

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

“ESTUDIO DE LA DEFORMACIÓN ACUMULADA SOBRE UN ALUMINIO 6063, DURANTE EL PROCESO ECAE, EN EL COMPORTAMIENTO MACROMECAÁNICO DEL SÓLIDO CONFORMADO”

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Brs. Guillén G., Raúl A.
Méndez B., Eduardo J.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2008

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

“ESTUDIO DE LA DEFORMACIÓN ACUMULADA SOBRE UN ALUMINIO 6063, DURANTE EL PROCESO ECAE, EN EL COMPORTAMIENTO MACROMECAÁNICO DEL SÓLIDO CONFORMADO”

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Crisanto J. Villalobos G.

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Brs. Guillén G., Raúl A.
Méndez B., Eduardo J.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2008

Caracas, Noviembre, 2008.

ACTA

Los abajo firmantes, Miembros del Jurado designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los Bachilleres **Eduardo Méndez** y **Raúl Guillen**, intitulado

“Estudio de la Deformación Acumulada sobre un Aluminio 6063, durante un Proceso ECAE en el Comportamiento Macro Mecánico del Sólido Conformado”

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos en el Plan de Estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico y sin que ello signifique que se hacen solidarios con las ideas expuestas por los autores.



Prof. José Chitty
Jurado




Prof. Crisanto Villalobos
Tutor Académico



Prof. ^{ra} María de los A. Rodríguez
Jurado



Los suscritos, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Central de Venezuela para evaluar el Trabajo Especial de Grado, presentado por los bachilleres **EDUARDO MENDEZ**, Titular de la Cédula de Identidad N° 15.421.449 y **RAUL GUILLEN**, Titular de la Cédula de Identidad N° 16.462.763, intitulado:

“Estudio de la Deformación Acumulada sobre un Aluminio 6063, durante un Proceso ECAE en el Comportamiento Macro Mecánico del Sólido Conformado”

Decidimos otorgarle


MENCIÓN HONORÍFICA

En reconocimiento al esfuerzo realizado y estímulo a la actividad creativa demostrada en el transcurso de la elaboración de este Trabajo Especial de Grado, el cual constituye un aporte importante.

En fe de lo cual, se levanta la presente Acta en la ciudad de Caracas, a los cinco días del mes de noviembre del año dos mil ocho, dejando constancia que de acuerdo a la normativa vigente, actuó como Coordinador del Jurado Examinador, el **Profesor Crisanto Villalobos**.



Prof. José Chitty
Jurado

Prof. Crisanto Villalobos
Tutor - Coordinador



Prof. ^(a) María de los A. Rodríguez
Jurado

Dedicatoria

Con este trabajo especial de grado se da fin a una etapa de gran importancia en mi vida. Una etapa basada principalmente en adquirir los conocimientos necesarios para poder desarrollarme como profesional y tener una vida exitosa. Es por ello que todo el esfuerzo y dedicación empleado en la realización de este trabajo se lo dedico a mi MADRE, que con mucha paciencia me ha brindado todo su apoyo y su cariño para yo poder llegar a la meta y cumplir mi sueño y también el suyo, ser Ingeniero Mecánico. GRACIAS VIEJA.

A mi Tío EPA, por ser clave en mi crecimiento y formación como persona, porque en él encontré esa figura paterna que por cuestiones de la vida no tuve y que gracias a él nunca me hizo falta. PA' ENCIMA TIBURÓN!!.

A mi Abuelo Antonio, porque a pesar de que no se encuentra conmigo físicamente, se que siempre ha estado y estará a mi lado cuidándome.

Raúl Andrés Guillén Guillén.

Dedicatoria

A Dios y a mis Padres, que con dedicación incansable y por encima de las dificultades han lograron brindarme la mejor educación a su alcance y enseñarme con ejemplo a sembrar talentos para cosechar logros, a ellos a quienes debo la vida hoy les dedico el fruto de mi trabajo.

A mis hermanos, que esta experiencia sirva de humilde ejemplo para motivar nuevos retos e inspirar el espíritu de superación que todos tenemos.

A mis Profesores, de quienes he aprendido lo académico, lo humano, lo Ucevista!!!

A mi Universidad Central de Venezuela, más que un Campus Universitario un Campus para la vida, a la obra de Villanueva que tantos sueños ha inspirado y seguirá inspirando por siempre.

A mis amigos y compañeros D.S.F, que hemos sembrado un precedente en la política Universitaria sembrada en los más firmes valores morales, que ante la adversidad y logros nos hemos mantenido firmes a nuestros ideales de democracia, libertad, igualdad y justicia.

A mi novia Kisbeth, con quién comparto más que una relación, una forma de vida y con quien deseo realizar muchos proyectos de vida.

Eduardo José Méndez Bello

Agradecimientos

Con este trabajo especial de grado queremos agradecer a todas aquellas personas que de una u otra forma fueron partícipes de la culminación de este trabajo.

Al Profesor Crisanto Villalobos, nuestro Tutor y principalmente nuestro amigo, en las buenas y malas, en clase y fuera de clase, eres ejemplo para cualquier estudiante, Gracias amigo!!

Al personal de los talleres de nuestra Escuela, Ing. Vizcaya, a los técnicos Joel, Rubén y Araque, por toda la colaboración y asesoría recibida.

Al personal Técnico del CEDEA, Sr. Juan Luis Pereira, Srta. Orlauriz Jiménez y al Br. Carlos Carmona por la atención y diligencia para con el trabajo encargado.

Al Profesor, José la Barbera por su asistencia y asesoría.

Al Ing. Elias a cargo del Lab. CITALA, por cooperar en la preparación de las muestras de laboratorio

A la Profesora Sonia Camero, por su disposición y ayuda oportuna cuando la necesitamos.

Gracias a Todos!!!

Raúl Andrés Guillén Guillén.

Eduardo José Méndez Bello

Guillén G. Raúl A.; Méndez B. Eduardo J.

“ESTUDIO DE LA DEFORMACIÓN ACUMULADA SOBRE UN ALUMINIO 6063, DURANTE EL PROCESO ECAE, EN EL COMPORTAMIENTO MACROMECAÁNICO DEL SÓLIDO CONFORMADO”

Tutor Académico: Prof. Crisanto Villalobos G. Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica, 2008, XXX págs.

Palabras claves: SISTEMA DE EXTRUSIÓN EN CANAL ANGULAR CONSTANTE (ECAE), PROCESO DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA (SDP), ESTRUCTURAS DE GRANO ULTRAFINO (UFG).

Resumen. El conformado volumétrico de alta velocidad y de formas cada vez más complejas exige mejores propiedades mecánicas de los materiales, es por ello que hoy en día están en estudio variedad de procesos orientados a mejorar la ductilidad, la resistencia mecánica, entre otros. Los procesos que logran este objetivo se denominan Procesos de Deformación Severa (*Severe Plastic Deformation, SDP*). El refinamiento de grano es el objetivo de estos procesos, entre ellos la Extrusión en Canal Angular Constante es uno de los más importantes, cuya aplicación industrial es necesaria desarrollar. Es por ello que el objetivo del presente Trabajo Especial de Grado fue poner en funcionamiento un sistema de Extrusión en Canal Angular Constante (ECAE) con configuración de canales a 90° en la cuál se procesó la aleación de Al-6063 T6 con el fin de modificar y obtener estructuras de grano ultrafino (*Ultra Fine Grain, UFG*) y mejorar las propiedades mecánicas del material. Los parámetros experimentales que determinaron los resultados fueron el ángulo de los canales, la fricción, la carga aplicada, tasa de deformación la temperatura del proceso y la velocidad de extrusión. De la experimentación y el análisis de las muestras con diversos métodos se verificó el efecto de la deformación en la modificación de las estructuras de grano y su influencia en el mejoramiento de las propiedades mecánicas. La investigación y desarrollo de ensayos a escala de laboratorio de materiales con refinamiento de estructuras de grano mediante el proceso ECAE es el primero reportado oficialmente en nuestro país, esto abre una puerta en la investigación al desarrollo tecnológico de los materiales, el objetivo a largo plazo es la implementación de este proceso a escala industrial, particularmente en Venezuela, donde existe una gran producción de Aluminio de la serie 6000.

Índice General

Dedicatorias y Agradecimientos	i
Resumen	v
Índice General	vi
Índice de Figuras	x
Índice de Tablas	xii
Abreviaturas y símbolos	xiii
Capítulo I: Introducción	1
Capítulo II: Marco Teórico	4
2.1 Procesos de Deformación Plástica Severa (SDP).	5
2.2 Materiales de grano ultrafino (UFG).	6
2.3 El proceso de Extrusión en Canal Angular Constante (ECAE).	6
2.3.1 Deformaciones acumuladas en el proceso ECAE.	9
2.3.1.1 Influencia de la Tasa de Deformación en el proceso ECAE.	13
2.3.1.2 Influencia de los ángulos de la matriz en el proceso ECAE.	13
2.3.2 Presión de extrusión y esfuerzos generados en el proceso ECAE.	17
2.3.3 Efecto de la fricción en el proceso ECAE	19
2.3.4 Velocidad de extrusión en el proceso ECAE.	24
2.3.5 Efecto de la Temperatura en el Proceso ECAE	26
2.3.6 Desarrollo microestructural en muestras procesadas por ECAE.	28
2.3.6.1 Influencia de las rutas de procesado en la microestructuras desarrolladas	31
2.3.6.2 Propiedades mecánicas de materiales procesados por ECAE	34
2.3.6.3 Efecto del tamaño de la muestra en la microestructura y propiedades mecánicas.	36
2.3.6.4 Superplasticidad en aleaciones procesadas por ECAE	37
2.3.7 Ventajas del proceso ECAE.	40
Capítulo III Metodología de la Investigación	42
3.1 Puesta a punto de la matriz de extrusión ECAE.	43
3.1.1 Verificación y ensamble de todas las partes.	43
3.1.2 Rectificación de la cola de Milano (Adaptabilidad para la Máquina	

de Ensayos Universales Losenhausen).	43
3.1.3 Mejoramiento en el acabado superficial de los canales de extrusión.	44
3.1.4 Alineación de los componentes.	47
3.2 Preparación del material de estudio.	48
3.2.1 Preparación de muestras para Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido (<i>MEB</i>).	48
3.2.2 Preparación para el proceso de extrusión.	49
3.3 Puesta en marcha del proceso ECAE.	49
3.3.1 Preparación y ensamble de las partes.	49
3.3.2 Inicio de la Fase Experimental.	50
3.4 Preparación de la muestra procesada por ECAE.	53
3.4.1 Corte y pulido especular de la muestra.	53
3.4.2 Aplicación de Macro-Ataque Químico.	54
3.5 Estudios de Microscopía.	55
3.5.1 Microscopía Óptica.	55
3.5.2 Estudio en Microscopía Electrónica de Barrido (<i>MEB</i>).	56
3.6 Rediseño del Punzón.	56
3.6.1 Determinación de la falla en el proceso.	57
3.6.2 Consideraciones de diseño.	58
3.6.3 Estudio para el cálculo de la resistencia de la unión roscada.	59
3.6.3.1 Cálculo de los esfuerzos presentes en el punzón.	61
3.6.3.2 Resistencia de los elementos roscados sometidos a carga uniaxial.	62
3.6.4 Fabricación de las partes.	67
3.6.4.1 Mecanizado del Punzón Extrusor.	67
3.6.4.2 Mecanizado de la base de punzón.	68
3.6.4.3 Mecanizado de los canales de extrusión.	69
3.7 Técnica del Intercepto Lineal Medio para la medición del tamaño de grano.	71
 Capítulo IV Análisis de Resultados	 73
4.1 Análisis de los Ensayos ECAE.	74
4.1.1 Consideraciones de Diseño.	74
4.1.1.1 Separación de los canales del cuerpo central de la matriz de extrusión.	74
4.1.1.2 Punzón esclavo en la máquina de ensayos universales Losenhausen y cola de milano.	75
4.1.2 Consideraciones de Construcción.	75
4.1.2.1 Acabado superficial del canal principal de extrusión.	75
4.1.2.2 Mecanizado de la cola de milano.	76
4.2 Caracterización preliminar de las muestras	78
4.2.1 Al 6063 composición química.	78
4.2.1.1 Características y aplicaciones de la aleación 6063.	79
4.2.2 Caracterización de la muestra mediante microscopía óptica.	80
4.2.3 Caracterización de la muestra mediante microscopía electrónica de barrido.	82
4.3 Estudio de la muestra procesada por ECAE.	84

