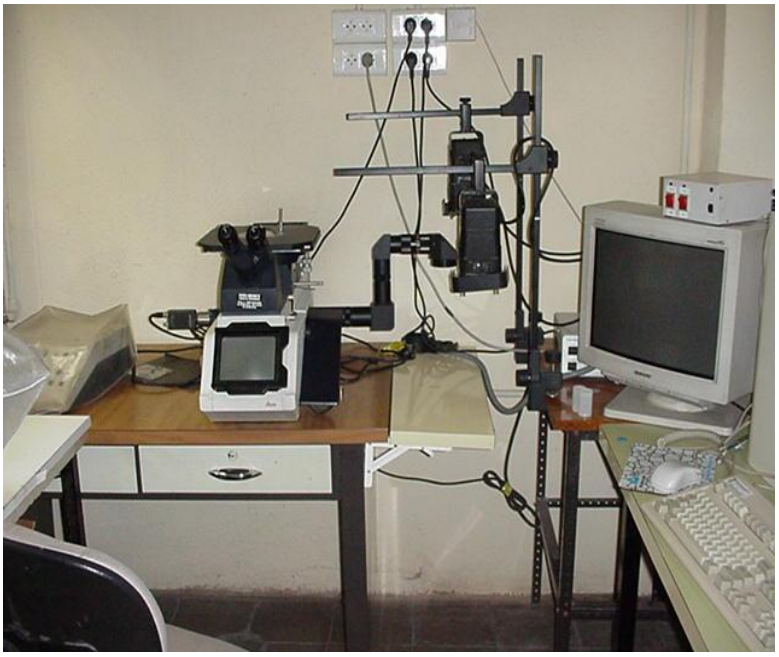
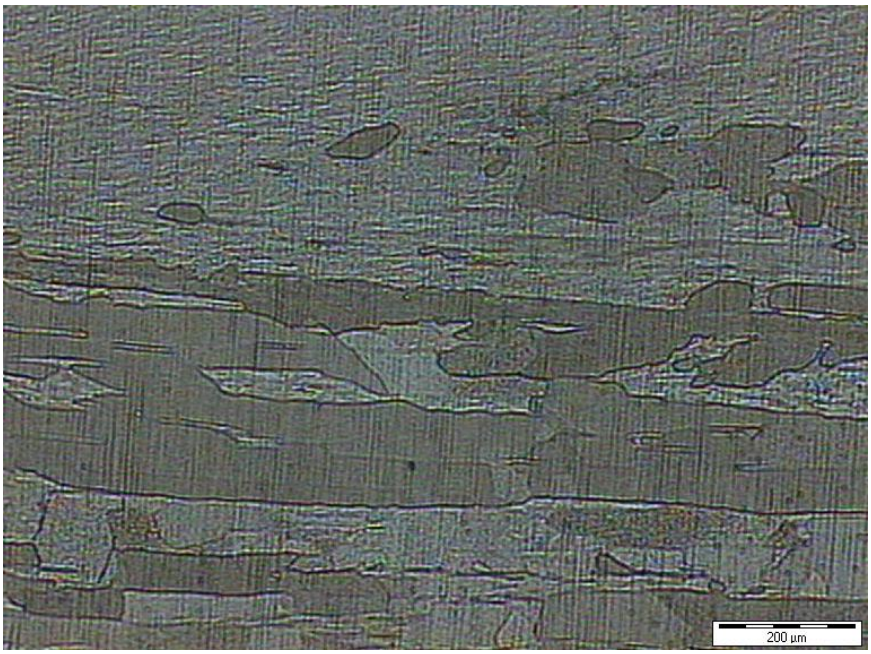


**FIGURA #6** Analizador de Imagen

**FIGURA #7** Microdurómetro Digital Utilizado en la Determinación de la Dureza de las Muestras de Aluminio (99.87%)

a)




b)

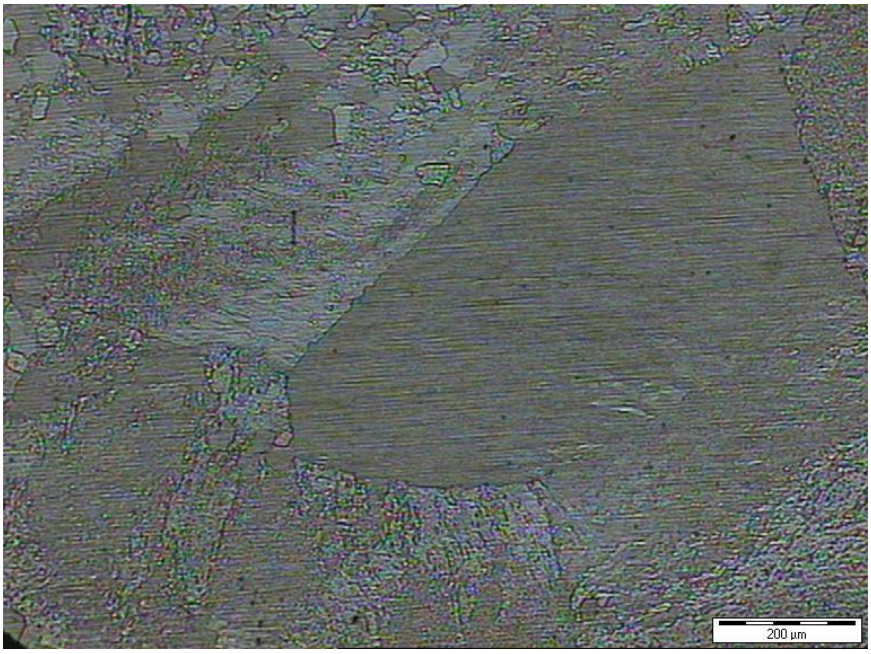
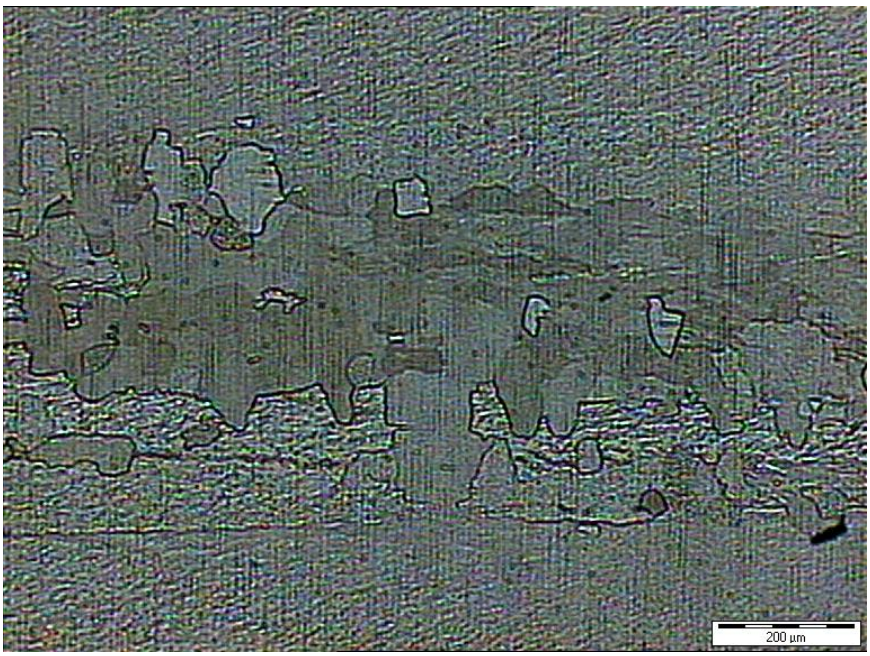



FIGURA #8 Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 250ºc y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal, b) Sección Transversal; (X500)

.....continuación

**a)**

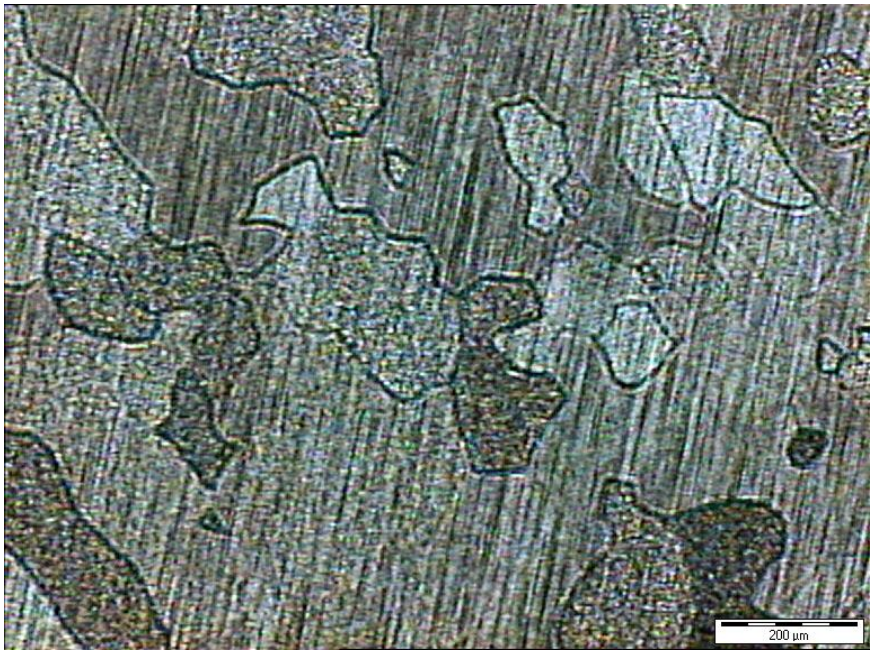



**b)**

**FIGURA # 9** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 300ºC y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal, b) Sección Transversal; (X500)

…..continuación

**a)**




**b)**

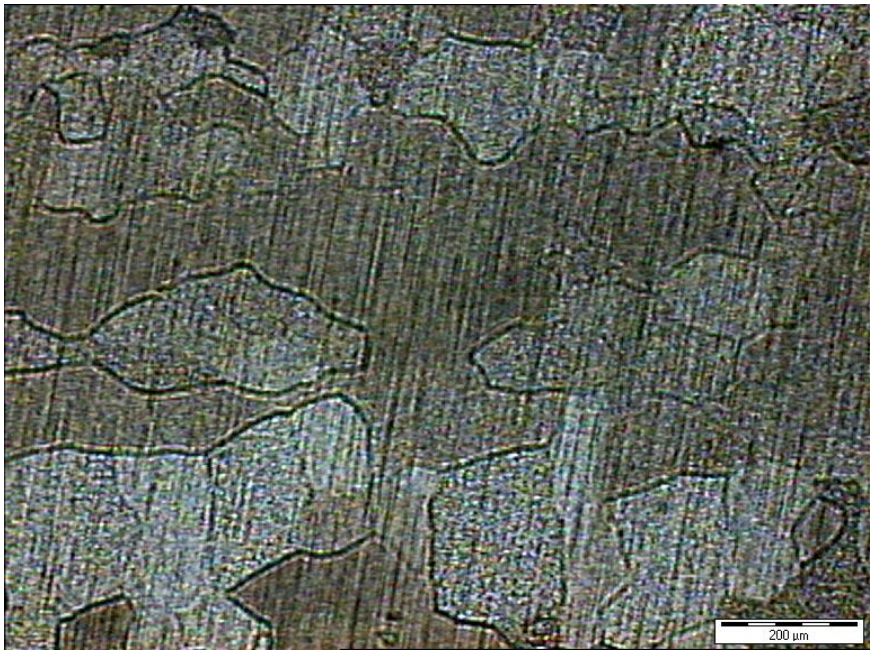
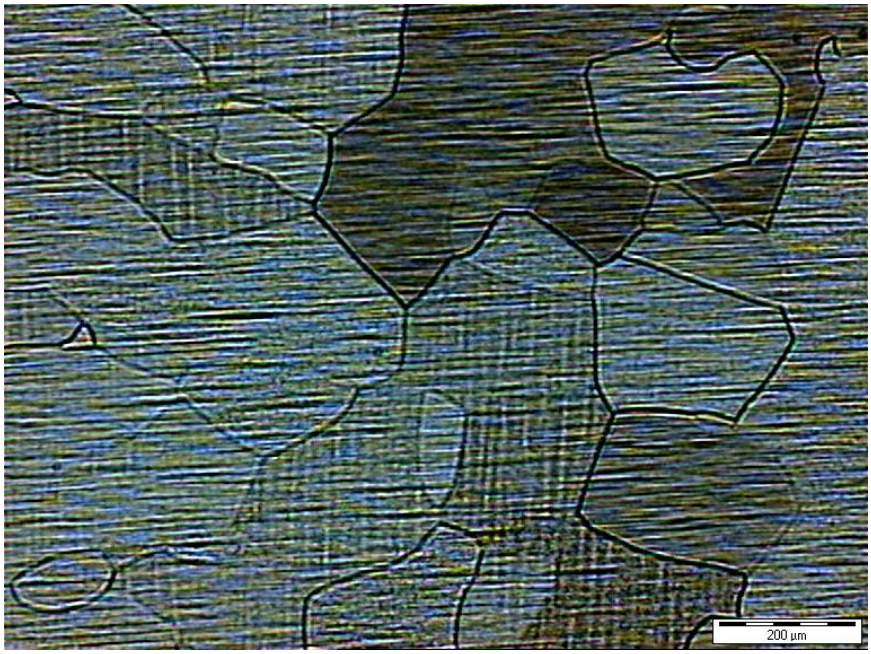



**FIGURA #10** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 350ºC y Enfriadas a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal, b) Sección Transversal; (X500)

……continuación

**a)**




**b)**

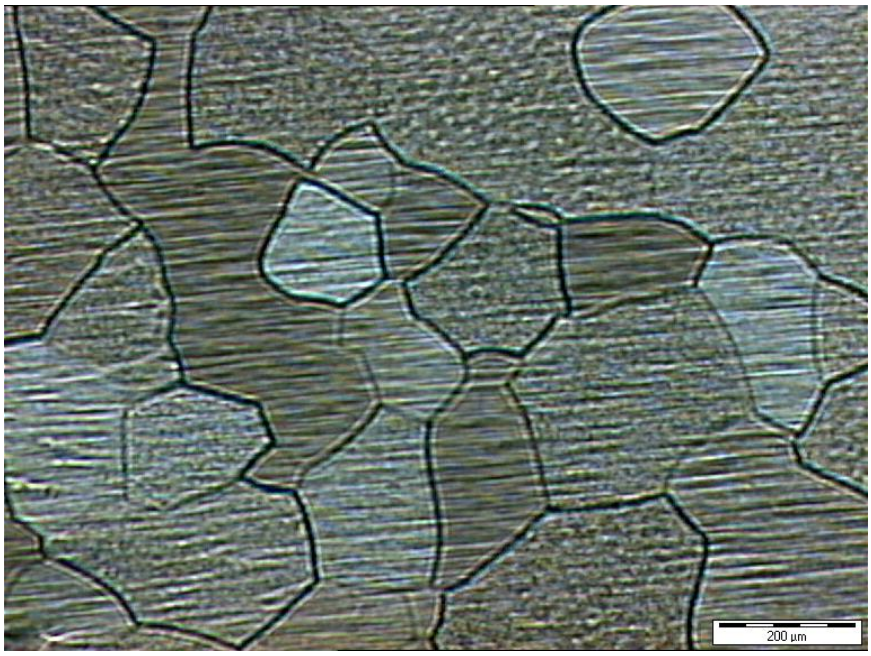



**FIGURA #11** Fotomicrografías de las Muestras Previo Tratamiento Térmico de Recocido a 400ºC y Enfriada a Temperatura Ambiente a) Sección Longitudinal, b) Sección Transversal; (X500)

## 2.2 Ensayo de Deformación en Caliente

Una vez realizado el tratamiento térmico de recocido en las muestras a la temperatura en la cual se obtiene un grano equiaxial procederemos a efectuar el proceso de termoconformado a temperaturas de 250, 300, 350 y 400ºc y a velocidades de deformación de 0.1, 0.01, 0.001$s^{1}$ para cada ensayos en un total de 12, haciendo uso de la máquina INSTROM de la figura #12 y manteniendo la probeta a estas diferentes temperaturas durante 5 minutos previo al ensayo de termoconformado.