4.3.1 Estudios de Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido	86
4.3.1.1 Zona A.	86
4.3.1.2 Zonas B y C.	88
4.3.1.3 Zona D.	99
4.3.2 Estudio de distribución de durezas Vickers.	100
Anexos	115
Anexo A Plano del cuerpo principal de la matriz	116
Anexo B Cuerpo Secundario de la Matriz	117
Anexo C , Canal Principal	118
Anexo D , Canal Secundario	119
Anexo E , Base de Punzón	120
Anexo F , Punzón extrusor	121
Anexo G , Acabado Superficial del Canal de Salida y Esquina Interior, del Primer Juego de Canales de Extrusión.	122
Anexo H , Muestras de Acero H13 para Ensayo de Electropulido	122
Anexo I , Equipo Utilizado para Ensayo de Electropulido.	123
Anexo J , Colapso del Primer Punzón de Extrusión.	123
Anexo K , Fallas del Primer Juego de Canales Utilizados.	124
Anexo L , Prototipo del Punzón en Madera.	125
Anexo M , Fractura del Punzón en la Fresadora.	125
Anexo N , Tocho de Aluminio. (Nuevo Prototipo).	126
Anexo O , Torneado del Punzón Prototipo.	126
Anexo P , Fresado de la Cabeza del Punzón.	127
Anexo Q , Torneado Final de la Cabeza del Punzón.	127
Anexo R , Prototipo Final del Punzón.	128
Anexo S , Prototipo Final del Conjunto Base-Punzón.	128
Anexo T , Construcción de los Canales de Extrusión.	129
Anexo U , Fresado del Canal de Salida.	129
Anexo V , Canal de Salida.	130
Anexo W , Fresado del Canal de Entrada.	130
Anexo X , Esquina Interior del Canal de Extrusión.	131
Anexo Y , Proceso de Electroerosión de la Esquina Interior del Canal de Extrusión.	131
Anexo Z , Conjunto Base-Punzón Final.	132
Anexo AA , Conjunto Completo Armado de la Matriz de Extrusión en la Máquinade Ensayos Universales Losenhausen.	132

Índice de Figuras

Figura 2.1 Esquema de la extrusión en canal angular constante.	8
Figura 2.2 Cizalladura simple que sufre la muestra al ser procesada (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).	8
Figura 2.3 Esquema de distorsión de un elemento cuadrado por cortadura (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).	9
Figura 2.4 Deformación acumulada variando los ángulos ϕ y Ψ .	14
Figura 2.5 Efecto de la curvatura interior Ψ en las deformaciones que sufre una probeta de aluminio para cuatro ángulos diferentes de ϕ (Eivani & Karimi, 2006).	16
Figura 2.6 Microestructuras del aluminio luego de cuatro pasadas usando matrices ECAE con diferentes ángulos: (a) $\phi = 90^\circ$, (b) $\phi = 112.5^\circ$, (c) $\phi = 135^\circ$, y (d) $\phi = 157.5^\circ$ (Nakashima, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997).	17
Figura 2.7 Presión de Extrusión y esfuerzos del proceso ECAE (Segal V. M., 2004).	18
Figura 3.1 (a) Daño sobre el canal Principal; (b) Daño del punzón.	51
Figura 3.2 Extrusión parcial de Al-6063 T6 en la matriz ECAE.	51
Figura 3.3 Conjunto armado.	52
Figura 3.4 Probeta seccionada y pulida para su estudio.	53
Figura 3.5 Zonas de estudio y dirección de flujo de material.	55
Figura 3.6 (a) simulación 3D de ensamble de sistema ECAE, (b) detalle de juego en cola de milano.	57
Figura 3.7 Esquema del punzón de extrusión (medidas en mm).	64
Figura 3.8 Punzón extrusor.	68
Figura 3.9 Base de Punzón.	69
Figura 3.10 Proceso de mecanizado del canal secundario.	69
Figura 3.11 Canal principal mecanizado solo con fresa.	70
Figura 3.12 Electrodo de cobre instala en la máquina de electroerosión.	71
Figura 3.13 Aplicación de la técnica del intercepto lineal medio.	72

Figura 4.1 Micrografías: (a) Sección Longitudinal, (b) Sección Transversal	80
Figura 4.2 (a) Imagen de la muestra patrón en electrones secundarios, (b) Espectro por EDS	83
Figura 4.3 Esquema de las zonas de estudio.	85
Figura 4.4 Microfotografía sector “A”, (a) Microscopio Óptico y (b) MEB	86
Figura 4.5 Zona de Transformación, (a) Imagen de Microscopia Óptica de la esquina interior de la muestra extruida y (b) Imagen de Microscopia electrónica de la esquina interior de la muestra extruida	88
Figura 4.6 Orientación del plano de corte y distorsión del material	89
Figura 4.7 Plano de deformación en la esquina del canal de extrusión (Zona C)	91
Figura 4.8 Cara externa de la probeta deformada en contacto con el canal de extrusión	91
Figura 4.9 (a)Detalle interior de estructura de grano, (b) y (c) composición de los precipitados	92
Figura 4.10 (a) Zona de Transformación, (b) Fases secundarias deformadas	94
Figura 4.11 Precipitados en la esquina interior	95
Figura 4.12 Zona “D”, sección cercana al extremo de la probeta extruida.	99
Figura 4.13 Diagrama de mediciones de dureza Vickers	100

Índice de Tablas

Tabla 2.1 Efecto de la geometría del canal sobre la deformación acumulada (Signorelli, Gazza, Bolmaro, & Loge, 2003).	11
Tabla 2.2 Diferentes notaciones de las rutas según los autores (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).	32
Tabla 2.3 Deformaciones de cizalladura para las cuatro rutas ECAE durante los cuatro primeros ciclos de extrusión (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).	33
Tabla 3.1 Resultados de las diferentes condiciones de electropulido.	46
Tabla 3.2 Parámetros de elasticidad y rigidez de varios materiales (Shigley & Mischke, 1995).	63
Tabla 3.3 Constantes de diseño.	65
Tabla 4.1 Composición química del Al-6063 (La Barbera & Perez, 2001)	78
Tabla 4.2 Comparación entre un Al-6063 recocido (T0) y con Tratamiento Térmico T6	79
Tabla 4.3 Tabla comparativa de dureza experimental y reportada en la literatura	81
Tabla 4.4 Análisis semi-cuantitativo elemental de la matriz.	84
Tabla 4.5 Porcentaje (%) en Peso de los elementos presentes en diferentes puntos de la esquina interior	96
Tabla 4.6 Distribución de durezas a lo largo de la ruta de extrusión	100

Abreviaturas y Símbolos

γ	Deformación por cortadura
ε	Deformación
$\dot{\varepsilon}$	Tasa de deformación
ε_N	Deformación total acumulada
η	Ángulo entre las paredes de la matriz y líneas de deslizamiento
η_t	Factor de seguridad para tornillos
k	Esfuerzo de fluencia a corte puro
ν	Módulo de Poisson
σ_d	Esfuerzo de distorsión
σ_e	Tensión efectiva o tensión de Von Mises
σ_h	Esfuerzo hidrostático
σ_n	Esfuerzo normal máximo
$\zeta_{m\acute{a}x}$	Deflexión máxima
τ	Esfuerzo cortante (fricción)
v	Coefficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación
ϕ	Ángulo entre canales
Ψ	Curvatura interior
a	Espesor de la probeta
A	Área transversal del punzón
A_c	Área de contacto entre la probeta y la pared del canal
A_D	Área del diámetro mayor del tornillo
A_t	Área transversal de la probeta
A_T	Área de esfuerzo a tensión aplicada sobre el tornillo
b	Espesor de pared
C	Constante de condiciones de extremos
C_T	Fracción de la carga externa
d	Diámetro del tornillo

D	Tamaño de grano
D_o	Tamaño inicial de grano
E	Módulo de elasticidad
E_T	Módulo de elasticidad del material del tornillo
ECAE	Extrusión en Canal Angular Constante
F	Fuerza máxima
F_i	Precarga en el perno
F_n	Fuerza de tensión aplicada sobre el tornillo
F_o	Fuerza por unidad de longitud ejercida en la pared
$hagb$	Límites de grano de alto ángulo
H_o	Constante intrínseca del material
H_V	Dureza Vickers
I	Momento de inercia
K_b	Rigidez del tornillo
K_m	Rigidez de los elementos unidos
l	Longitud del punzón
L	Longitud de contacto entre la probeta y la pared del canal de entrada
L'	Longitud de la zona crítica del canal
l_D	Longitud de la parte sin rosca en agarre del tornillo
l_T	Longitud de la parte roscada de agarre del tornillo
L_T	Longitud roscada del tornillo
$lagb$	Límites de grano de bajo ángulo
$(l/r)_Q$	Relación de esbeltez
$(l/r)_l$	Relación de esbeltez específica
m	Coefficiente plástico de fricción
N	Número de tornillos
n_s	Coefficiente de seguridad
n_d	Factor de diseño
P	Presión del punzón
$P_{ext. máx}$	Presión máxima de extrusión

r	Radio de giro
SAED	Difracción Electrónica de Área Selecta
SDP	Deformación Plástica Severa
S_y	Tensión de fluencia del material a compresión
S_p	Resistencia mínima de prueba del tornillo
T	Torque requerido para el apriete de los tornillos
T_m	Temperatura absoluta de fusión
TEM	Microscopía Electrónica de Transmisión
UFG	Granos Ultrafinos
U_d	Energía de distorsión
U_h	Energía hidroestática
U_T	Energía de deformación total
V	Velocidad de extrusión

1 Capítulo I

Introducción

En la actualidad la creciente demanda de bienes y servicios exige a los fabricantes una alta velocidad de producción para satisfacer las mismas. Particularmente en el área de los metales y sus aleaciones son bien conocidas las ventajas que presenta el conformado volumétrico como proceso de fabricación, ante otras prácticas de producción de bienes de consumo. El conformado es la alternativa más efectiva tomando como principal parámetro el tiempo de producción. Debido a que el proceso de conformado implica grandes y violentas deformaciones en el material, no todas las aleaciones metálicas pueden ser trabajadas bajo esta técnica. En consecuencia se adoptan otros métodos de fabricación como el mecanizado, uniones soldadas y fundición que son procesos mucho más lentos y por ende mucho más costosos pero que nos permiten obtener un producto fabricado en una amplia variedad de materiales y formatos.

Considerando al proceso de conformado como el más efectivo en cuanto a velocidad de fabricación y rentabilidad, y tomando en cuenta lo antes descrito, se puede precisar que la limitante principal en este proceso, en cuanto a la geometría del sólido, es la incapacidad del material de experimentar grandes deformaciones sin que llegue al colapso. De aquí la importancia del estudio y mejoramiento de las microestructuras de dichos materiales.

Existe una estrecha relación entre la eficiencia mecánica del proceso de fabricación y la respuesta de endurecimiento por deformación del sólido, así como su resistencia mecánica la cual dificulta la obtención de geometrías complejas, quedando limitado estos procesos de alta rentabilidad, a la producción de formas de geometrías simples y en muchos casos a piezas de sección transversal constante. Esta limitante está condicionada fundamentalmente por la respuesta macromecánica del sólido como consecuencia directa de la microestructura desarrollada durante su procesamiento. Es por ello, que en los últimos años los avances tecnológicos en las industrias de producción de bienes de consumo masivo, se han enfocado al diseño tanto de aleaciones funcionales capaces de dar respuestas más apropiadas ante las solicitudes

de procesamiento, como el diseño de tratamientos termomecánicos que impliquen el desarrollo de microestructuras que deriven en un mejor comportamiento del material y mejore la calidad del producto.

El Objetivo de esta investigación se basa en comparar la modificación de la estructura de grano debido a la gran deformación acumulada y en consecuencia las propiedades mecánicas de muestras sometidas a un proceso ECAE, esperando un refinamiento de grano suficiente para alcanzar los valores submicrometricos para garantizar un comportamiento superplástico.

La implementación de materiales procesados por ECAE previos al conformado que aplican en el sector industrial, que mayormente requieren procesos en caliente, resultarían beneficiados en los costos de producción porque la energía invertida en forma de calor y potencia para el conformado disminuirían además de la inclusión de diseños complejos que hoy en día requieren de condiciones especiales para ser realizados.

Mayormente los procesos de conformado volumétrico requieren de un consumo muy elevado de energía en términos de calor y potencia mecánica. Mediante la implementación de materiales previamente procesados por ECAE, este sector industrial se vería beneficiado debido a la condición de superplaticidad de los materiales. Estos podrían ser trabajados a temperatura ambiente y con aplicación de cargas menores, lo que conduce a una notable reducción en el consumo energético y por ende aumenta la rentabilidad del proceso.

2 Capítulo II Marco Teórico

2.1 Procesos de Deformación Plástica Severa (SDP).

En general los procesos de conformado por deformación plástica se pueden dividir dentro de las siguientes categorías: compresión directa (forja, laminación), compresión indirecta (extrusión, estirado), tracción (embutición, estirado de chapa), doblado (embutición, doblado de chapa) y cizalla (troquelado) (Olejnik & Rosochowski, 2005). Cabe destacar que todos estos procesos de deformación plástica producen una alteración significativa de las dimensiones del material.

Todos los procesos de Deformación Plástica Severa (SPD) son de un gran interés puesto que implican una mejora de las propiedades mecánicas, mediante la obtención de una microestructura con grano cristalino ultrafino, el cual podría tener cierta estabilidad cuando es sometido a tratamientos térmicos a distintas temperaturas.

El proceso estudiado en este proyecto se puede considerar como una variante del proceso de extrusión. Donde el material se hace pasar por matrices especiales con entradas y salidas de la misma sección que la del perfil que se quiere obtener. Cabe decir que la extrusión sólo se puede aplicar a ciertas aleaciones dúctiles, que posteriormente reciben tratamientos térmicos para conseguir una resistencia adecuada y estabilidad microestructural.

2.2 Materiales de grano ultrafino (UFG).

Se han denominado a materiales policristalinos con tamaño de grano inferior a 1 μm como: *materiales con grano ultrafino*, UFG (Valiev, Korznikov, & Mulyukov, 1993) (En inglés *Ultra-fine grain*), y esta denominación se subdivide a su vez en materiales submicrométricos (100 a 1.000 nm) y materiales nanométricos (inferiores a 100 nm) (Suryanarayana, 1995) (Gleiter, 1995)

Dentro de los aspectos relevantes que hacen tan atractivos a este tipo de materiales se cuenta la obtención de propiedades excepcionales como la combinación de alta resistencia y alta ductilidad. Esta mejora simultánea es responsable también de la marcada mejora de resistencia a la fatiga y tenacidad a la fractura. Además, se potencian propiedades poco comunes como la posibilidad de presentar comportamiento superplástico a temperaturas relativamente bajas y altas velocidades de deformación, característica importante si nos referimos a la oportunidad de obtener piezas de forma compleja a una alta velocidad, optimizando procesos de conformado (Valiev R. Z., Plastic Deformation of Alloys with Submicro-Grained Structure, 1991) (Tsenev, Valiev, & Kussev, 1997)

2.3 El proceso de Extrusión en Canal Angular Constante (ECAE).

La Extrusión en Canal Angular Constante (ECAE) es un método de deformación plástica severa para el refinamiento microestructural, los principios generales de este proceso se muestran en la Fig. 2.1. La extrusión en canal angular consiste en hacer pasar una probeta de material policristalino a través de un dado o matriz especial, que contiene dos canales de igual sección transversal que se interceptan en un ángulo. Es así como un tocho, de sección circular, rectangular o cuadrada, bien lubricado se introduce en el canal de entrada y se presiona con un émbolo actuador o punzón que

lo extruye al canal de salida, por medio de la aplicación de una carga que dependerá de las características mecánicas del material.

Bajo estas condiciones, el material se moverá a través del primer canal como una barra rígida, hasta que el material alcance el plano de intersección de los dos canales (Fig. 2.1 y 2.2), donde el material se deforma plásticamente por cizalladura simple. La deformación se concentra en una capa, más o menos delgada en un plano coincidente con el de intersección de los dos canales en ángulo (Segal, Reznikoy, Drobyshevskiy, & Kopylov, 1981). Como la extrusión se produce capa a capa, todo el material estará sujeto a una deformación uniforme salvo en los extremos de la probeta (Segal V. M., Proc. First international conference on processing materials for properties., 1993). Puesto que la sección transversal del material permanece aproximadamente constante después de cada extrusión, no existe un límite geométrico al número de pasadas necesarias para que el material alcance una determinada deformación total. Por otra parte, por rotación de la muestra entre extrusiones consecutivas, se modifican los planos y direcciones de cizalladura, con lo que se pueden desarrollar microestructuras diferentes y texturas muy variadas en el mismo material (Furukawa, Iwahashi, & Horita, The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing.).

Como ya se ha comentado la matriz ECAE contiene dos canales iguales en sección que interceptan en un determinado ángulo en el centro de la matriz. Las muestras o probetas son mecanizadas para poder ser introducidas dentro de dichos canales con las tolerancias más exactas posibles, donde dichas probetas son presionadas mediante un punzón. La deformación que sufre la probeta cuando fluye a través de la matriz se representa en la Fig.2.2, de esta manera lo que se origina es una cizalladura simple en el plano de corte entre los dos segmentos adyacentes, los cuales se han denominado “1” y “2”, en la Fig. 2.2. De manera que se pueden definir tres planos dentro de la probeta en el momento de salir de la matriz, como se indica en la Fig. 2.1, donde el plano “x” es perpendicular al eje longitudinal de la muestra y los planos “y” y “z” son paralelos al eje longitudinal.

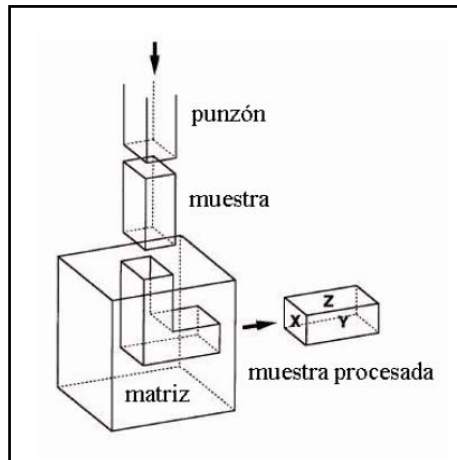


Figura 2.1 Esquema de la extrusión en canal angular constante.

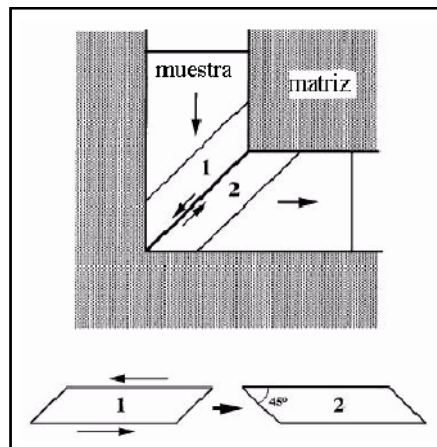


Figura 2.2 Cizalladura simple que sufre la muestra al ser procesada (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).

Una característica distintiva de este proceso es su carácter discontinuo, donde la pieza es insertada y reinsertada en el canal. Lo que permite acumular grandes deformaciones, así como también diseñar el camino de deformación a través de rotaciones entre pasajes, dando como resultado otra de las particularidades de esta técnica, que es la de producir materiales con líneas de flujo u orientaciones preferenciales, no típicas (Turner, Signorelli, Bolmaro, Vieira, & Ferrante, 2004).

2.3.1 Deformaciones acumuladas en el proceso ECAE.

Segal en sus investigaciones, parte con la premisa que para probetas de un material elasto-plástico y suficientemente largo, al ser extruido entre dos canales de sección transversal constante y en ausencia de fricción, se producirá en el material cortadura pura (Segal, Reznikoy, Drobyshvskiy, & Kopylov, 1981), produciéndose en él, un flujo plástico estacionario y concentrando en el plano de intersección (Segal V. M., Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation., 1999). De acuerdo con la Fig. 2.3 puede demostrarse que la deformación por cortadura es igual a (Iwahashi, Wang, Horita, & Nemoto, 1996)

$$\gamma = 2 \cot(\phi / 2) \quad (\text{Ec. 2.1})$$

donde, γ es la deformación por corte debido al ángulo de inclinación de un elemento del material distorsionado respecto al elemento sin deformar y, $\phi/2$ es la dirección del plano de intersección entre los canales de extrusión ϕ .

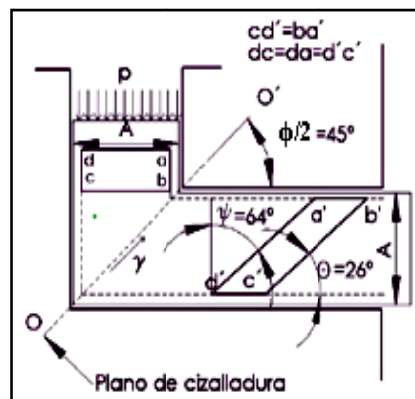


Figura 2.3 Esquema de distorsión de un elemento cuadrado por cortadura (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).

A partir del análisis de deformación de Segal por cortadura simple en un plano Ec. 2.1, Humphreys (Humphreys, Prangnell, & Bowen, 1999) deriva una expresión que define el tamaño de grano D , en función del tamaño del grano inicial D_0 , y la deformación por corte acumulada γ , en el proceso ECAE, considerando la distorsión de los granos iniciales y el consiguiente afinamiento geométrico de grano según la ecuación:

$$D = \frac{D_0}{\sqrt{1+\gamma^2}} \quad (\text{Ec. 2.2})$$

La deformación efectiva por pasada, de acuerdo con el criterio de Von Mises es (Bowen, Gholinia, Roberts, & Prang, 2000):

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot(\phi/2) \quad (\text{Ec. 2.3})$$

Si estudiamos con detalle la expresión 2.3, podemos decir que la deformación efectiva esta determinada exclusivamente por la geometría del la matriz de extrusión, donde el factor determinante es en ángulo de intersección entre los canales. Por ello es posible deducir que cuanto más agudo es el ángulo entre los canales, mayor será la deformación producida. Sin embargo en la práctica para ángulos menores de 90° se produce una zona muerta en la esquina del canal, que ocurre incluso bajo condiciones de no fricción. Esto nos lleva a que la deformación máxima tiene un valor de $\varepsilon=1,15$ cuando el ángulo de intersección es de 90° , y la mínima deformación experimentada ocurre $\varepsilon=0,31$ y corresponde con un ángulo entre canales de 150° .

Recientemente, Iwahashi et al. (Iwahashi, Wang, Horita, & Nemoto, 1996) Plantea una expresión tomando en cuenta la curvatura interior ψ y ángulo entre canales ϕ En este análisis se asume un corte homogéneo producido en la zona de deformación, debido a que no se consideran los efectos de la fricción entre la muestra y el canal.