El primer paso previo a realizar el ensayo es introducir en el programa OVNITEC los valores de diámetro y altura de las muestras, velocidad de deformación y la deformación máxima a la que se va a efectuar los ensayos, valores que se puede ver en la tabla A2 en el anexo en la que se incluye el tiempo que tarda cada ensayo en realizarse que lo otorga el mismo programa una vez terminado el ensayo.

El programa automáticamente registra los valores de deformación y esfuerzo a medida que el ensayo se efectúa permitiendo de esta manera obtener la terna de valores que describirán los puntos en la gráfica de esfuerzo Vs. deformación verdadera y así obtener las

curvas esperadas a diferentes velocidades de deformación y temperaturas como se muestra en la figura #12.

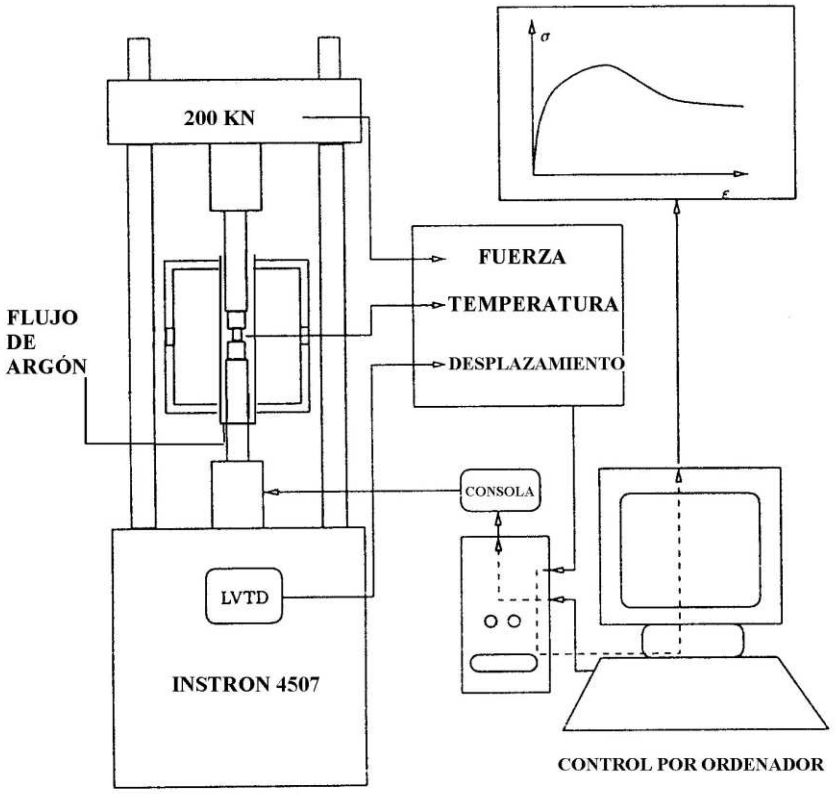



**FIGURA #12** Equipo Experimental Utilizado en los Ensayos de Termoconformado (Compresión Uniaxial)

Después del ensayo el programa nos permite obtener las curvas de fluencia o de estado estable del aluminio (99.87%).

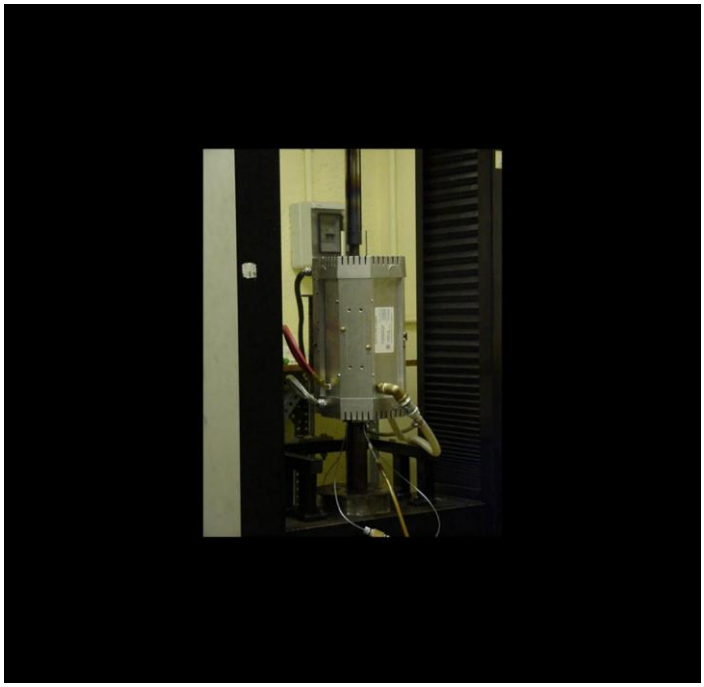


**FIGURA #13** Horno de Calentamiento por Radiación

## 2.3 Análisis Metalográfico

Para el análisis metalográfico se procedió a realizar un corte en la probeta cilíndrica de manera longitudinal es decir a lo largo del eje axial a fin de obtener dos superficies de estudio, transversal y longitudinal para luego proceder al montaje o encastamiento con plástico termoendurecible que en nuestro caso será baquelita, a continuación se realizó el pulido basto y fino de cada una de las superficie empleando papel esmerilado cuyo tamaño es de 5 a 100 micras (P1200, P600, P400, P240 y P180) en el pulido basto y alúmina de 1 μm sobre disco de tela de billar para el pulido fino

hasta que la superficie de la muestra quede brillante con observaciones constantes realizadas en el microscopio con objeto de chequear las ralladuras en la superficie y por último se procedió al ataque químico de las mismas utilizando la composición Química cuya designación se la conoce como FLICK, como veremos a continuación.

El ataque o reactivo utilizado sobre la superficie pulida, es de mayor o menor profundidad según la naturaleza y orientación de los constituyentes presentes. Por esta razón cuando la probeta atacada es iluminada para la observación microscópica, las zonas poco atacadas son prácticamente planas y aparecen como zonas claras, y las más atacadas con planitud diferente, aparecerán como zonas sombreadas.

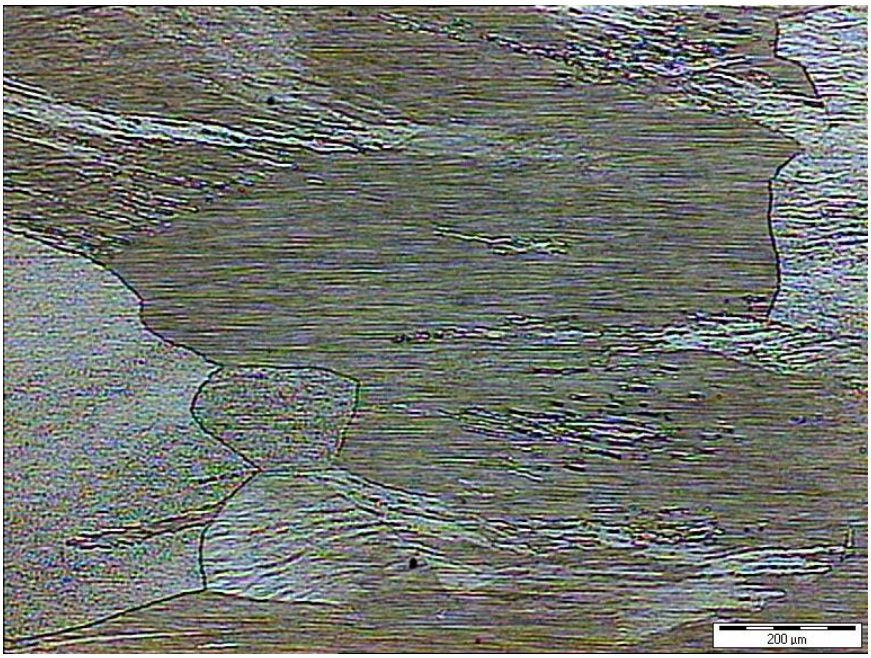
El ataque químico permite así la puesta en evidencia de la estructura del aluminio (99.87%). Las juntas de grano que corresponden a una superficie imperfecta cristalográficamente hablando, como unión de granos con ejes cristalográficos diferentes, son fácilmente atacadas por el reactivo y rápidamente puestas de manifiestos.

La duración del ataque es muy variable la misma que puede durar desde unos segundos hasta varios minutos, en todo caso se debe efectuar ataques de corta duración y observación microscópicas continua y si es necesario volver atacar hasta conseguir el objetivo deseado es decir hasta ajustar el punto idóneo del grado de ataque.

En la tabla A3 en el anexo se presenta una serie de reactivos usado para el ataque químico en diferentes condiciones de ensayo en nuestro estudio el reactivo que hemos seleccionado y usado es el reactivo de **FLICK**. Después del ataque, acto seguido la muestra se lava con abundante agua, y posteriormente con alcohol etílico y secado con aire caliente filtrado.

Después de los ensayos de termoconformado y la preparación de las probetas ensayadas podemos observar en las figuras # 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23 y 24 la forma del grano y el tamaño de grano, fotomicrografías tomadas con un aumento de X500 correspondiente a los ensayos a diferentes temperaturas y velocidades de deformación constante.

a)




b)

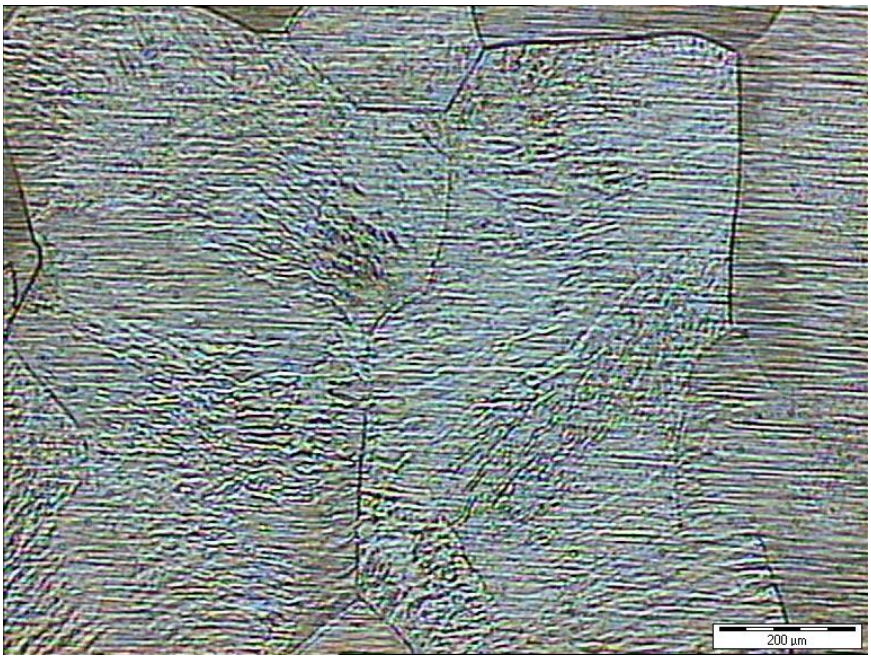



**FIGURA #14** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 250ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

.....continuación

a)

b)