La Ec. 2.4 indica la deformación efectiva acumulada durante cada paso influenciado por los ángulos, ψ y ϕ :

$$\varepsilon = \frac{2 \cot\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right) + \psi \csc\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \quad (\text{Ec. 2.4})$$

Como se muestra en la Tabla 2.1, cuando $\psi = 0^\circ$ se presenta la situación que la deformación acumulada es máxima para cualquier valor dado del ángulo del canal ϕ .

Debido a que obtenemos máxima deformación para un ángulo de canal de $\phi = 90^\circ$ y ángulo de curvatura interior $\psi = 0^\circ$, si queremos someter a la muestra a una mayor deformación de la que se puede obtener con un determinado ángulo ϕ , implica la necesidad de un mayor número de pasos a fin de obtener un valor dado de deformación (Signorelli, Gazza, Bolmaro, & Loge, 2003).

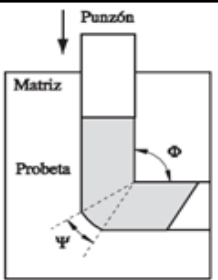
ángulo de canal ϕ	curvatura exterior ψ	deformación acumulada	
90°	0°	1.115	
105°	90°	0.907	
	0°	0.886	
120°	75°	0.755	
	0°	0.667	
135°	60°	0.605	
	0°	0.478	
	45°	0.453	

Tabla 2.1 Efecto de la geometría del canal sobre la deformación acumulada (Signorelli, Gazza, Bolmaro, & Loge, 2003).

Se puede demostrar desde principios básicos que la deformación total acumulada debido a extrusiones repetidas que, ε_N se calcula de la siguiente forma (Iwahashi, Wang, Horita, & Nemoto, 1996):

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right) + \psi \csc\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right) \right] \quad (\text{Ec. 2.5})$$

Donde N , es el número total de pasadas a través de la matriz. Experimentalmente, se han usado matrices de plexiglass, que confirman la validez de la Ec. 2.5; excepto en los lugares inmediatamente adyacentes a las paredes de la matriz donde la deformación no es homogénea debido a los efectos originados por las fuerzas de fricción. También se le ha otorgado la validez a la Ec. 2.5 mediante simulaciones mediante modelización por elementos finitos exceptuando en las zonas cercanas a filos de la muestra.

La Ec. 2.4, es utilizada como punto de partida para definir la cantidad de pasos necesarios a fin de obtener la deformación acumulada deseada. Idealmente la situación más eficiente es $\varphi = 90^\circ$ y $\psi = 0^\circ$ sin embargo la utilización de una curvatura interior ψ por muy pequeño puede derivar en una concentración excesiva de tensión o en la aparición de zona muerta de deformación.

Mediciones posteriores, realizadas por Wu y Baker (Wu & Baker, 1997) basadas en viscoplasticidad, revelan que la deformación por corte en procesos simples o por múltiples pasadas es muy próxima a la derivada por Iwahashi (Iwahashi, Wang, Horita, & Nemoto, 1996) en la parte central de la muestra. Sin embargo, las regiones adyacentes a la pared del canal presentan una deformación menor, debido a los efectos del roce con las paredes del canal. La incorporación de los efectos de borde y fricción en la distribución de la deformación de corte han sido estudiados por Pragnell (Pragnell, Harris, & Roberts, 1997), en el caso del aluminio en un canal simple. DeLo y Semiatin (DeLo & Semiatin, 1999) muestran que la aparición de deformación no homogénea puede ser reducida, permitiendo que la parte inferior del canal sea móvil lo cual es ilustrado claramente por Segal (Segal, Goforth, & Hartwyg, 1995). Lo que ocurre realmente con respecto a la deformación del material cuando se varían estos ángulos, se muestra posteriormente a través de estudios realizados.

2.3.1.1 Influencia de la Tasa de Deformación en el proceso ECAE.

Para describir el comportamiento del material durante el proceso ECAE es necesario determinar la influencia de la Tasa de Deformación. Segal (Segal V. M., 2004) mostró la tasa de deformación efectiva para una probeta de grosor a , procesada mediante una matriz con el ángulo de intercepción φ y con una velocidad de extrusión V , es:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2 \cdot V \cdot \cos(\varphi/2)}{a} \quad (\text{Ec. 2.6})$$

Así mismo, Kim (Kim, 2002) mostró que la Ec. 2.7 para la tasa de deformación está en acuerdo razonable con los resultados obtenidos mediante el método de elementos finitos. La tasa de deformación ε durante el ECAE se incrementa con la velocidad del punzón V , y disminuye con el ángulo del canal de la matriz φ , la curvatura interior de la matriz Ψ , y el ancho de la pieza de trabajo a .

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\varphi + \psi}{2} \right) + \csc \left(\frac{\varphi + \psi}{2} \right) \right] \frac{\sqrt{2V}}{a} \quad (\text{Ec. 2.7})$$

2.3.1.2 Influencia de los ángulos de la matriz en el proceso ECAE.

Estudios realizados por Segal (Segal V. M., Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation., 1999) demostraron que a deformación acumulada después de N pasadas para una matriz de $\varphi=90^\circ$ y $\Psi=0^\circ$ se expresa como:

$$\varepsilon = \frac{2N}{\sqrt{3}} \cot \varphi \quad (\text{Ec. 2.8})$$

Posteriormente Iwahashi (Iwahashi, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997) incorporó el ángulo Ψ a su análisis y mostró que la expresión de la deformación acumulada para N número de pasadas es:

$$\varepsilon = \frac{2N}{\sqrt{3}} \left(\cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \csc \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right) \quad (\text{Ec. 2.9})$$

Si en la ecuación 2.9 ingresamos $\varphi=90^\circ$ y $\Psi=0^\circ$, esta expresión se reduce a la ecuación 2.8.

Nakashima et al. (Nakashima, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997), experimentó con la ecuación 2.9 para variedad de ángulos φ , Ψ y con $N=1$, así mismo graficó los resultados según se muestra en la figura.

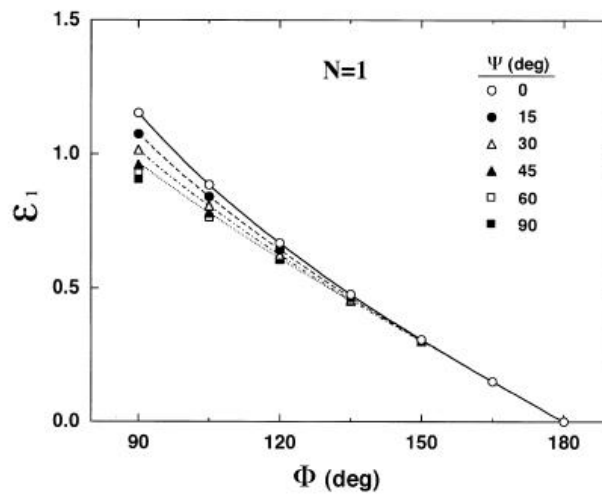


Figura 2.4 Deformación acumulada variando los ángulos φ y Ψ .

Se puede apreciar en la Figura 2.4, que para un ángulo de matriz de 90° se obtienen deformaciones acumuladas que se aproximan a $\varepsilon=1$. Así mismo para una matriz de 135° se obtiene un valor de $\varepsilon=0,5$ de esta forma si quisiéramos obtener una deformación acumulada de $\varepsilon=1$ con una matriz de 135° , tendríamos que pasarla una segunda vez a través del canal. El uso de las ecuaciones 2.8 y 2.9 para determinar la deformación acumulada dada la geometría del canal nos llevan

efectivamente a resultados matemáticamente equivalentes, sin embargo los experimentos realizados por Nakashima et al. (Nakashima, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997), demuestra que para iguales valores de deformación usando canales de extrusión con variedad de ángulos φ , se obtienen microestructuras notablemente diferentes

Según Segal (Segal V. M., 2004) para obtener una cizalladura intensa en el material procesado, el ángulo de la matriz φ debe ser suficientemente pequeño, sin embargo, para un $\varphi < 90^\circ$ se genera una zona muerta del material en la curvatura interior, donde se interceptan ambos canales por las condiciones de baja fricción. Los canales con esquinas redondeadas, y con una pequeña curvatura interior Ψ , mejoran la lubricación de la pared en el fondo de la matriz y de forma ligera reduce la presión del punzón, pero produce resultados significativos como baja deformación y no uniformidad durante las pasadas.

Una configuración de esquina redondeada produce problemas en los extremos de la probeta, ya que la forma curvada del canal no es extruible en el extremo posterior de la probeta, por ello es necesario cortar este extremo antes de realizar una nueva extrusión. Esto hace que sea necesaria una matriz de mayor longitud de canal y muestras de mayor longitud.

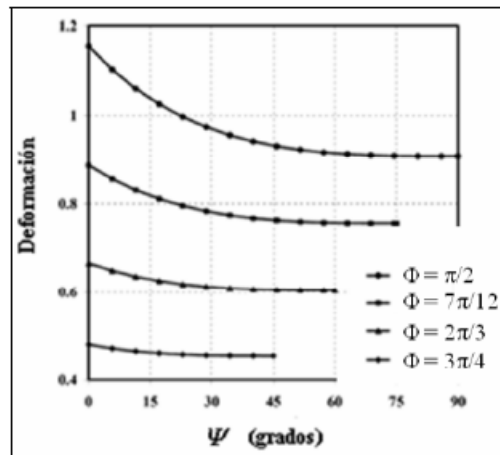


Figura 2.5 Efecto de la curvatura interior Ψ en las deformaciones que sufre una probeta de aluminio para cuatro ángulos diferentes de φ (Eivani & Karimi, 2006).

En cuanto a la deformación acumulada en el proceso, en canales con ángulo de curvatura Ψ mayores a cero, la zona de deformación por cortadura aumenta haciendo que la zona de deformación sea más heterogénea, y al mismo tiempo produciendo menor deformación en la curvatura externa.

Así mismo, una esquina redondeada cambia la configuración de la probeta y produce un difícil uso de matrices con paredes móviles y complicaciones a la hora de su extracción. También, es posible alcanzar una gran deformación plástica en una muestra, presionándola varias veces a través de una matriz que tenga altos valores de φ , sin embargo según Nakashima (Nakashima, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997), este procedimiento es imposible para la obtención de estructuras de grano ultrafino.

Una estructura de grano ultrafino, con límites de grano de alto ángulo (hagb) puede obtenerse sin mayor esfuerzo, imponiendo una intensa deformación plástica sobre la muestra en cada pasada, a través de una matriz con un φ cercano a 90° (Fig. 2.6). Además se demuestra que bajo condiciones óptimas, presionando las muestras en cuatro pasadas a través de una matriz de $\varphi = 90^\circ$, se producen granos equiaxiales homogéneos con tamaños cercanos a $\sim 1\mu\text{m}$. Esta condición no se puede alcanzar,

luego de las cuatro pasadas, con matrices con valores más grandes de φ (Nakashima, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997).

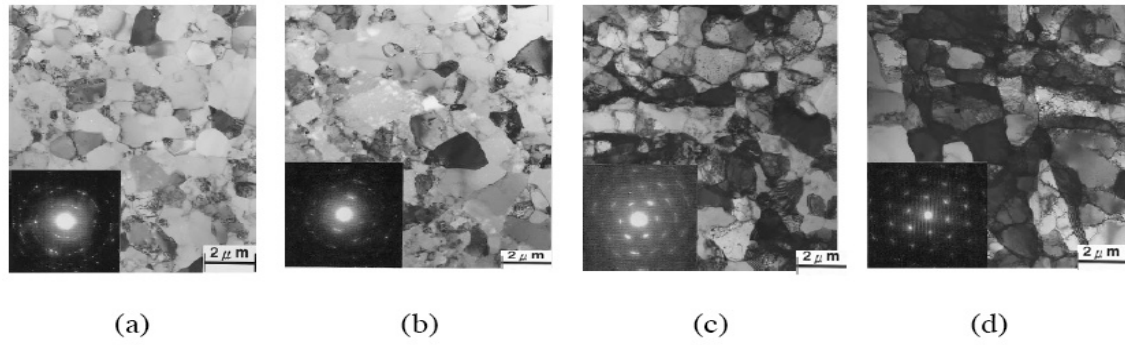


Figura 2.6 Microestructuras del aluminio luego de cuatro pasadas usando matrices ECAE con diferentes ángulos: (a) $\varphi = 90^\circ$, (b) $\varphi = 112.5^\circ$, (c) $\varphi = 135^\circ$, y (d) $\varphi = 157.5^\circ$ (Nakashima, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997).

La figura 2.6 muestra una comparación entre probetas de aluminio procesadas cuatro veces y en configuraciones de ángulos de matriz diferentes, las imágenes de Microscopía Electrónica de Transmisión (MET) y Disfracción de Electrones de Área Selecta (SAED)

2.3.2 Presión de extrusión y esfuerzos generados en el proceso ECAE.

La presión ejercida por el punzón sobre la muestra durante el proceso ECAE, depende principalmente del comportamiento del flujo del material, diseño de la matriz, la fricción y geometría de la probeta.

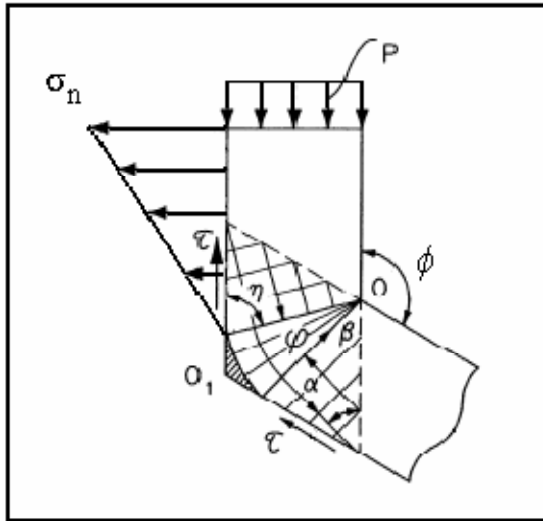


Figura 2.7 Presión de Extrusión y esfuerzos del proceso ECAE (Segal V. M., 2004).

Segal, a través de la aplicación de la teoría del campo de las líneas de deslizamiento, demuestra que para un mismo valor de fricción τ en ambos canales de extrusión, la presión P ejercida por el punzón es:

$$p = 2k \left[\cot(\eta) + 2 \left(\eta - \frac{\phi}{2} \right) \right] + \frac{\tau}{\sin \eta (\sin \eta + \cos \eta)} + \frac{\tau A_c}{A_t} \quad (\text{Ec. 2.10})$$

Donde,

$$\eta = \frac{\pi - \text{Arc cos}(\tau / k)}{2} \quad (\text{Ec. 2.11})$$

$$\tau = m.k \quad (0 \leq m \leq 1) \quad (\text{Ec. 2.12})$$

K es el esfuerzo de fluencia en corte puro del material, η es un ángulo entre las paredes de la matriz y las líneas de deslizamiento, A_c es el área de contacto entre la probeta y las paredes del canal, A_t área transversal de la probeta y m es el coeficiente plástico de fricción.

2.3.3 Efecto de la fricción en el proceso ECAE

Una de las condiciones más importantes a tomar en cuenta en el proceso ECAE es la fricción. Esta afecta la uniformidad de la deformación, la distribución de deformaciones y el desenvolvimiento de la carga. Se sabe que las condiciones de fricción en los canales de entrada y salida son distintas, siendo difícil proporcionar una baja fricción a este último ya que estará sometido a una alta presión normal y a la baja acción del lubricante gracias a su consumo en el canal de entrada.

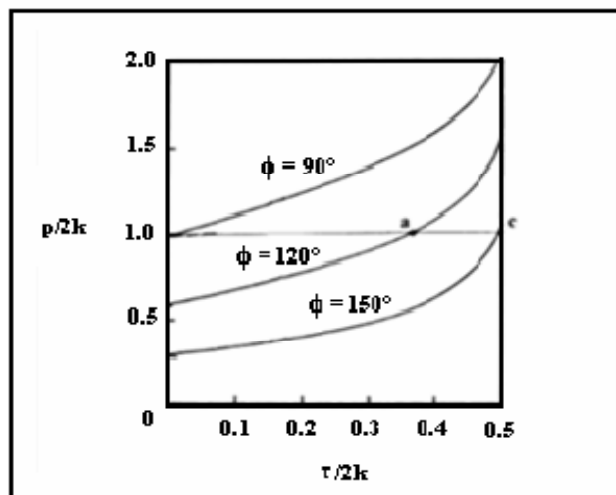


Figura 2.8 Efecto de la fricción en contacto con las paredes ($\tau/2k$) por la presión ($p/2k$), para una misma fricción en los canales de diferentes ángulos de herramientas $\phi = 90^\circ$, 120° y 150° (Segal V. M., 2003).

Trabajos como el de Novara (Novara, Severino, Fernández, & Turner, 2005), a través del modelado con elementos finitos, estudia la influencia combinada del ángulo de la esquina externa y el roce entre la muestra de material y la matriz en la inhomogeneidad de la deformación en cada paso de ECAE.

Este factor depende fundamentalmente de la geometría de la zona de deformación plástica y de la distribución de la velocidad de deformación.

Las hipótesis comunes de los estudios analíticos para alcanzar homogeneidad en la distribución de deformación por corte simple en el plano de intersección de los canales son: llenado completo del canal con un material perfectamente plástico y un coeficiente de fricción nulo. Novara en sus análisis obtiene un llenado defectuoso del canal y la zona donde se produce la deformación plástica tiende a ensancharse y a perder simetría respecto al plano de intersección. Además en la figura 2.9 se muestra la velocidad de deformación plástica máxima en el plano principal para tres pasadas de ECAE para los casos de un ángulo externo entre 0° y 60° sin considerar los efectos de fricción y luego mostrando los efectos de la misma.

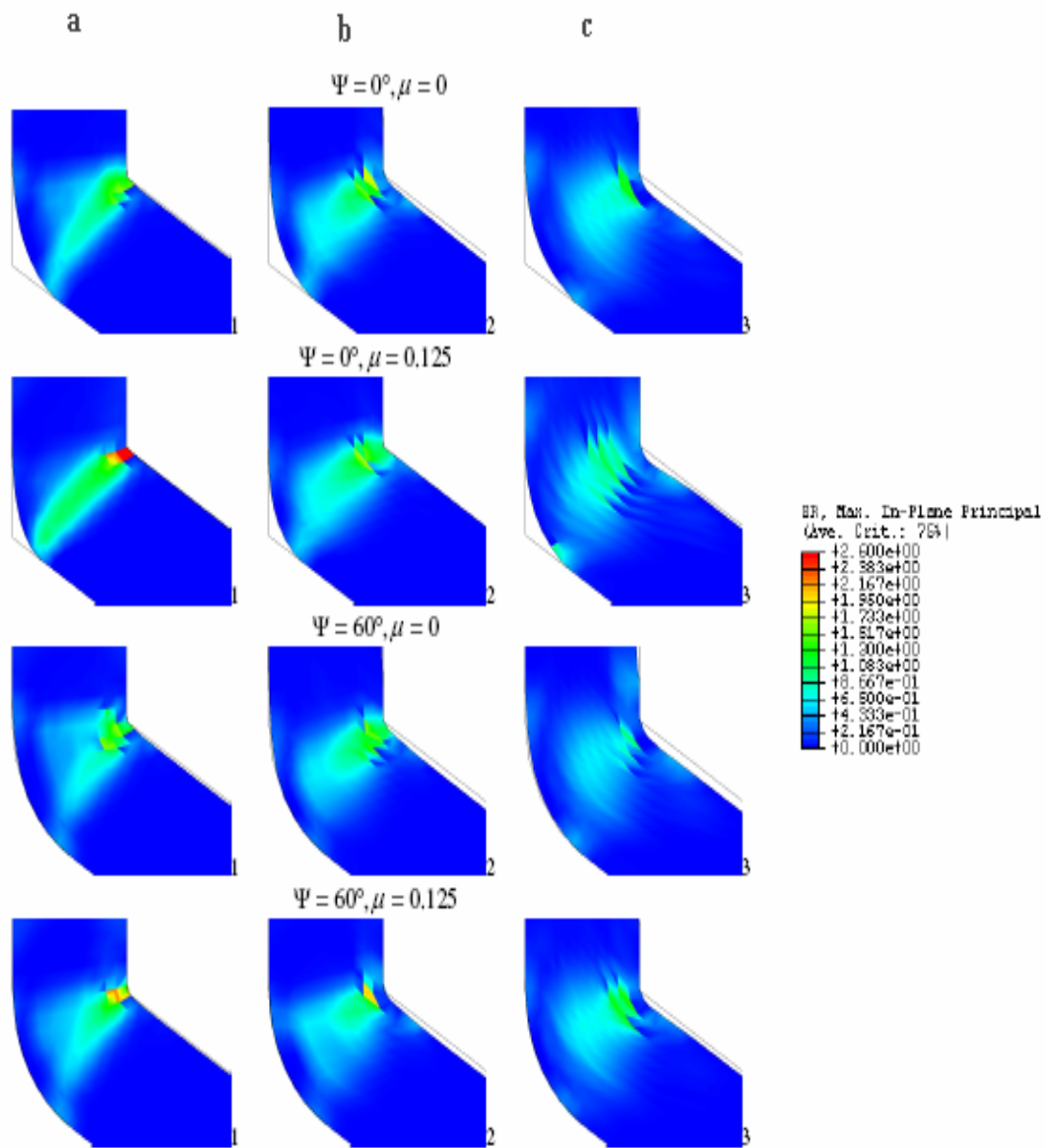


Figura 2.9 Comparación de los campos de velocidad de deformación máxima en el plano principal (ER), en la zona de deformación plástica, para los casos mencionados en las figuras a, b y c indica el número de pasadas (Novara, Severino, Fernández, & Turner, 2005).

En la Fig. 2.9, se muestra:

a) Casos sin rozamiento:

- A medida que Ψ aumenta, la zona de deformación plástica (ZDP) es más amplia y más cercana a los extremos del radio que define la esquina interior.
- Para el caso $\Psi = 0^\circ$, al aparecer un hueco en la esquina interior del canal, el material se comporta como si Ψ fuera diferente de 0° , definiendo el material un ángulo Ψ efectivo, en el cual se desplaza el plano de corte.
- Para $\Psi = 60^\circ$, al no existir una superficie libre en el material generada por el hueco de la curvatura interna, el mismo se apoya sobre el canal, distribuyendo los esfuerzos, obteniendo zonas simétricas, extensas, y de baja intensidad.

b) Casos con rozamiento:

- Si no existe hueco en la esquina interior, la forma de ZDP, no es afectada significativamente.
- Si hay superficie libre (caso $\Psi = 0^\circ$), disminuye el hueco o el Ψ efectivo, incrementando aún más la asimetría del campo de velocidad de deformación.
- La velocidad de deformación siempre es mayor en la esquina interior, respecto al mismo caso pero sin rozamiento.

Shang et al (Shang, Moon, & Park, 2002) tienen una estimación aproximada de las consecuencias que trae la fricción cuando son procesadas muestras de aleaciones de aluminio, consideran que la fricción entre el material de trabajo y la matriz tiene una

conducta muy similar a la presentada por Novara (Novara, Severino, Fernández, & Turner, 2005). Otros investigadores como Eivani (Eivani & Karimi, 2006), apoyan el efecto descrito por Shang y Novara de la fricción en el proceso ECAE. Eivani establece un nuevo parámetro, el coeficiente de roce crítico que depende directamente del ángulo externo de la matriz. Establece que si el coeficiente de roce existente entre el material y las paredes de la matriz es mayor que el coeficiente de roce crítico, se formara una zona de deformación muerta que trae como consecuencia la disminución la deformación total que sufre el material, como se muestra en la figura 2.10.