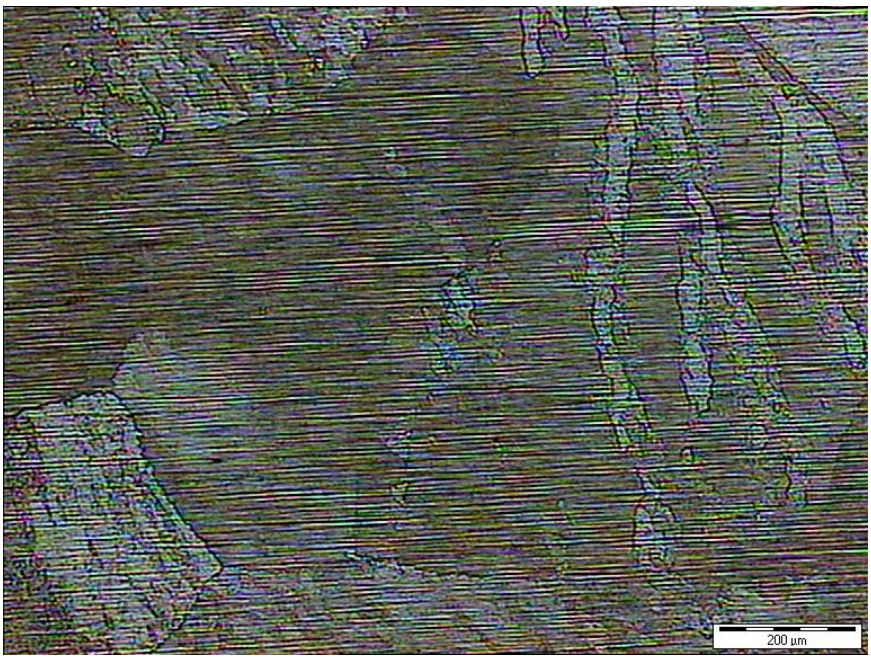
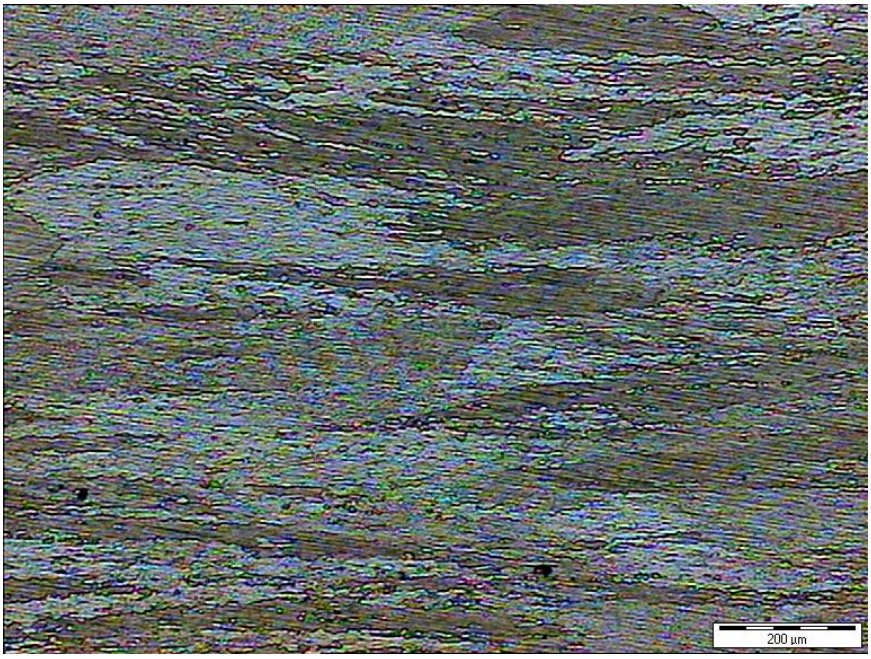



**FIGURA #15** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 250ºC y a Velocidad de Deformación de $0.01s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

…..continuación

a)




b)

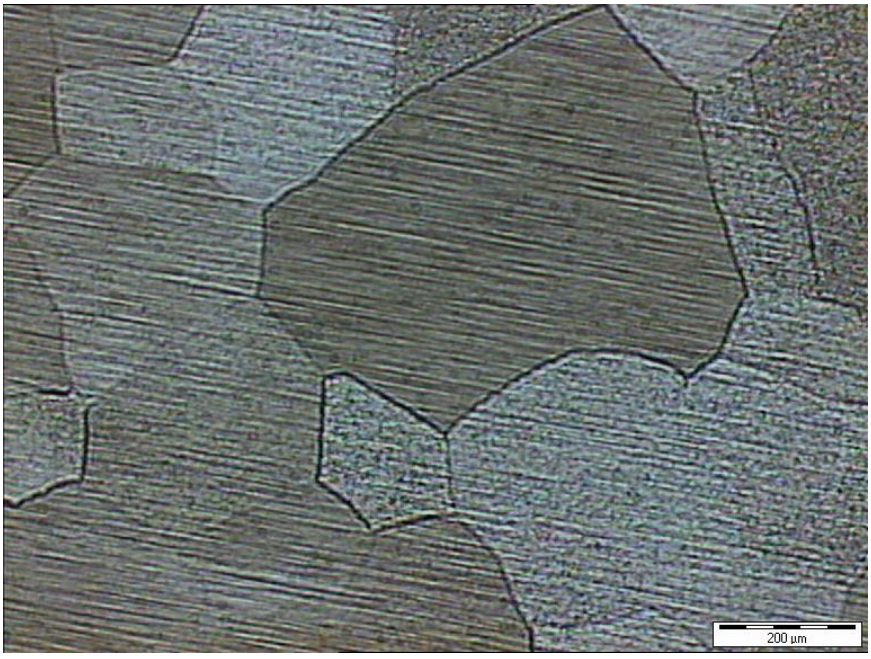
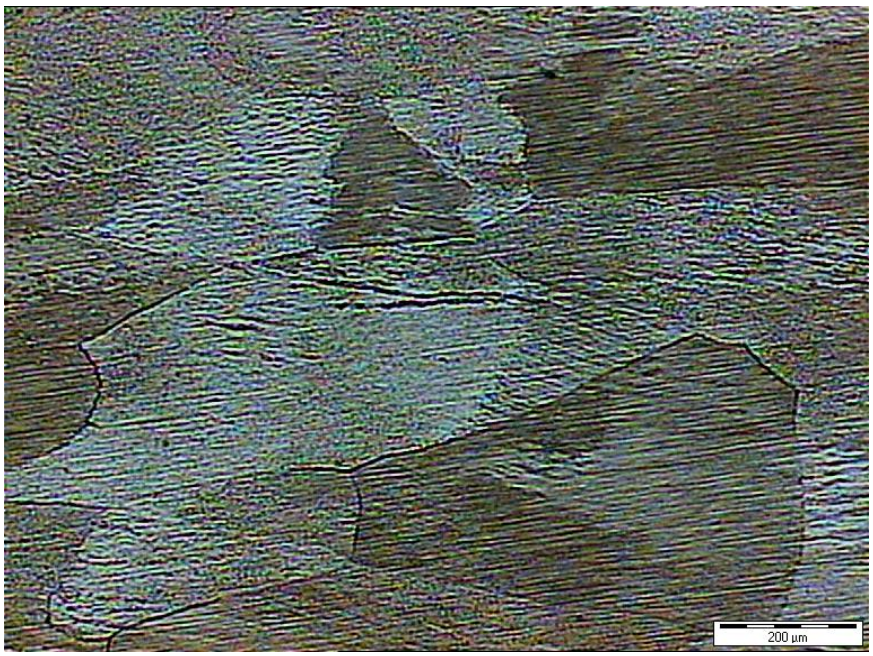



**FIGURA #16** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 250ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

a)




b)

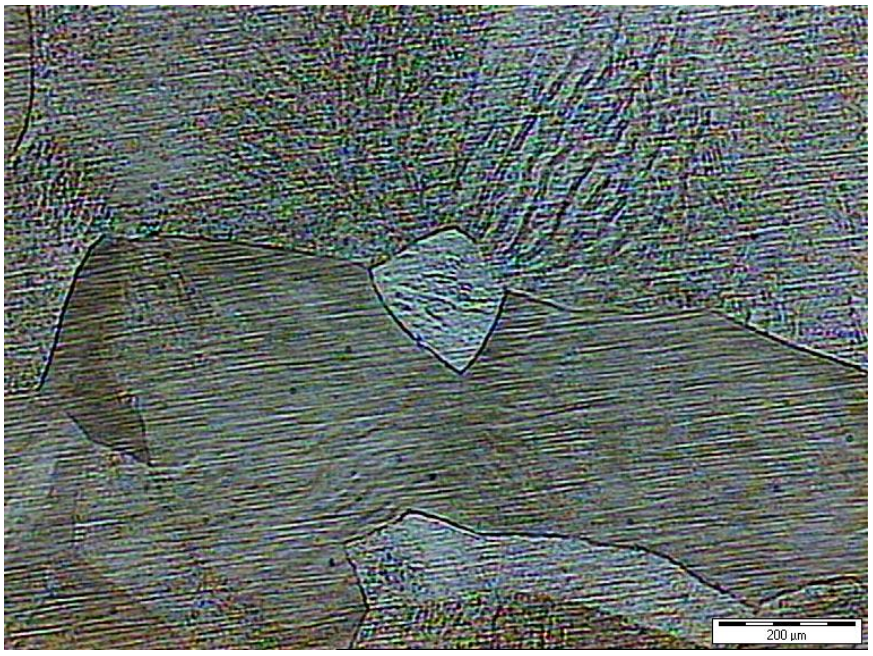
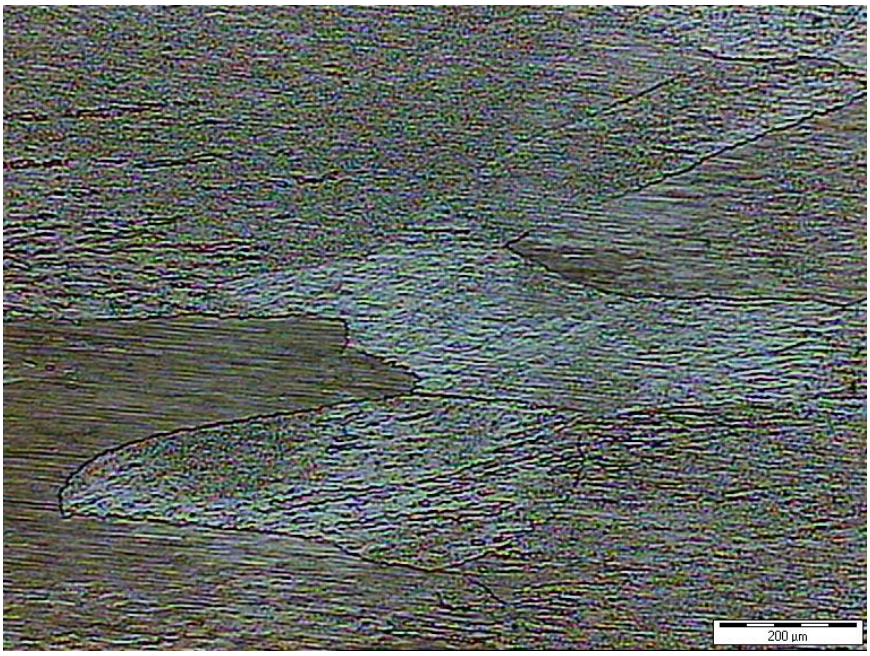



**FIGURA #17** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 300ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

….continuación

a)




b)

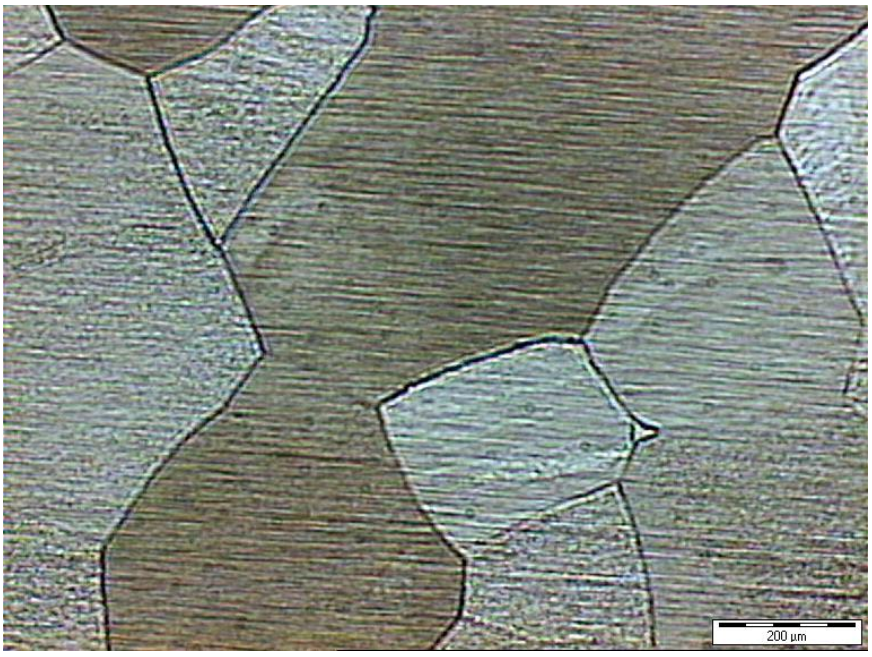
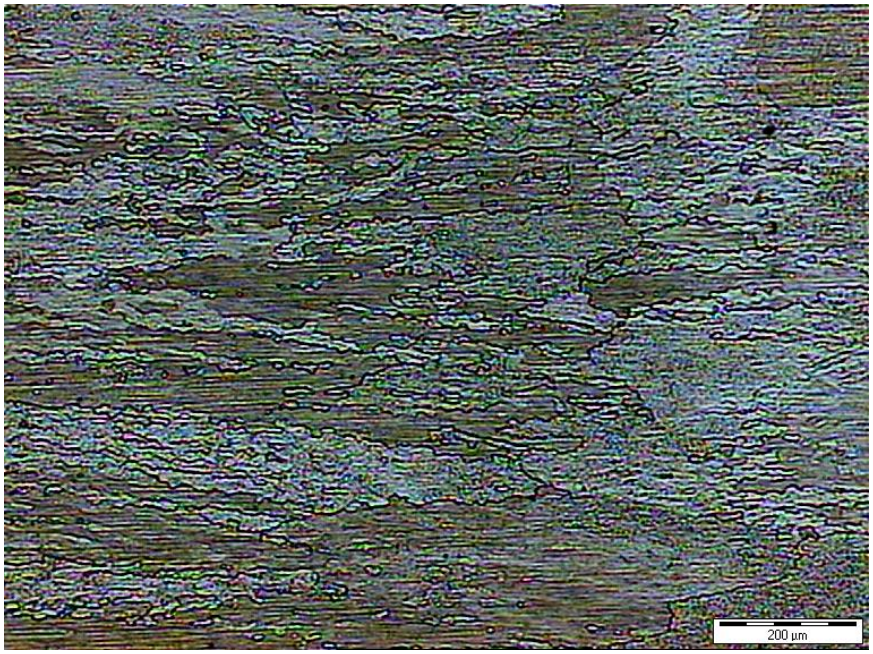