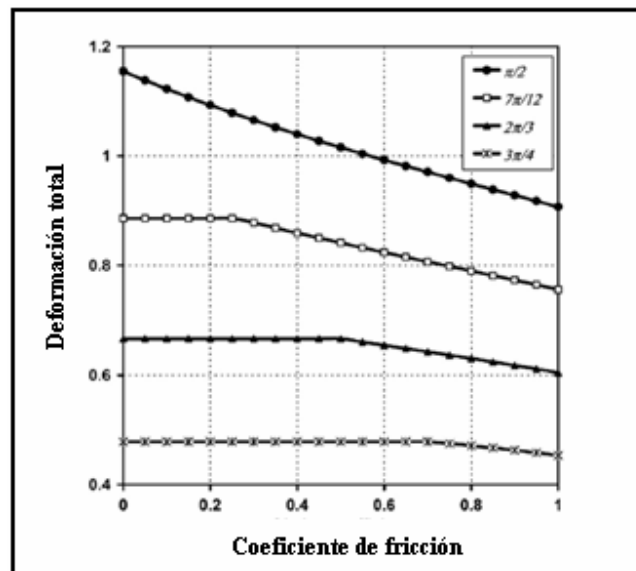


Figura 2.10 Efecto sobre la deformación total del material, debido a diferentes condiciones de fricción para distintos ángulos del canal (Eivani & Karimi, 2006).

Otro grupo de investigadores como Shubo Xu et al (Shubo, Guoqun, Xinwu, & Cuo Cheng, 2007), llegan a resultados muy similares a los obtenidos por Eivani y Shang, con la diferencia de que se incluye la influencia de la fricción en la presión necesaria para extruir la pieza de trabajo. Este estudio presenta que a medida que aumenta el coeficiente de fricción, aumenta a su vez la presión máxima del punzón, como se muestra en la figura 2.11. Y concluye que la influencia de la

fricción en la distribución de la deformación de la muestra, es relativamente baja comparada con su influencia sobre la carga ejercida por el punzón. Por lo tanto, en función de disminuir la carga del punzón y aumentar la vida útil de la matriz ECAE, se tiene que la fricción es un factor desfavorable para el proceso de extrusión y que el canal de la matriz debe estar debidamente lubricado.

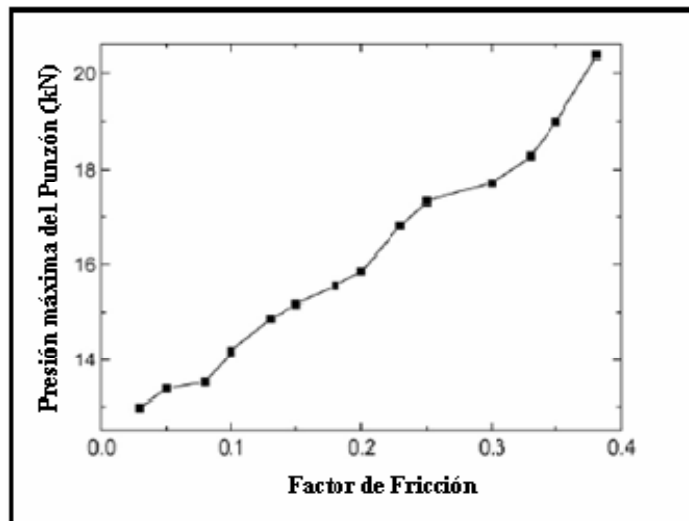


Figura 2.11 Influencia de la fricción sobre la presión de extrusión (Shubo, Guoqun, Xinwu, & Cuo Cheng, 2007).

2.3.4 Velocidad de extrusión en el proceso ECAE.

Generalmente en el proceso de extrusión las velocidades varían en un intervalo de 0,01 a 10 mm/s, y en estudios realizados en aleaciones extruidas, este parámetro parece no tener mayor importancia referente al tamaño de grano obtenido y al mayor o menor equilibrio de las microestructuras desarrolladas (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999) (Yamaguchi, Horita, Nemoto, & Langdon, 1999). Es importante resaltar que se han realizado estudios sobre el calentamiento adiabático de la muestra con dos velocidades distintas de extrusión, obteniendo que sólo es significativo en el

intervalo superior de velocidades y en aquellas aleaciones con alta resistencia mecánica (Yamaguchi, Horita, Nemoto, & Langdon, 1999).

Berbon et al. (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999) investigaron la influencia de la velocidad de extrusión en el desarrollo microestructural de una muestra de Al de alta pureza (99,9%) y de una aleación de Al-1% Mg. Las Fig 2.12 y 2.13 muestran lo desarrollado en la microestructura de aluminio de alta pureza y en la aleación, después de cuatro pasadas utilizando una rotación de la muestra de 90° en cada pasada con diferentes velocidades de extrusión. Donde el plano “x” es perpendicular al eje longitudinal.

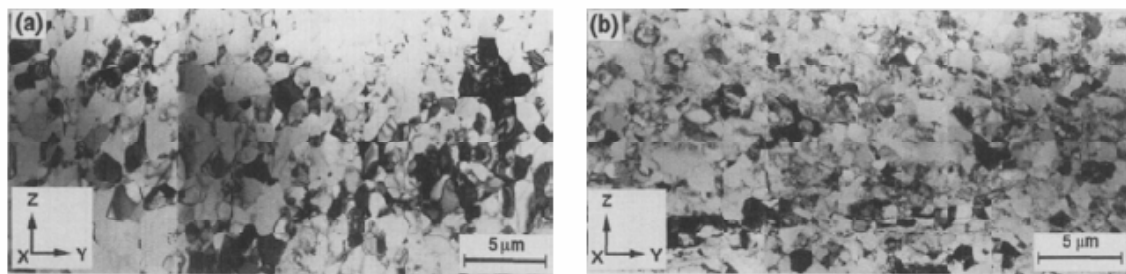


Figura 2.12 Microestructura del Al de alta pureza después de cuatro pasadas a través de la matriz con velocidades de extrusión de (a) 8.5×10^{-3} mm/s y (b) 7.6 mm/s (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999).

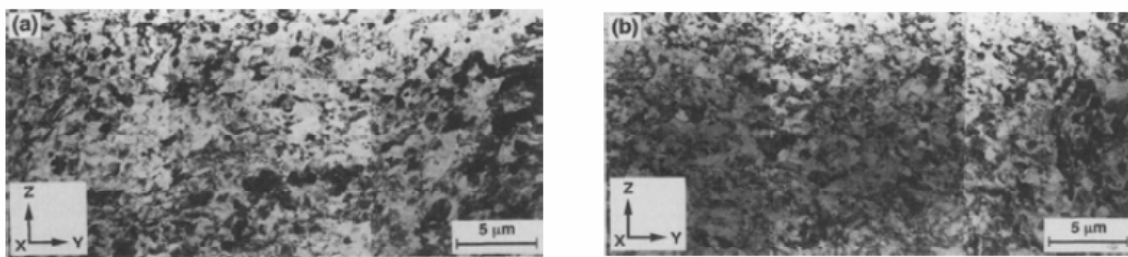


Figura 2.13 Microestructura del Al-1% Mg después de cuatro pasadas a través de la matriz con velocidades de extrusión de (a) 8.5×10^{-3} mm/s y (b) 7.6 mm/s (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999).

Observando las Fig. 2.12 y 2.13 se muestra que para velocidades de extrusión de 8.5×10^{-3} y 7.6 mm/s, hay un importante refinamiento de grano dentro de la microestructura del material, donde el promedio del tamaño del grano esta por el orden de $1,2 \mu\text{m}$ y $0,5 \mu\text{m}$ para el Al-1% Mg, con ambas velocidades de extrusión. Berbon et al. (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999) demostraron que la tasa de deformación no tenía gran influencia en el tamaño del grano final. La velocidad de extrusión tiene un efecto en la naturaleza de la microestructura, ya que la recuperación ocurre más fácilmente a velocidades de extrusión más lentas, lo que hace que la microestructura sea más equilibrada y contenga menos dislocaciones.

2.3.5 Efecto de la Temperatura en el Proceso ECAE

Ya se ha demostrado que la principal variable que determina el grado de deformación inducida es la geometría de la matriz, sin embargo la temperatura de procesamiento de los materiales sometidos a un proceso de deformación plástica severa, afecta la calidad y cantidad de las nuevas microestructuras a formar. La Recuperación ó Recristalización Dinámica es afectada por la temperatura a la que ocurre el proceso así mismo el efecto de la recuperación dinámica esta afectada por el grado de la Energía de Falla de Apilamiento (EFA), que es una propiedad intrínseca de los materiales.

El Aluminio y sus aleaciones poseen una alta EFA, por lo que la facilidad de movimiento de las dislocaciones así como su capacidad para generarlas facilita el proceso de formación de subestructuras de grano que posteriormente formarán estructuras UFG, tal como se ilustra en la siguiente figura:

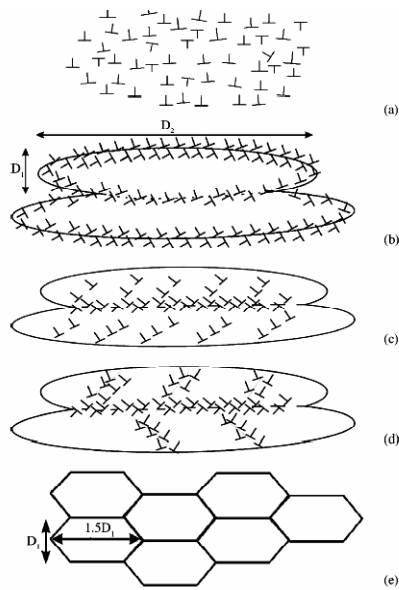


Figura 2.14 Ilustración esquemática de la evolución microestructural durante la deformación plástica severa: a) Distribución homogénea de dislocaciones; b) Formación de celdas alargadas; c) Dislocaciones por límites de subgranos; d) Rotura de los subgranos alargados; e) Reorientación de los límites de subgranos y formación de granos ultrafinos.

Estudios realizados por Mazurina et al (Mazurina, Sakai, Miura, Sitdikov, & Kaibyshev, 2008), donde experimentó el proceso ECAE a diferentes temperaturas con una aleación de aluminio 2219, concluyeron que la formación de estructuras UFG ocurren en intervalos de temperaturas desde los 250°C hasta los 475°C, sin embargo a medida que aumenta la temperatura disminuye la formación de las bandas de deformación, que son el principio de la formación estructuras de alta deformación; esto trae como consecuencia la disminución volumétrica de la formación de estructuras UFG.

Por otro lado Yanbo Chen et al (Yanbo, Yinglong, Lizi, & Cheng, 2008), estudió el efecto de la formación de estructuras UFG en muestras de aluminio puro a temperaturas criogénicas. Sus experimentos concluyeron que la formación de estructuras UFG después de determinado número de pases a través de la matriz resultan de igual tamaño tanto a temperaturas criogénicas como a temperatura

ambiente, sin embargo en las muestras procesadas a bajas temperaturas observó que la recuperación dinámica durante la extrusión se suprime y es posible encontrar estructuras de grano con una alta densidad de dislocaciones; además de esta observación las muestras procesadas criogénicamente resultaron 27% mas duras que aquellas procesadas a temperatura ambiente.

2.3.6 Desarrollo microestructural en muestras procesadas por ECAE.

Hasta estos momentos se ha hecho referencia principalmente a los aspectos “macromecánicos” del proceso, pero no se debe olvidar el objetivo principal de la deformación por ECAE, que es la producción de materiales con microestructura de grano ultrafino. Por esta razón, se deben comprender los mecanismos microscopicos para entender en esencia el proceso, en lo referente a tamaño y forma del grano obtenido, texturas desarrolladas, estabilidad de las microestructuras obtenidas, entre otras.