**FIGURA #18** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 300ºC y a Velocidad de Deformación de $0.01s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

……continuación

a)




b)

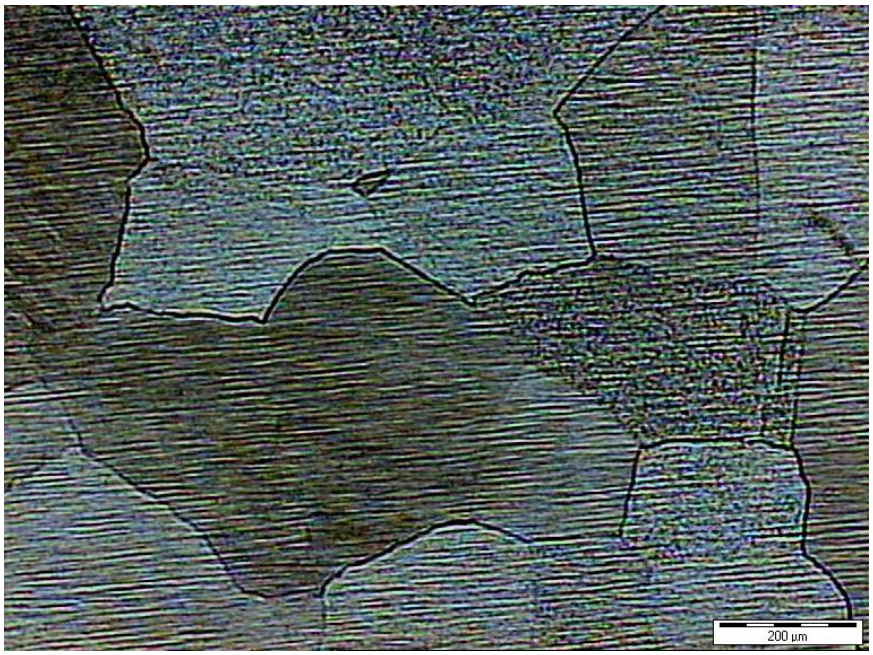
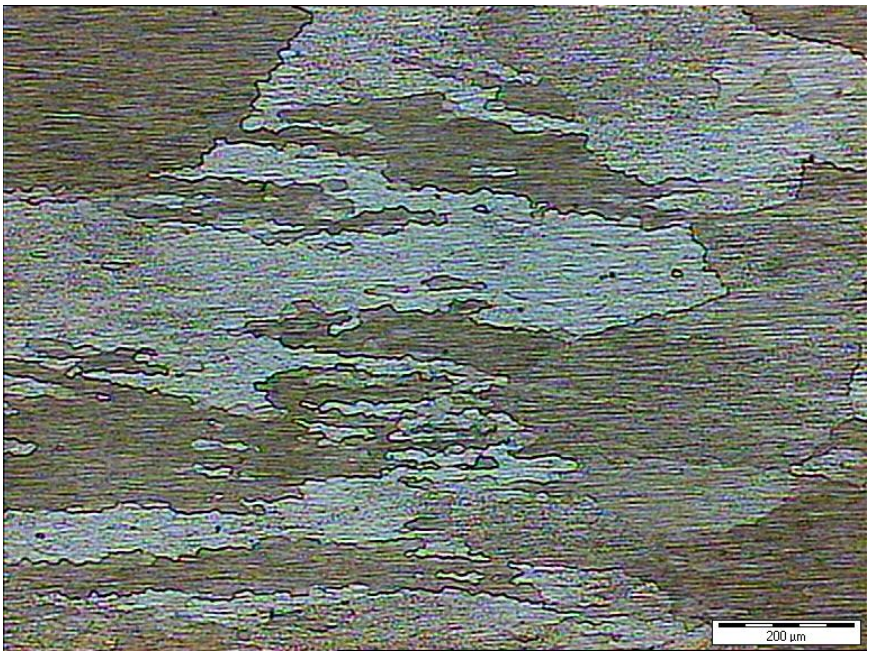



**FIGURA #19** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 300ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

a)




b)

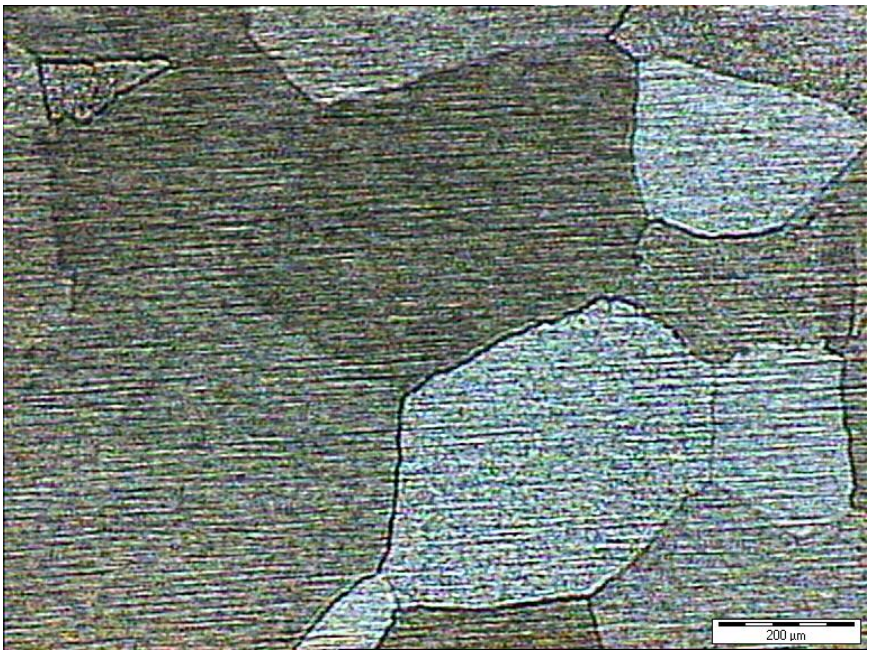



**FIGURA #20** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 350ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

……continuación

a)

b)

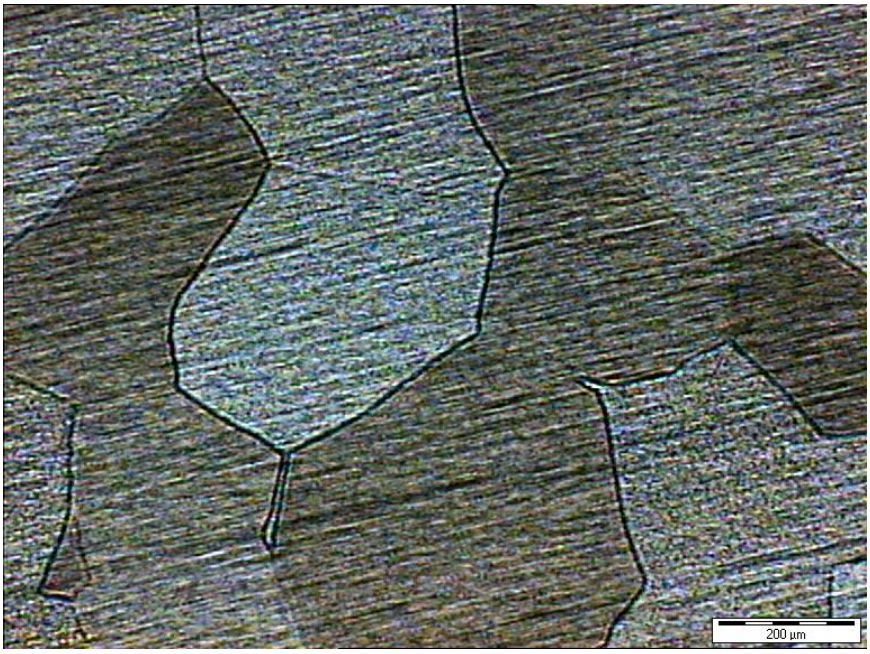
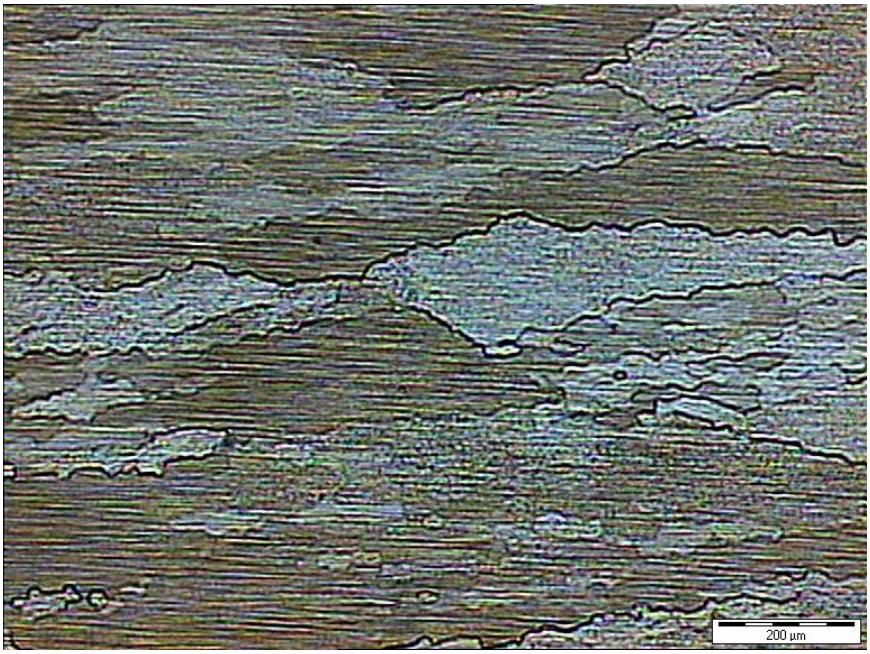



**FIGURA #21** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 350ºC y a Velocidad de Deformación de 0.01$s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

…….continuación

a)




b)

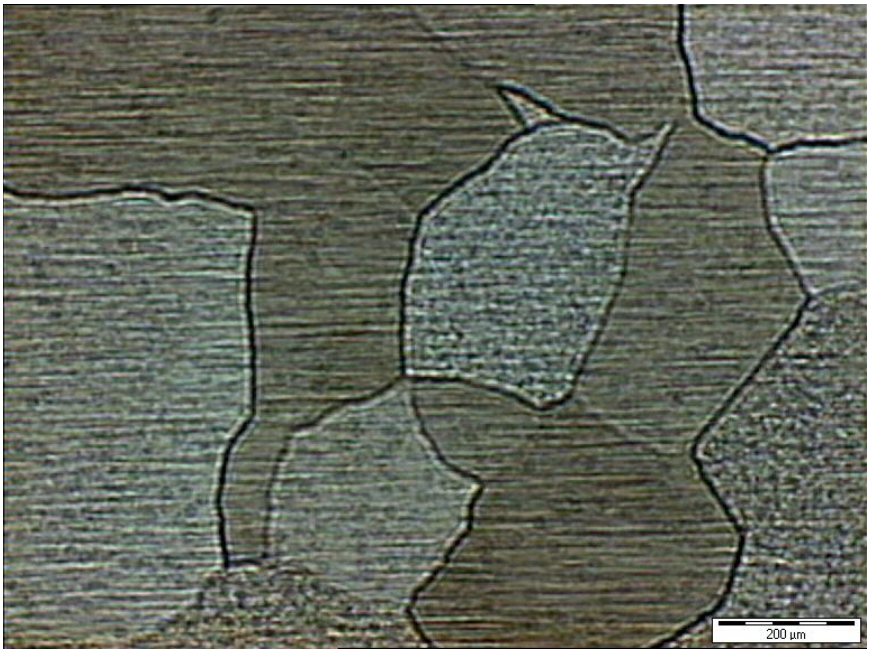
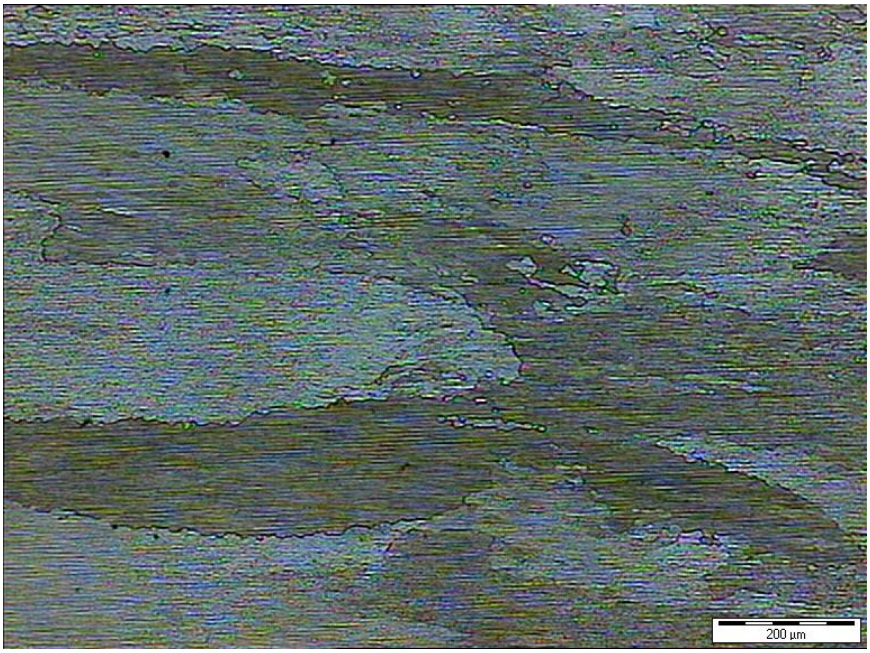



**FIGURA #22** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 350ºC y a Velocidad de Deformación de $0.001s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

a)




b)