Generalmente, el refinamiento de grano en metales se obtiene por medio de la recristalización estática o dinámica a temperaturas elevadas; por lo que parece impactante obtener un refinamiento de grano a través de deformaciones plásticas y a temperatura ambiente. De forma general se puede decir que cuando un metal se deforma a temperatura ambiente se producen cambios muy significativos en la microestructura del material, particularmente en lo referente a la densidad y distribución de las dislocaciones, límites de grano de bajo ángulo $lagb$, ($\theta < 15^\circ$) y límites de grano de alto ángulo $hagb$, ($\theta > 15^\circ$). Dentro de los granos iniciales se desarrolla una subestructura que origina una fragmentación de grano a medida que aumenta la deformación, como consecuencia de una desorientación progresiva de los subgranos. El requisito principal para poder hablar de formación de estructuras con grano submicrométrico, es la generación de una fracción suficientemente grande de

fronteras de grano de alto ángulo. ($hagb > 0,65 - 0,75$) (Humphreys, Prangnell, & Bowen, 1999).

Se pueden presentar tres transformaciones microestructurales importantes como consecuencia de la deformación: primero; los granos originales se distorsionan (se alargan) de acuerdo con el nivel de deformación aplicada y la ruta de deformación seguida. Esto contribuye al aumento de los límites de grano de alto ángulo, es lo que se podría llamar “afinamiento de grano geométrico” según Dupuy (Dupuy, 2000).

Por otra parte, se producen dos procesos de subdivisión o fragmentación de granos a dos escalas diferentes, como consecuencia del desarrollo de dos tipos de “estructuras de dislocaciones”:

- En materiales de alta energía de falla de apilamiento, como son, por ejemplo, el aluminio y sus aleaciones, se desarrollan células de dislocaciones libres de las mismas en su interior, denominadas por Kulman-Wilsdorf et al (Kuhlmann-Wilsdorf & Hansen, 1991). “juntas incidentales de dislocaciones” (IGBs).
- A escala un poco mayor y simultáneamente, se produce una fragmentación de los granos iniciales por deformación de juntas largas y continuas de dislocaciones, denominadas por este autor (Kuhlmann-Wilsdorf & Hansen, 1991) “juntas geométricamente necesarias” (GNBs) y más específicamente “paredes de dislocaciones” (DWs) y “microbandas” (MBs) según su aparición como paredes simples o dobles.

Los estudios realizados con microscopía electrónica, tanto TEM con la técnica de difracción SAED (Selected Area Electrons Diffraction), como los realizados por SEM con la técnica de EBSD (Electron Back Scattering Diffraction), muestran que las estructuras desarrolladas por la intensa deformación plástica no pueden describirse

simplemente como de grano submicrométrico, puesto que también contienen proporciones significativas de límites de grano de ángulo bajo y granos alargados como fibras.

La evolución de estas microestructuras por procesos de recocido post-ECAE a bajas temperaturas (150° - 250°C) producen pequeños cambios estructurales, siempre en el sentido de una reducción de lagb y la formación de una estructura de granos más equilibrada y equiaxial (Harrys, Roberts, Prangnell, & Humphreys, 1996).

Aunque pueda ser suficiente tener estructuras de grano ultrafino que sean estables a temperaturas entre 150° y 250°C, en determinados casos puede ser necesario mantener la estabilidad de estas a temperaturas de servicio más elevadas. La energía de defectos superficiales almacenada en estas estructuras de grano ultrafino es muy considerable. Y para evitar el crecimiento de grano que se produce con temperaturas altas, son necesarias pequeñas partículas de segunda fase.

Así pues, por ejemplo, el papel de los aleantes en el aluminio, como cobre, manganeso, litio o zirconio, que producen precipitados de CuAl_2 , AlMn_6 , Al_3Li o Al_3Zr , se ha estudiado ampliamente. Tales elementos pueden estar presentes en el proceso de deformación, aunque su presencia puede entorpecer la propia formación de grano ultrafino. En cualquier caso, las temperaturas límites de estabilidad de las estructuras de grano ultrafino vendrán determinadas por el tamaño, la distribución y la propia estabilidad térmica de estas partículas de segunda fase.

2.3.6.1 Influencia de las rutas de procesado en la microestructuras desarrolladas

Otra variable importante para el análisis, es la capacidad de diseñar el camino de deformación a través de la rotación de la muestra por pasajes. Esto con la finalidad de producir materiales con texturas u orientaciones preferenciales que no son típicas en los otros procesos de deformación severa (Turner, Signorelli, Bolmaro, Vieira, & Ferrante, 2004).

En cuanto a la obtención de una estructura de grano submicrométrico a través de ECAE, gran parte de la literatura propone la rotación de la muestra alrededor de su eje de simetría entre ciclos de extrusión (Gholinia & Markushev, 2000). Es de suma importancia tomar en cuenta la influencia de la trayectoria en la naturaleza de la microestructura de deformación obtenida, considerando los cambios en la dirección y el plano de cizalladura que se producen. El análisis más completo y reciente es el efectuado por Gholinia (Gholinia & Markushev, 2000) con dos aleaciones, una de Al-Mg y otra Al-Mn.

Los efectos del cambio de trayectoria de deformación han de distinguirse en cuatro rutas diferentes, con variadas notaciones según los autores (Tabla 2.2). Siguiendo la notación de Langdon (Langdon, Furukawa, Nemoto, & Horita, 2001) se denominan como (Fig. 2.15):

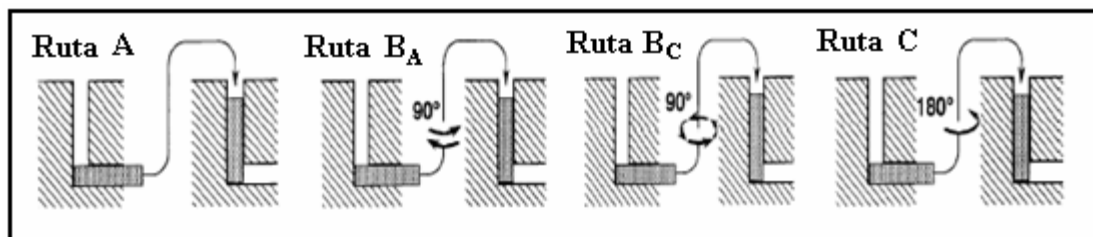


Figura 2.15 Posibles rutas para el procesamiento de ECAE (Langdon, Furukawa, Nemoto, & Horita, 2001).

- Ruta A: sin rotación, trayectoria constante.
- Ruta B_A, rotación de $\pm 90^\circ$ en sentido horario y antihorario, alternativamente, en cada ciclo.
- Ruta B_C, rotación de $+90^\circ$ en sentido horario.
- Ruta C, rotación de 180° en sentido horario, alrededor de un eje de simetría vertical.

Segal	Pragnell	Iwahashi	Langdon
A	0°	A	A
B	$\pm 90^\circ$	B+B-	B _A
D	$+90^\circ$	B+	B _C
C	$+180^\circ$	C	C

Tabla 2.2 Diferentes notaciones de las rutas según los autores (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).

Las deformaciones acumuladas por cizalladura simple en cuatro pases de extrusión, se pueden observar en la tabla 2.3, mientras que la figura 2.16 muestra de forma esquemática los cambios de forma de un elemento cúbico de material con cada trayectoria de deformación. Gholinia (Gholinia & Markushev, 2000) realiza un análisis de un modelo geométrico de afinamiento de grano, correspondiente a la figura 2.16. Para la ruta A la deformación siempre se acumula en el mismo plano, con una rotación de 180° el esfuerzo de cizalladura se invierte en cada ciclo de deformación, lo que produce una deformación redundante en cada número par de pasadas. Con $\pm 90^\circ$ el esfuerzo de cizalladura aumenta alternativamente en dos planos ortogonales, en los cuales cada uno es la mitad del obtenido en el mismo plano por la ruta A. Con $+90^\circ$ la deformación neta es redundante cada cuatro ciclos, el efecto de rotar la probeta siempre en el mismo sentido es para producir una deformación completamente redundante por cada ciclo de rotación ($n\phi = 2\pi$). En cualquiera de los casos, estos modelos geométricos

no integran los aspectos microestructurales que tienen que ver con el movimiento y la interacción de las dislocaciones y solo se concentran en la forma y el tamaño de los granos.

	Ruta A sin rotación		Ruta C +180°		Ruta B _A ± 90°		Ruta B _C +90°	
	nφ	Deformación	nφ	Deformación	nφ	Deformación	nφ	Deformación
1	0	ϵ_{xz}	0	ϵ_{xz}	0	ϵ_{xz}	0	ϵ_{xz}
2	0	$2\epsilon_{xz}$	180	0	90	$\epsilon_{xz} + \epsilon_{yz}$	90	$\epsilon_{xz} + \epsilon_{yz}$
3	0	$3\epsilon_{xz}$	0	ϵ_{xz}	0	$2\epsilon_{xz} + \epsilon_{yz}$	180	ϵ_{yz}
4	0	$4\epsilon_{xz}$	180	0	90	$2\epsilon_{xz} + 2\epsilon_{yz}$	270	0

Tabla 2.3 Deformaciones de cizalladura para las cuatro rutas ECAE durante los cuatro primeros ciclos de extrusión (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001).

La aplicación de una u otra ruta repercute en efectos significativos en el desarrollo de la microestructura de los materiales deformados. Los resultados obtenidos en los estudios de Iwahashi y Langdon (Iwahashi, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997) demuestran que la ruta más efectiva para producir el grano más pequeño es la B_C, que propone una rotación constante de 90° en el mismo sentido. Un análisis más reciente realizado por Segal (Segal V. M., 2003), muestra que sus resultados coinciden con los obtenidos por Iwahashi y Labgdon, demostrando que la ruta más eficiente para el refinamiento estructural es la ruta B_C.

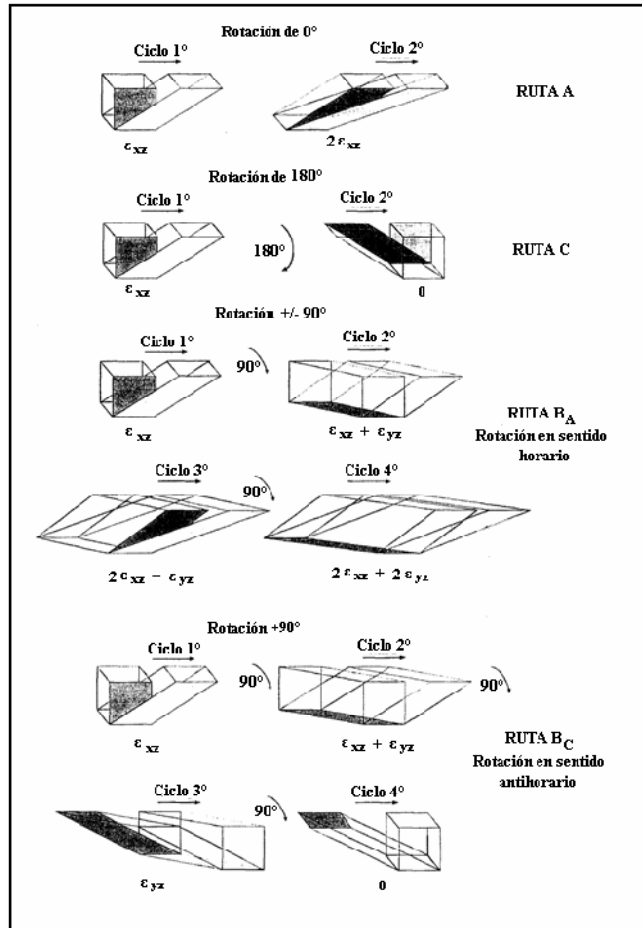


Figura 2.16 Diagramas esquemáticos del efecto de las cortaduras generadas por las cuatro rutas de procesamiento en la distorsión de un elemento cúbico. (Gholinia & Markushev, 2000).