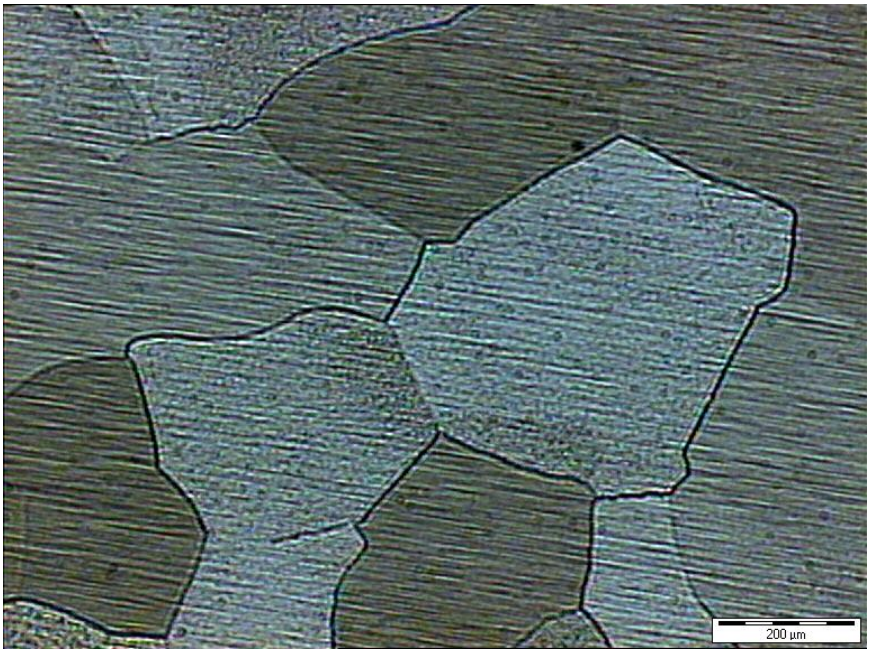
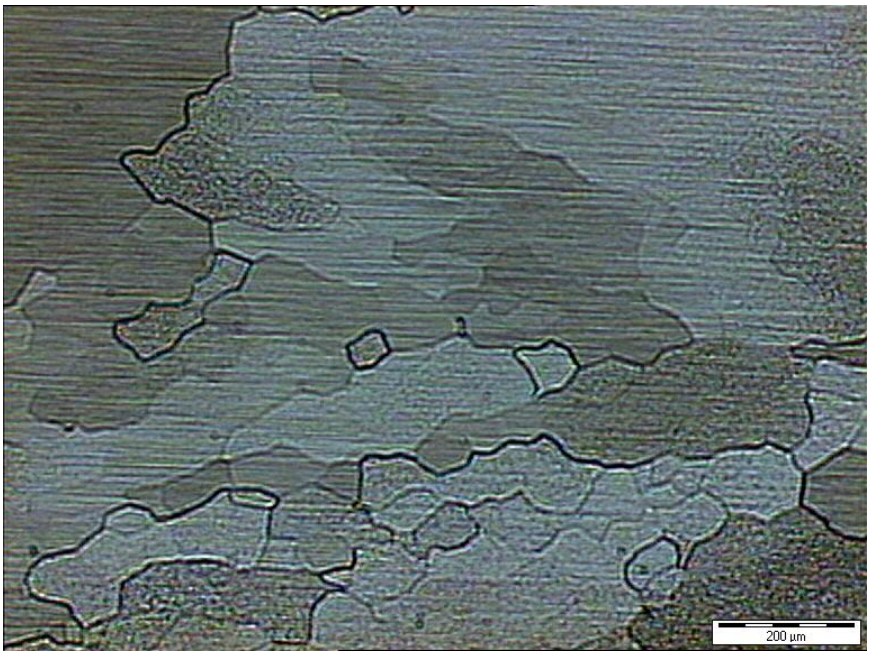



**FIGURA #23** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 400ºC y a Velocidad de Deformación de $0.1s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

……continuación

a)




b)

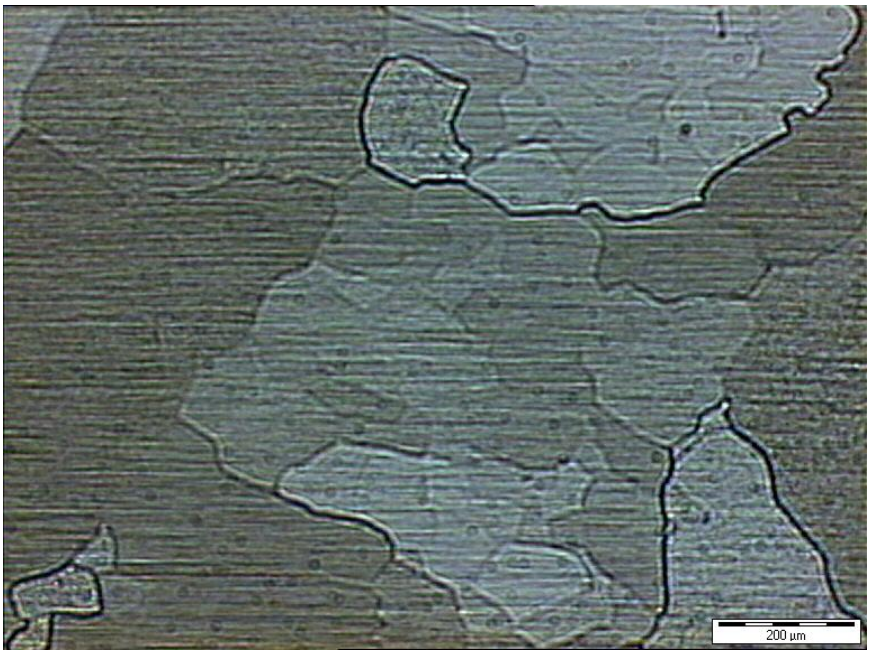



**FIGURA #24** Fotomicrografías de las Muestras Previo Proceso de Termoconformado a 400ºC y a Velocidad de Deformación de 0.001$s^{-1}$ a) Sección Longitudinal b) Sección Transversal (X500)

Además en la tabla A4 del anexo se muestra la matriz de valores de dureza obtenida después de cada ensayo de termoconformado a diferentes velocidades de deformación con el fin de observar el comportamiento de las muestras sometidas al proceso de deformación en caliente.

# CAPITULO 3

## 3. EVALUACION DE LAS CURVAS DE FLUENCIA OBTENIDAS A PARTIR DE LOS ENSAYOS DE TERMOCONFORMADO Y SU MODELIZACION

### 3.1 Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Constante del Aluminio Puro (99.87%).

Los ensayos de deformación en caliente (compresión uniaxial) a velocidad de deformación constante se realizaron a varias temperaturas (250, 300, 350 y 400ºc) y velocidades de deformaciones de $10^{-1}$, $10^{-2}$ y $10^{-3}$ $s^{-1}$. Los resultados obtenidos se pueden observar en las gráficas de la figuras # 25.

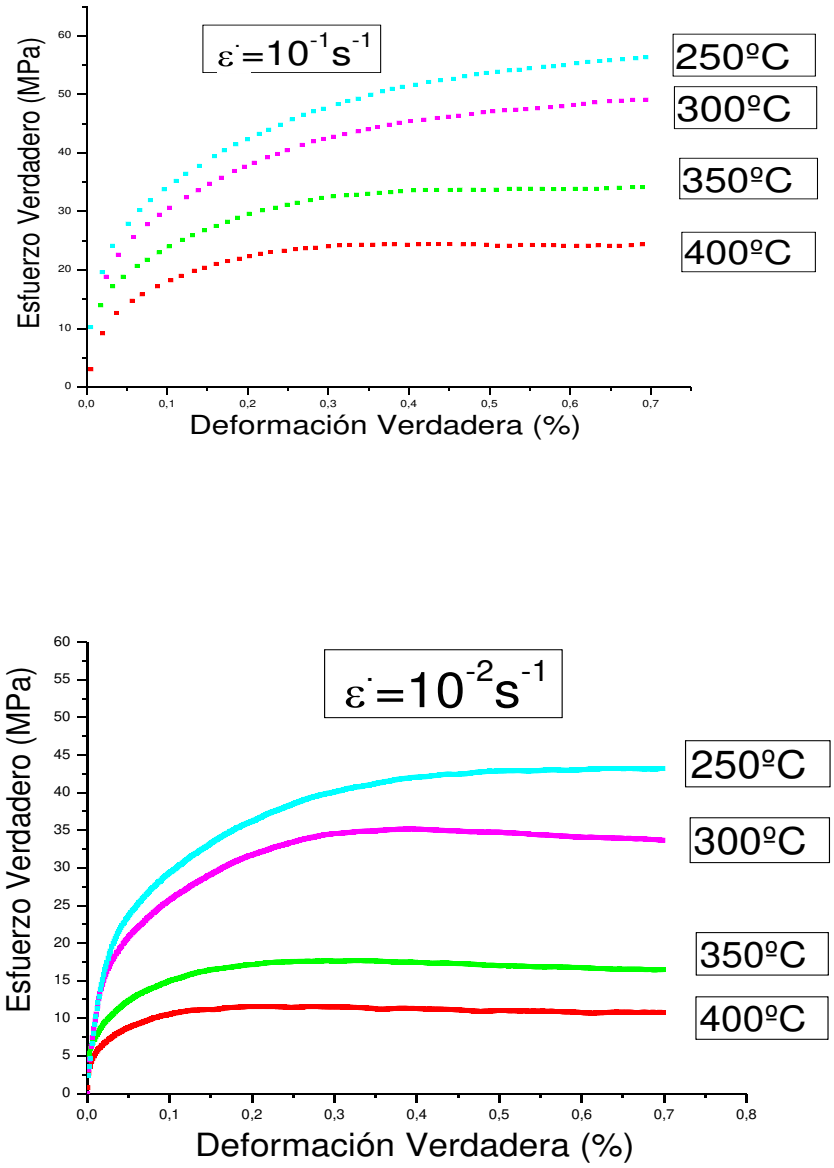



**FIGURA #25** Curva de Fluencia o de Estado Estable Para el Aluminio (99.87%) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación

……continuación

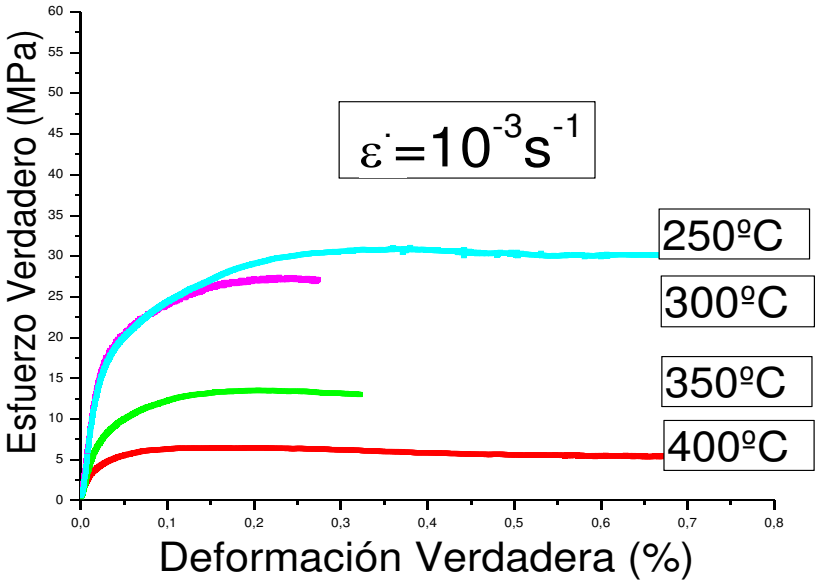



**FIGURA #25** Curva de Fluencia o de Estado Estable Para el Aluminio (99.87%) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación

Como era de esperarse las curvas solo presenta recuperación dinámica alcanzando el estado estable. Observando de igual manera que el esfuerzo aumentan a medida que se disminuyen las temperaturas o se incrementa la velocidad.

## 3.2 Modelización

Para poder predecir el comportamiento a fluencia de los materiales sometidos a ensayos de conformado (compresión uniaxial) en

caliente, al menos cuando únicamente opera el mecanismo de endurecimiento por deformación y de recuperación dinámica, se han establecido una serie de modelos que fueron descrito en el capitulo 1 de este trabajo, a partir de este momento el trabajo consistirá en que el modelo propuesto pueda predecir el comportamiento del aluminio (99.87%) cuando es sometido a deformaciones a velocidades de deformación constantes lo cual ya se ha estudiado en algunos trabajo anteriores sobre otros materiales ferrosos para lo cual existe una serie de parámetros a calcular previo a la modelización tales como el término de endurecimiento por deformación $(U(\alpha b)^2)$ y el término de ablandamiento por recuperación dinámica $(\Omega)$ dichos valores se determinaron mediante ajuste estadístico de los resultados experimentales a las citadas ecuaciones teóricas obteniéndose los valores de $(U(\alpha b)^2)$ y $(\Omega)$ por regresión por mínimos cuadrados.

### 3.2.1 Cálculo del Término de Ablandamiento por Recuperación Dinámica $(\Omega)$:

Como la recuperación dinámica es un proceso térmicamente activado, es lógico pensar que el término $(\Omega)$ responsable

del ablandamiento depende de las velocidades de deformación, habiendo propuesto algunos autores la siguiente expresión:

$$\Omega = K\Omega \ . \ Z^{m\Omega} \qquad (16)$$

Para el cálculo del término de ablandamiento por recuperación dinámica experimental es necesario hallar el valor de esfuerzo máximo de cada una de las curvas experimentales obtenidas a velocidades de deformación constante, ver figura #25. Una vez obtenidos los valores de esfuerzo máximo se procederá a trabajar con aquellos valores que sean menores a éste incluyéndolo. Para poder determinar el valor del término responsable del ablandamiento ($\Omega$) se realizará un ajuste de las curvas con ayuda del programa **ORIGIN 7.0**, seleccionando una hoja de trabajo (worksheet) donde se encontraran los valores de esfuerzo a trabajar con sus respectivos valores de deformación. Marcando la columna de esfuerzo que representan los valores de la variable (y) y pulsando la opción “Análisis” seguido de “Non Linear Curve Fit”, se introduce la ecuación #17, en caso que no este dentro de la

función exponencial, que para nuestro caso en particular se encuentra con el nombre de CHAPMAN, haciendo clic sobre la misma el programa reconoce automáticamente la ecuación.

$$\sigma = \sigma_{\max}\left[-e^{\Omega\varepsilon}\right]^{0.5} \quad (17)$$

y =a*(1 - exp(-b*x))^c  equivalencia de la ec. (17)

Donde

$\sigma$ es “y”, Ω es “x”, a es “$\sigma_{\max}$”, b es “ε” y c es “0.5”. Para cada ensayo a distintas temperatura y velocidad de deformación existe un valor de esfuerzo máximo ($\sigma_{\max}$). Se deben hacer 100 iteraciones para obtener valores más exactos, se asignan un valor aproximado a “b” para iniciar las iteraciones, permaneciendo a y c constante, hasta que se muestre la siguiente expresión “chi^2 no se puede reducir más”. Una vez aparecida dicha frase se procede a pulsar “Done” y obtendremos los distintos valores de omega a distinta temperatura y velocidad de deformación tal como se muestra en la figura #26.

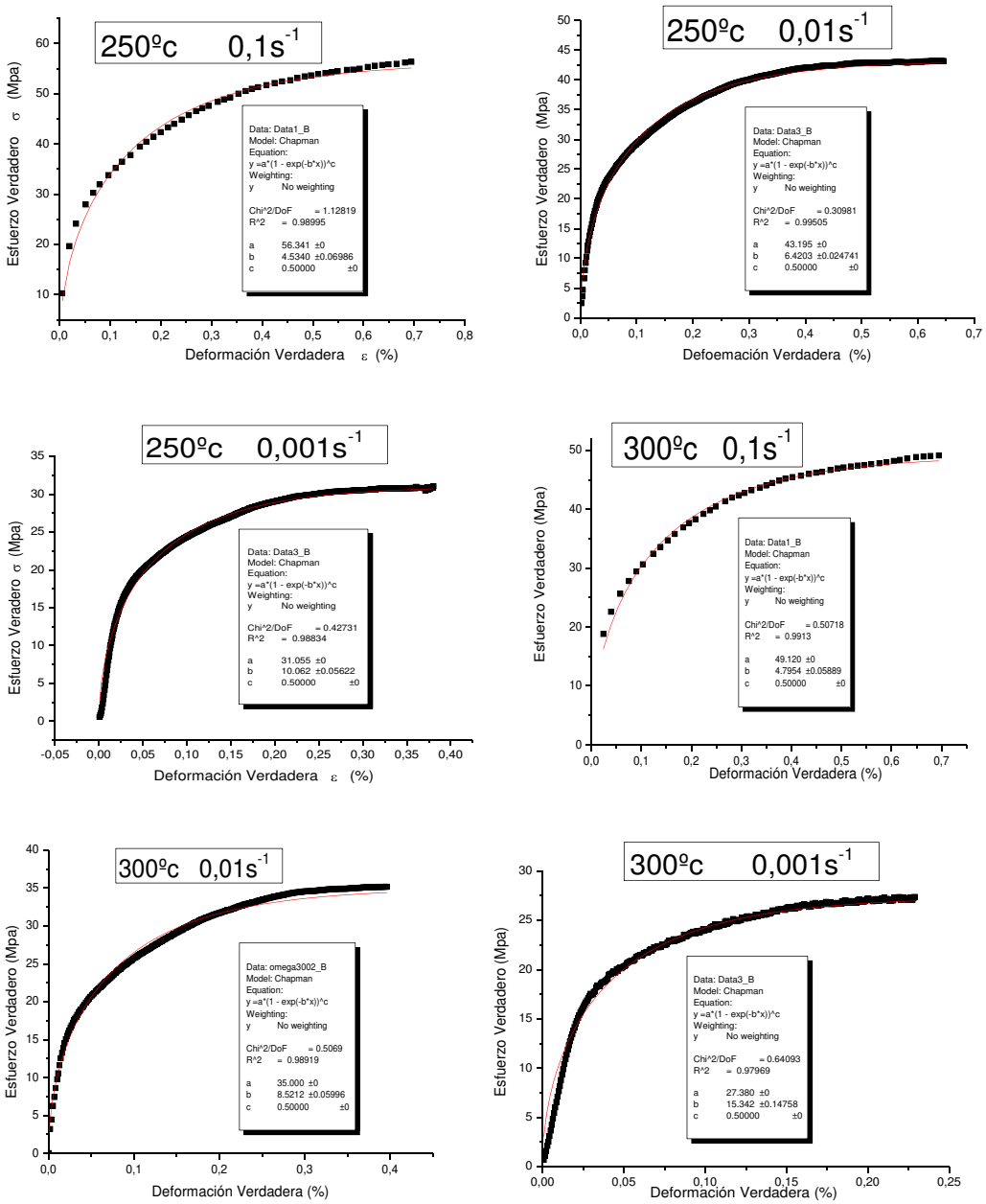



**FIGURA #26** Determinación del Término Responsable del Ablandamiento por Restauración Dinámica Experimental Mediante Ajuste Estadístico a las Curvas Experimentales **(Ω Vs. ε)** a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación

……continuación

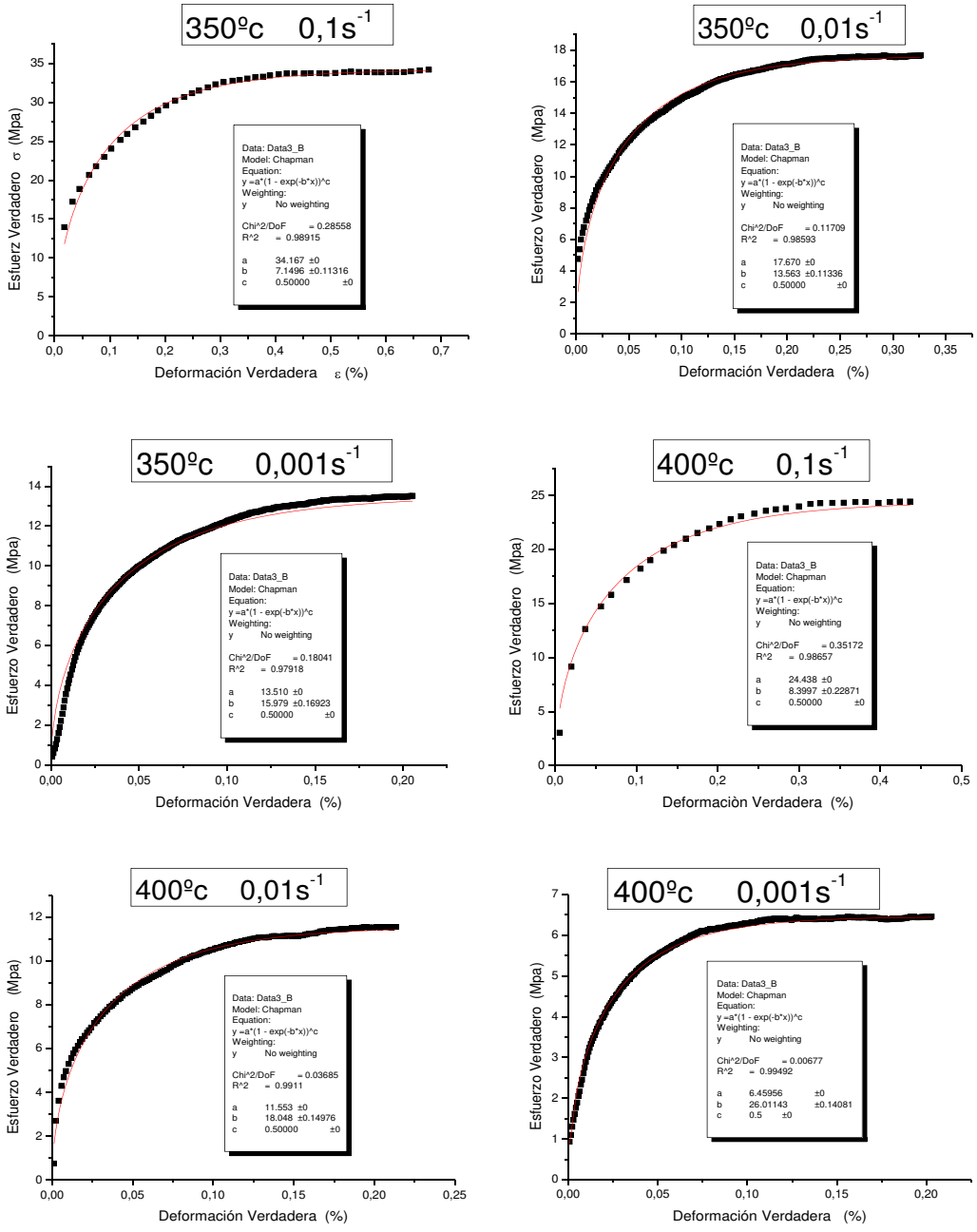



**FIGURA #26** Determinación del Término Responsable del Ablandamiento por Restauración Dinámica Experimental Mediante Ajuste Estadístico a las Curvas Experimentales **(Ω Vs. ε)** a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación

Estos valores del término de ablandamiento obtenidos son solamente valores experimentales más adelante se calcularan los valores teóricos. Ver tabla nº 3

**Tabla № 3**

**Valores Experimentales del Término Responsable del Ablandamiento Debido a la Recuperación Dinámica $(\Omega)$, el Esfuerzo Máximo $(\sigma_{max})$ de Cada Ensayo a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación**

| **Temperaturas (ºK)** | $(\dot{\varepsilon}^{-1})$ | $\Omega$ | $\sigma_{max}$ **(MPa)** |
|---|---|---|---|
| 523,15 | 0,1 | 4,53405 | 56,3407 |
| 523,15 | 0,01 | 6,42028 | 43,1947 |
| 523,15 | 1,00E-03 | 10,06286 | 31,0545 |
| 573,15 | 0,1 | 4,79543 | 49,1198 |
| 573,15 | 0,01 | 8,36975 | 35,1513 |
| 573,15 | 1,00E-03 | 15,34239 | 27,3797 |
| 623,15 | 0,1 | 7,1496 | 34,1666 |
| 623,15 | 0,01 | 13,56308 | 17,6703 |
| 623,15 | 1,00E-03 | 15,97929 | 13,5097 |
| 673,15 | 0,1 | 8,39974 | 24,4376 |
| 673,15 | 0,01 | 18,04776 | 11,5529 |
| 673,15 | 1,00E-03 | 26,01143 | 6,45956 |

### 3.2.2 Cálculo del Parámetro de Zener-Hollomon:

Si recordamos la ecuación propuesta por Zener-Hollomon (ec. #18) donde:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \qquad (18)$$

Para hallar los valores de *Z* de los ensayos de termoconformado a velocidad de deformación constante solo se tienen que sustituir los valores de las variables que están dentro de la ecuación.

$\dot{\varepsilon}$: Depende de la velocidad a la cual se halla realizado el ensayo ($s^{-1}$).

*Q:* Energía de activación igual a 142000 J/mol.

*R:* Constante de los gases e igual a 8.314 J/K·mol.

*T:* Temperatura a la cual se realiza el ensayo (ºK).

Como todos las variables son conocidas en la tabla nº 4 pueden observarse los valores de *Z* para los distintos ensayos.

**Tabla № 4**

**Valores del Parámetro de Zener - Hollomon (Z) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación**

| Temperatura (ºK) | $\dot{\varepsilon}$ ($s^{-1}$) | $\dot{Z}$ ($s^{-1}$) |
|---|---|---|
| 523,15 | 0,1 | 1,51E+13 |
| 523,15 | 0,01 | 1,51E+12 |
| 523,15 | 1,00E-03 | 1,51E+11 |
| 573,15 | 0,1 | 8,74E+11 |
| 573,15 | 0,01 | 8,74E+10 |
| 573,15 | 1,00E-03 | 8,74E+09 |
| 623,15 | 0,1 | 8,00E+10 |
| 623,15 | 0,01 | 8,00E+09 |
| 623,15 | 1,00E-03 | 8,00E+08 |
| 673,15 | 0,1 | 1,04E+10 |
| 673,15 | 0,01 | 1,04E+09 |
| 673,15 | 1,00E-03 | 1,04E+08 |

### 3.2.3 Cálculo del Término de Endurecimiento por Deformación $(U(\alpha \cdot b)^2)$

De acuerdo al modelo teórico de Estrin, Mecking y Bergstrom, el parámetro ***U*** se supone independiente de la deformación, lo cual es asumible si el camino libre medio de las dislocaciones se puede considerar constante, lo que es cierto cuando éste se encuentra limitado geométricamente por factores microestructurales (límites de granos, dislocaciones y precipitados), habiendo propuesto algunos autores la siguiente expresión (ec. #19):

$$(U(\alpha \cdot b)^2) = K_U \cdot Z^{m_U} \qquad \textbf{(19)}$$

en donde se observa una dependencia del término responsable del endurecimiento por deformación (***U)*** con las condiciones de deformación.

Para calcular los valores del término responsable del endurecimiento por deformación $U(\alpha \cdot b)^2 b$ experimentales aplicamos la siguiente expresión (ec. #20):

$$U(\alpha \cdot b)^2 = \frac{\Omega \cdot \sigma_p^2}{\left(\mu_0 \cdot \left(1 + \left[\left(\frac{T - 300}{T_M}\right) \cdot \left(\frac{T_M \cdot d\mu}{\mu_0 \cdot dT}\right)\right]\right)\right)^2} \qquad \textbf{(20)}$$

Donde:

**($\Omega$) :** Valor de omega experimental calculado anteriormente varía de acuerdo a cada ensayo, ver tabla nº3

$\sigma_p$ **:** Valor de la tensión máxima experimental varía de acuerdo a cada ensayo. Ver tabla nº 3

$\mu_0$ **:** Módulo de cizalladura a 300ºk igual a $2.54*10^4$ ($MN/m^2$)

***T*** **:** Temperatura a la cual se realiza el ensayo en ºK

$T_M$ **:** Temperatura de fusión del material igual a 933ºK.

$\left(\frac{T_M \cdot d\mu}{\mu_0 \cdot dT}\right)$: Dependencia en la temperatura del modulo igual a – 0.5

Una vez conocidas todas la variables de la ecuación #20 se procedió al cálculo del parámetro $(U(\alpha \cdot b)^2)$ los cuales se pueden observar en la tabla nº 5

**TABLA № 5**

**Valores Experimentales del Término Responsable del Endurecimiento** $(U(\alpha \cdot b)^2)$ **por Deformación a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación**

| **Temperatura (ºK)** | $\dot{\varepsilon}$ **($s^{-1}$)** | $(U(\alpha \cdot b)^2)$ |
|---|---|---|
| 523,15 | 0,1 | 2,88E-05 |
| 523,15 | 0,01 | 2,40E-05 |
| 523,15 | 1,00E-03 | 1,94E-05 |
| 573,15 | 0,1 | 2,46E-05 |
| 573,15 | 0,01 | 2,20E-05 |
| 573,15 | 1,00E-03 | 2,45E-05 |
| 623,15 | 0,1 | 1,89E-05 |
| 623,15 | 0,01 | 9,60E-06 |
| 623,15 | 1,00E-03 | 6,61E-06 |
| 673,15 | 0,1 | 1,21E-05 |
| 673,15 | 0,01 | 5,83E-06 |
| 673,15 | 1,00E-03 | 2,63E-06 |

### 3.2.4 Cálculo del Termino de Ablandamiento por Recuperación Dinámica $(\Omega)$ y el Termino de Endurecimiento por Deformación $(U(\alpha \cdot b)^2)$ Teóricos.

Una vez encontrado los valores de los términos responsables del ablandamiento debido a procesos dinámico de recuperación $(\Omega)$ y el término de endurecimiento por deformación $(U(\alpha \cdot b)^2)$ experimentales se procede a graficar cada uno de dichos valores Vs. el parámetro de Zener-Hollomon (Z) en escala logarítmica para hallar los coeficientes $m_\Omega$ y $m_u$ y los valores de $K_\Omega$ y $K_U$. Ver Figura #27 y 28

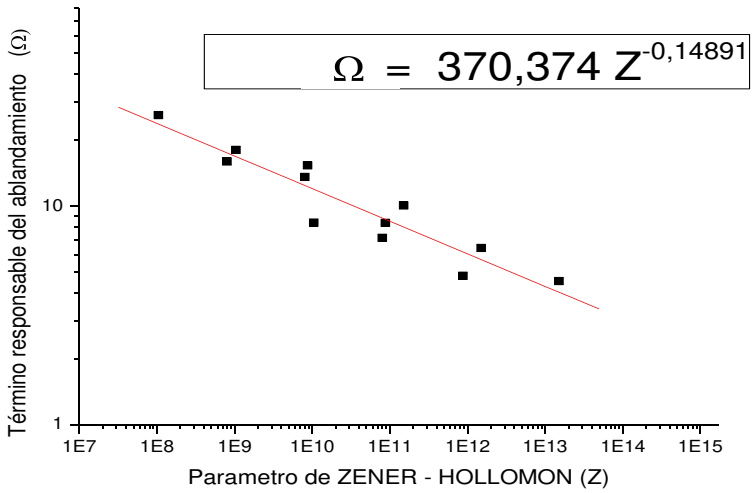



**FIGURA #27** Determinación del Término Responsable del Ablandamiento por Restauración Dinámica Teórico Mediante Ajuste Estadístico a la curva en la Gráfica **(Ω** Vs Z)

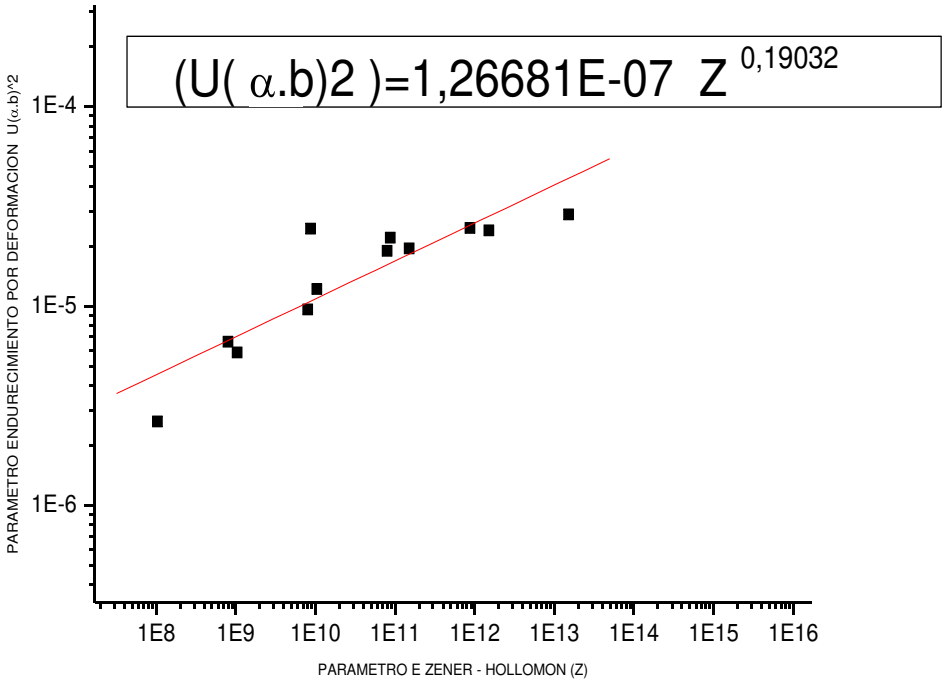



**FIGURA #28** Determinación del Término Responsable del Endurecimiento por Deformación Teórico Mediante Ajuste Estadístico a la Curva $(U(\alpha \cdot b)^2$ Vs Z).

Encontrados los valores de $m_\Omega$, $m_u$, $K_\Omega$, $K_U$ y aplicando las ecuaciones #16 y 19 podemos calcular los valores teóricos para ambos parámetros. Ver tabla Nº 6.

**TABLA № 6**

**Valores Teóricos del Término Responsable del Ablandamiento $(\Omega)$ por Recuperación Dinámica y el Término Responsable del Endurecimiento por Deformación $(U(\alpha \cdot b)^2)$**

| Temperaturas (ºK) | *Z* | $(\Omega)$ | $(U(\alpha \cdot b)^2)$ |
|---|---|---|---|
| 523,15 | 1,51E+13 | 4,03832 | 4,08E-05 |
| 523,15 | 1,51E+12 | 5,68997 | 2,63E-05 |
| 523,15 | 1,51E+11 | 8,01716 | 1,70E-05 |
| 573,15 | 8,74E+11 | 6,17147 | 2,37E-05 |
| 573,15 | 8,74E+10 | 8,69558 | 1,53E-05 |
| 573,15 | 8,74E+09 | 12,25205 | 9,88E-06 |
| 623,15 | 8,00E+10 | 8,81088 | 1,51E-05 |
| 623,15 | 8,00E+09 | 12,4145 | 9,72E-06 |
| 623,15 | 8,00E+08 | 17,49199 | 6,27E-06 |
| 673,15 | 1,04E+10 | 11,93105 | 1,02E-05 |
| 673,15 | 1,04E+09 | 16,81081 | 6,60E-06 |
| 673,15 | 1,04E+08 | 23,68638 | 4,26E-06 |

### 3.2.5 Cálculo del Esfuerzo Máximo ($\sigma_p$)

Algunos investigadores han propuesto que la desviación de la energía de activación de autodifusión (Q) y la desviación del exponente de *creep n*, de los valores teóricamente

deducidos u observados, pueden explicarse teniendo en cuenta la variación del modulo de Young con la temperatura. Según esta formulación, el esfuerzo debería normalizarse por el módulo de Young y es descrito según la ecuación #21.

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{D(T)} = A''\left(\operatorname{senh}\alpha\frac{\sigma_p}{E(T)}\right)^n \quad (21)$$

Donde E(T) es el módulo de Young y D(T) puede considerarse como el coeficiente de autodifusión del Aluminio que a su vez se puede expresar como (ec. #22):

$$D(T) = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (22)$$

Donde *Q* es la energía de activación de autodifusión (142 kJ/mol) y $D_0$ es la difusión a través de la red cristalina del aluminio (1.7 x $10^{-}$ $m^2$ / s). Para este trabajo los valores de *D(T)* y *E(T)* se calcularon según las ecuaciones # 22 y 23.

$$E(T) = 2.66 \cdot \mu_0 \left[ 1 + \left( \frac{T - 300}{T_M} \right) \cdot \left( \frac{T_M \cdot d\mu}{\mu_0 \cdot dT} \right) \right] \quad (23)$$

Para el cálculo de los parámetros ***A´´´*** y $\alpha$ una vez obtenidos los valores ***D(T)*** y ***E(T)*** se realizará mediante un ajuste con la ayuda del programa **ORIGIN 7.0**, seleccionando un worksheet donde se encontraran los valores de $(\dot{\varepsilon}/D(T))^{1/5}$, que representara la variable "y", $\sigma_p/E(T)$, que representará la variable "x", el exponente *n* se ha estimado en estudios anteriores que su valor es 5. Marcando la columna de $(\dot{\varepsilon}/D(T))^{1/5}$ pulsando la opción "Análisis" seguido de "Non Linear Curve Fit", se introduce la ecuación # 21 o su equivalente dada de la forma siguiente:

$$Y = A''' \operatorname{senh}(\alpha x) \qquad (24)$$

Donde:

y es "$\dot{\varepsilon}/D(T))^{1/5}$ "

x es "$\sigma_p/E(T)$".

Para cada ensayo a distintas temperatura y velocidades de deformación existe un valor de esfuerzo máxima. Se deben hacer 100 iteraciones para obtener valores más exactos, se asignan valores aproximado a $A'''$ y $\alpha$ para iniciar las iteraciones, hasta que se muestre la siguiente expresión "chi^2 no se puede reducir más". Una vez que aparezca dicha frase se procede a pulsar "Done" y obtendremos los valores de $A'''$ y $\alpha$. Ver figura #29.

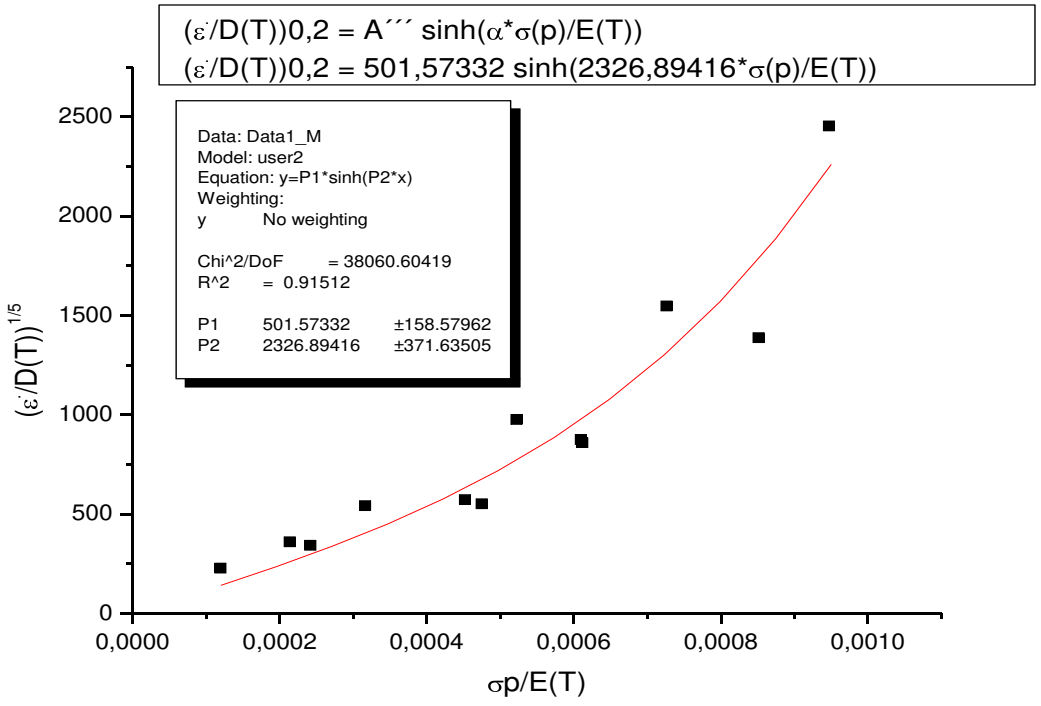



**FIGURA #29** Determinación de los Parámetros $A'''$ y $\alpha$ Mediante Ajuste Estadístico a la Curva en la Gráfica $(\dot{\varepsilon}/D(T))^{1/5}$ Vs $\sigma_{(p)}/E(T)$ )

Sustituyendo los valores de los parámetros A´´´ y $\alpha$ en la ecuación # 21 nos queda:

$$(\dot{\varepsilon}/D(T))^{1/5} = 501.57332 * \sinh(2326.8942 * \sigma_p / E(T)) \quad (25)$$

Después de encontrar $A´´´$ y $\alpha$ podremos determinar los valores de esfuerzo máximo teóricos ($\sigma_p$) mediante la siguiente expresión (ec. #26) para las diferentes temperaturas y velocidades de deformación.

$$\sigma_p = \left( E(T) * \operatorname{arcsinh}\left( (\dot{\varepsilon}/D(T))^{1/5} \right)/501.57332 \right) / 2326.89416 \quad \textbf{(26)}$$

Además aplicando la ecuación # 12 podemos simular las curvas de fluencia teóricas y demostrar que los modelos establecidos pueden ser utilizados para predecir el comportamiento de los materiales sometidos a velocidades de deformación constante.

Con las relaciones anteriores se obtuvo la siguiente tabla nº 7 donde se muestran los valores teóricos de las variables más importantes:

**TABLA № 7**

**Valores Teóricos del Esfuerzo Máximo ($\sigma_p$) a Diferente Temperatura y Velocidad de Deformación**

| **Temperatura (ºK)** | $\dot{\varepsilon}$ | $Z$ | $\sigma_p$ |
|---|---|---|---|
| 523,15 | 0,1 | 1,51E+13 | 58,55772 |
| 523,15 | 0,01 | 1,51E+12 | 47,16801 |
| 523,15 | 0,001 | 1,51E+11 | 36,28923 |
| 573,15 | 0,1 | 8,74E+11 | 43,17466 |
| 573,15 | 0,01 | 8,74E+10 | 32,80858 |
| 573,15 | 0,001 | 8,74E+09 | 23,5777 |
| 623,15 | 0,1 | 8,00E+10 | 31,41133 |
| 623,15 | 0,01 | 8,00E+09 | 22,5247 |
| 623,15 | 0,001 | 8,00E+08 | 15,32804 |
| 673,15 | 0,1 | 1,04E+10 | 22,71619 |
| 673,15 | 0,01 | 1,04E+09 | 15,54299 |
| 673,15 | 0,001 | 1,04E+08 | 10,22214 |

Con estos valores obtenidos se predecirá el comportamiento teórico de las curvas de fluencia y comprobaremos si estas simulan el comportamiento experimental obtenido para cada uno de los ensayos.

## 3.3. Discusión de Resultados:

### 3.3.1 Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Constante

Como se ha mencionado anteriormente estas curvas presentan un comportamiento relacionado únicamente con la recuperación dinámica, y es predecible que esto suceda por ser un material de alta de energía de falla de apilamiento. En las mismas se puede observar que se alcanza mayores valores de esfuerzo cuando el material es sometido a velocidades de deformación altas y cuando se disminuye la temperatura.

Determinada las variables teóricas usadas en el modelo empleado para la modelización de las curvas experimentales cuando el material es sometido a velocidades de deformación constante se procedió a verificar que dichos ensayos pueden ser simulados por el modelo *Estrin, Mecking, y Bergström (*ec. #12), obteniéndose los siguientes resultados (fig. #30, 31, 32).

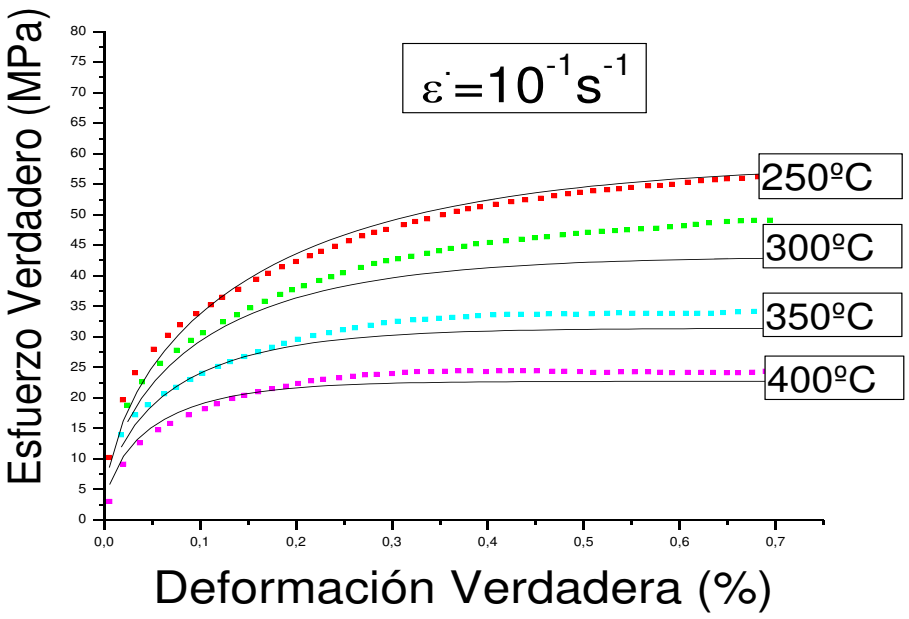



**FIGURA #30** Comparación entre las Curvas Experimentales y Teóricas Para una Velocidad de Deformación $\dot{\varepsilon}=10^{-1}$ s⁻¹

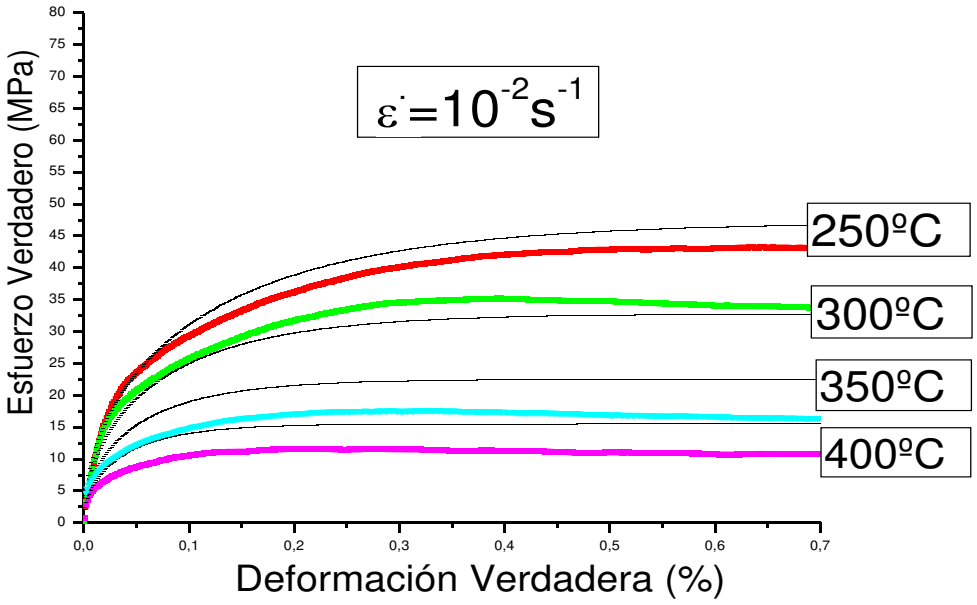



**FIGURA #31** Comparación entre las Curvas Experimentales y Teóricas Para una Velocidad de Deformación $\dot{\varepsilon}=10^{-2}$ s⁻¹

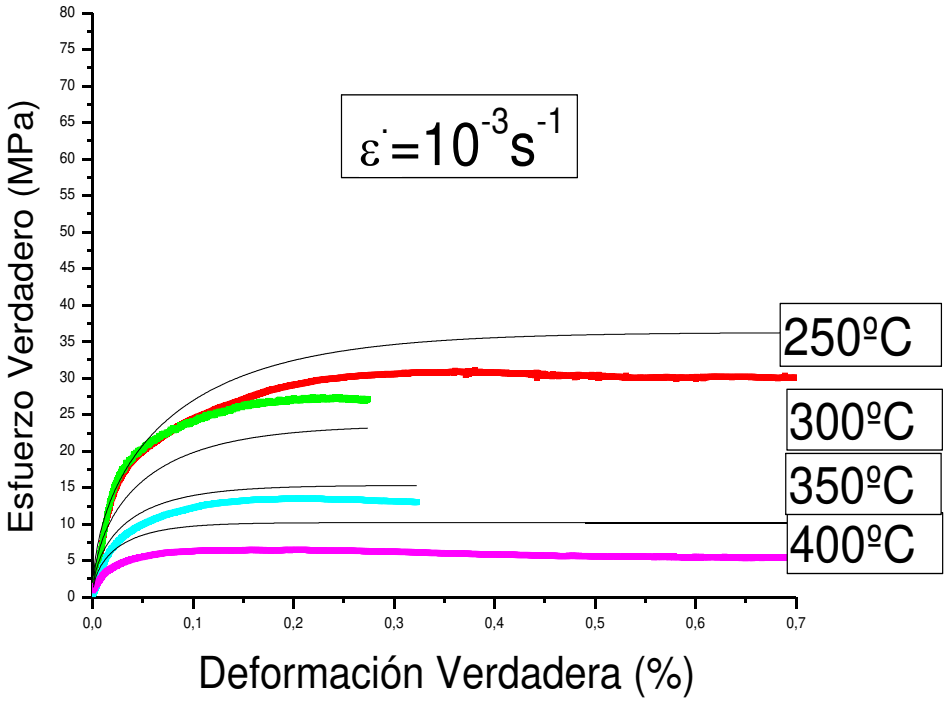



**FIGURA #32** Comparación entre las Curvas Experimentales y Teóricas Para una Velocidad de Deformación $\dot{\varepsilon}=10^{-3}\,s^{-1}$

Para estas curvas teóricas el valor de $\sigma_o$ es cero debido a que este depende de la densidad de dislocaciones iniciales y por considerarse un material casi puro no se considera su efecto sobre los valores de esfuerzo máximo teóricos ($\sigma_p$) calculados.

En los gráficos expuesto anteriormente observamos que el modelo estudiado predice con gran aproximación el

comportamiento del material obtenido de los ensayos experimentales, cabe destacar este comportamiento ha sido estudiado en trabajos anteriores sobre otros materiales ferrosos y lo que se buscaba era demostrar que dicho modelo es aplicable para conformados en calientes del aluminio a velocidades de deformación constante.

En la figura #32 se muestra la mayor dispersión de todos los ensayos, lo cual se puede atribuir a que estos ensayos fueron realizados a velocidades de deformación muy baja, lo que implica largos intervalos de tiempo de deformación y a la sensibilidad de la máquina y al control de algunas variable y componentes del equipo como pueden ser la fricción y el acoplamiento de horno con la máquina INSTRON, sin embargo esta dispersión es despreciable a la hora de evaluar el modelo en estudio y como se viene trabajando con un sistema nuevo (Horno de calentamientos por radiación), aun se requiere de establecerse mejores condiciones de trabajo.

Quedando demostrado que el modelo predice satisfactoriamente el comportamiento del material ensayado a velocidades de deformación constante.

Si bien es cierto que existen una diversidad de procesos de conformado en caliente, también es cierto que estos no ocurren a velocidades de deformación constante y que este caso no ha sido más que un formalismo aplicado para estudiar a escalas de laboratorio los distintos proceso y comportamiento del aluminio (99.87%) cuando es deformado en caliente.

Cabe la pena preguntarse si los modelos establecidos para la simulación de dichos comportamiento son aplicables a situaciones más reales, al campo industrial o simplemente a simular en laboratorios procesos donde no se controlen las variables y se pueda aportar nuevo avances a los estudios que se han desarrollado en el campo de las propiedades de los materiales en nuestros días.

Además vale la pena mencionar que a medida que un material está siendo conformado la velocidad de deformación va cambiado de acuerdo a la energía que se va acumulando y al número de dislocaciones generadas que en un momento incrementan la dureza del material hasta alcanzar un estado estable donde el número de

dislocaciones producidas es igual al número de dislocaciones aniquiladas.

# CAPITULO 4

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Se concluye lo siguiente:

1. En todas las curvas tanto teóricas como experimentales se alcanza un estado estable de saturación que es propio del aluminio con una pureza del 99.87% deformado en caliente y a velocidad de deformación constante.
2. El modelo utilizado cumple satisfactoriamente con la situación de estado estable.
3. Además todos los ensayos presentan un comportamiento único de restauración dinámica.
4. La sensibilidad de la velocidad de endurecimiento por deformación disminuye a medida que aumenta la temperatura.
5. A bajas temperaturas y altas velocidades de deformación se alcanza un mayor valor de esfuerzo máximo.

6. Existe cierta dispersión en algunos ensayos que es generadas por la sensibilidad del equipo y a las bajas velocidades de deformación.
7. El material utilizado es de gran aplicabilidad para el estudio

**Se recomienda lo siguiente:**

1. A la hora de realizar los ensayos de deformación en caliente, estos deberán efectuarse en el mismo día de manera continua.
2. Equipar el laboratorio de metalurgia física de la Facultad de Mecánica y Ciencias de la Producción con equipos apropiados para realizar ensayo de deformación en caliente tanto en tensión como de compresión, los mismos que serian de gran ayuda para el estudio de nuevos materiales alternativos desarrollados en nuestro País y otorgar a las industrias de materiales un buen servicio de investigación y calidad
3. Realizar estudios de ensayos de termoconformado a velocidad de deformación variable para simular procesos que se acerquen a la realidad.
4. Se debería realizar ensayos para estudiar el efecto del tamaño de grano y las impurezas presentes en el aluminio durante el proceso de termoconfomado.

# BIBLIOGRAFIA


1.- J. M. CABRERA, Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona-España, Octubre, (1995)

2.- J. M. CABRERA, J. J. JONAS y J. M. PRADO, Mat. Science and Technology, vol. 12, pp 579-585, July(1996)

3.- J. M. CABRERA y J. M. PRADO "Modelización por Ordenador de Procesos de Conformado", Departamento de Ciencias de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, ETSEIB – Universidad Politécnica de Cataluña, Av. Diagonal 647, 08028 – Barcelona

4.- J. GIL SEVILLANO "Flow Stress and Work Hardening" en "Materials Science and Technology" Vol. 6

5.- W. ROBERTS "Dynamic Changes that occur during hot working and their significance regarding microstructural development and hot workabilility" en "Deformation, processing and structure" Cap. 4, PP 109-184, Ed G Krauss, ASM(1982)

6.- J.J. JONAS, CM SELLARS, W.J. McG TEGART, “Strenght and structure under hot-working conditions” and “Metallurgical Reviews”, Vol. 14, pp 1-12, (1969)

7.- Y. BERGSTROM, “A dislocation model for the stress - strain behaviour of polycrystalline $\alpha$–Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations”, Materials Science and Engineering, Vol. 5. PP 193-200, (1969-1970)

8.- F KING, “ El Aluminio y sus Propiedades” 1992, Editorial Limusa, S.A. de C. V. Grupo Noriega Editores, PP 205-207

9.- M LAJTIN, “Metalografia y Tratamiento Térmico de los Metales” Capítulo XXIII , Aluminio y sus Aleaciones, PP 397-410

10.- F. KOCKS, Engineering Materials and Technology, Trans. ASME, 98, pp 76-85, (1976)

11.- J. FROST y M. F. ASHBY en “ Deformatión – mechanism maps, cap. 1 – 5, Ed. Pergamon Press, Oxford, (1982)

12.- W. BLUM, “High Temperature deformation and creep of Crystalline Solids” en Materials Science And Technology, vol 6, cap. 8, pp 363-405(1991).