2.3.6.2 Propiedades mecánicas de materiales procesados por ECAE

Debido a que la Extrusión en Canal Angular Constante conduce a un notable refinamiento de grano, la consecuencia es una mejora muy acentuada en las propiedades mecánicas de estos materiales deformados intensamente. Es importante recordar que la relación de Hall-Petch establece una relación entre el límite elástico y el tamaño de grano ($\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$) y puesto que también existe una relación empírica de proporcionalidad directa entre la dureza Vickers y el límite elástico ($H_V \propto \sigma_y$), la

relación de Hall-Petch puede expresarse, también, en términos de dureza, como:

$$H_V = H_0 + kd^{-1/2}, \text{ donde } H_0 \text{ y } K \text{ son constantes intrínsecas del material.}$$

La validez de la relación empírica de Hall-Petch en muestras sometidas a deformaciones plásticas severas a través de ECAE, ha sido objeto de estudio en varios artículos (Furukawa, Iwahashi, & Horita, The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing.). Se ha investigado en aleaciones Al-Mg con tamaños de grano submicrométricos (Iwahashi, Horita, Nemoto, & Langdon, 1997) y en aleaciones Al-Mg-Li-Zr de tamaño de grano ultrafino (Valiev, Korznikov, & Mulyukov, 1993) (Furukawa, Horita, Nemoto, & Tsenev, 1997). Específicamente la aleación Al-3%Mg, la relación de Hall-Petch describe adecuadamente la dureza del material hasta tamaños de 200 nm.

Como consecuencia de todo lo dicho, se pueden entender los aumentos de dureza, límite elástico o resistencia mecánica de los materiales sometidos a ECAE. Los ensayos de tracción realizados con aleaciones base aluminio con deformaciones $\varepsilon \sim 1$, demostraron aumentos en ambos parámetros mecánicos. Los resultados de Kawazoe (Kawazoe, Shibata, & Higashi, 1997) son consistentes con esta potenciación de propiedades mecánicas.

La mejora de las propiedades mecánicas es progresiva con la acumulación de deformaciones, es decir, con el número de pasadas, que parece ser consecuencia e un límite para el refinamiento de grano obtenido. El refinamiento de grano no sólo conduce a un mejoramiento de las propiedades mecánicas a temperatura ambiente sino a un posible comportamiento superplástico a temperaturas elevadas (Mabushi & Higashi, 1998).

2.3.6.3 Efecto del tamaño de la muestra en la microestructura y propiedades mecánicas.

Horita et al. (Horita, Fujinami, & Langdon, The potencial for scaling ECAP: effect of simple size on grain refinement and mechanical properties., 2001) deformaron probetas de aluminio AA 1100 con un rango de diámetros de 6 a 40 mm, con el fin de investigar el efecto del tamaño de la muestra sobre el desarrollo microestructural y las propiedades mecánicas. La Fig. 2.20 muestra la microestructura de probetas de 6, 10 y 40 mm., donde se generó un tamaño de grano de aproximadamente $0.7 \mu\text{m}$ para cada muestra. A su vez se demostró, por medio de Difracción de Electrones en Área Selecta (SAED), que todas las microestructuras contenían una alta fracción de límites de grano de alto ángulo (hagb).

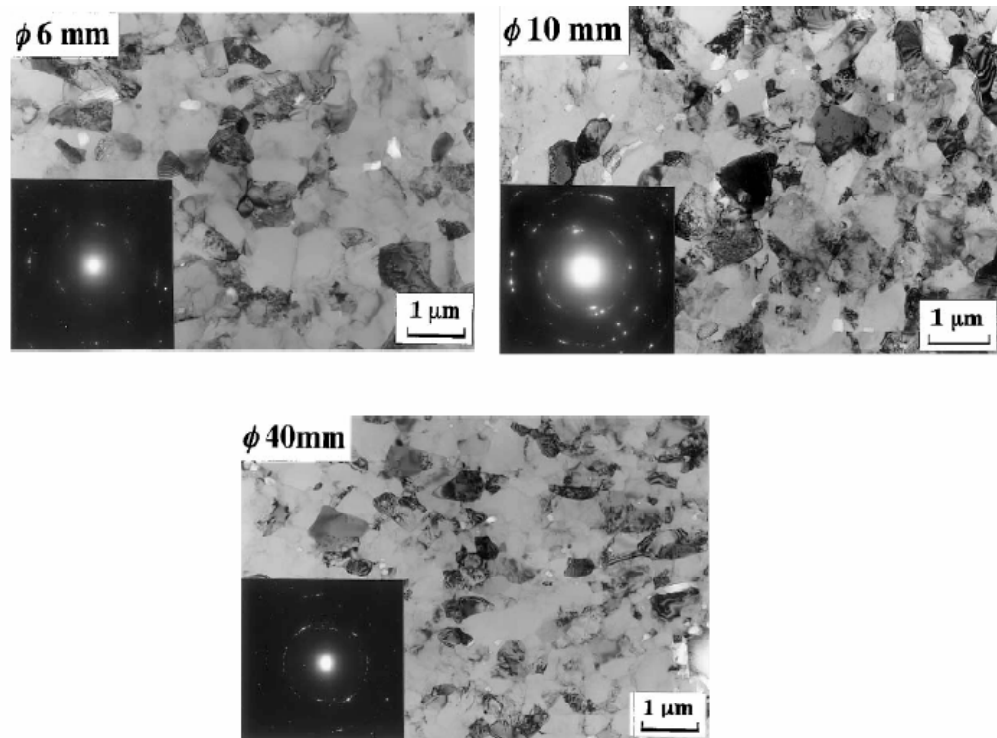


Figura 2.17 Microscopía Electrónica de Transmisión (TEM) con SAED para el Al AA1100 después de 6 pases a temperatura ambiente (deformación real efectiva de ~ 6) para diámetros de 6, 10 y 40 mm (Horita, Fujinami, & Langdon, The potencial for scaling ECAP: effect of simple size on grain refinement and mechanical properties., 2001).

Horita en sus investigaciones demostró que el tamaño que presente la muestra no influye en las propiedades mecánicas del material luego de ser procesado. Su trabajo es significativo indica que, a través del ECAE, es posible obtener microestructuras de grano ultrafino en probetas de gran diámetro.

2.3.6.4 Superplasticidad en aleaciones procesadas por ECAE

En el desarrollo de investigaciones sobre la superplasticidad, autores como Bochvar, Sviderskaya (Bochvar & Sviderskaya, 1945) y Duque (Duque, 2004) concurren en la siguiente definición, la *superplasticidad*, es la propiedad que tienen ciertos materiales policristalinos de experimentar (sin grandes esfuerzos aplicados) deformaciones considerables antes de que ocurra la fractura.

La propiedad de superplasticidad es conocida desde hace muchos años y es de gran interés desde el punto de vista científico y tecnológico. Muchas aleaciones superplásticas tienen importancia industrial porque presentan ventajas de fabricación y calidad final de piezas y estructuras (Nieh, Wadsworth, & Sherby, 1997).

El conformado superplástico comercial se ve favorecido con el uso de aleaciones de aluminio y titanio, para la manufactura de componentes en la industria automotriz y aeroespacial. Las propiedades termomecánicas de los materiales obtenidos con esta tecnología, hacen que su aplicación industrial sea insustituible para la obtención de piezas de formas complicadas, que requieran altas exigencias tanto en el conformado como en el servicio, como las partes estructurales de los aviones supersónicos (Pillingi & Ridley, 1989).

Fue en 1973 que Wilcox y Clauer (Wilcox & Clauer, 1973), reconocieron la importancia del refinamiento del grano en el comportamiento superplástico de los materiales. Estos autores ensayaron el refinamiento de la microestructura de

aleaciones de aluminio de alta resistencia producidas comercialmente, como el Al-7075 (Mobley, Clauer, & Wilcox, 1972), con la técnica conocida como *melt spinning*, que permite una rápida solidificación al eyectar la aleación fundida, a través de una fina tobera, sobre la superficie de un disco que rota velozmente.

El material refinado con este método tiene un tamaño de grano de $1 - 10 \mu\text{m}$ y produce una elongación de 200% a 400°C . Si ésta se compara con los modernos materiales superplásticos, esta elongación es 10 veces la que se alcanzaba con el material original, previo al proceso de refinamiento. Wert, Paton, Hamilton y Mahoney (Wert, Paton, Hamilton, & Mahoney, 1981), demostraron que las aleaciones de aluminio comerciales convencionales, pueden ser procesados termomecánicamente hasta lograr un tamaño de grano suficientemente fino, como para asegurar el logro de un grado de superplasticidad requerido.

Para conseguir la deformación superplástica en un material, hacen falta básicamente dos requisitos; un tamaño de grano muy pequeño y estable en el orden de $10 \mu\text{m}$ o menos, y una temperatura de ensayo elevada, típicamente del orden de $0,5T_m$, donde T_m es la temperatura absoluta de fusión del material. Aunque esta última consideración suele ser incompatible con la retención de un tamaño de grano pequeño, ya que las temperaturas elevadas contribuyen con el crecimiento de grano. Por lo que parece lógico que eutécticos y aleaciones metálicas con presencia de una distribución uniforme de “dispersoides” que impidan el crecimiento del grano, favorecerán el comportamiento superplástico (Shubo, Guoqun, Xinwu, & Cuo Cheng, 2007).

La deformación superplástica ocurre con un alargamiento uniforme (sin estricción) en toda la muestra, el mecanismo propuesto para llevarla a cabo es de una deformación intergranular, donde los granos permanecen equiaxiales y hay un desplazamiento de unos granos respecto a otros. Por tanto, es un mecanismo de deformación difusiva en el que un grano equiáxico y muy pequeño, favorece y reduce las distancias de

difusión. Es así como el desplazamiento intergranular propio de la deformación superplástica, necesita de una superficie intergranular por unidad de volumen que sea lo más grande posible, la cual se logra a través de un grano ultrafino (Langdon, 1982) y por medio de la siguiente expresión, se puede relacionar la tasa de deformación con el valor del esfuerzo:

$$\sigma = k \left(\frac{d\varepsilon}{dt} \right)^v \quad (\text{Ec. 2.13})$$

donde v es el llamado “*coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación*”. Valores de v entre 0,3 y 1 corresponden a comportamiento superplástico (polímeros termoplásticos tienen valores de v próximos a 0,3 y los vidrios próximos a 1).

Hay que destacar el hecho de que la deformación superplástica requiere velocidades de deformación más bien pequeñas ($10^{-4} - 10^{-1}$ s), lo cual limita su aplicación industrial (Baudalet, 1991). De hecho, la conformación superplástica está hoy reservada a la fabricación de piezas complejas en series pequeñas para la industria aeronáutica.

La importancia del método ECAE en relación con la superplasticidad consiste, en permitir la obtención de microestructuras de grano ultrafino con un tratamiento mecánico relativamente simple y económico.

Entre las aleaciones deformadas intensamente mediante ECAE y que presentan comportamiento superplástico, destaca la conocida comercialmente como Supral 100 (Al- 6% Cu-0,5% Zr) (Valiev & Islamgaliev, Enhanced superplasticity of ultrafine-grained alloys processed by severe plastic deformation., 1999) (Mukai, Nieh, Watanabe, & Higashi, 1999) y la aleación Al-5,5% Mg-2,2% Li-0,12% Zr (Nemoto, Horita, Furukawa, & Langdon, 1999) con alargamientos de hasta 1200% a 623K. Es conocido también el potencial superplástico de las aleaciones Al-Li y en concreto ha sido procesado por ECAE la aleación 2090 (Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr) (Salem, Goforth, & Harwig, 1998). Horita et al. (Horita, Berbon, Utsunomiya, Nemoto, & Langdon, 1999) y Mukai (Mukai, Nieh, Watanabe, & Higashi, 1999), procesaron una aleación

de Al-3% Mg-0,2%Sc, obteniendo tamaños de grano de $1 \mu\text{m}$, estables hasta 673K en la que se han logrado alargamientos de 1030%. Berbon et al. (Berbon, Valiev, Furukawa, Horita, Nemoto, & Langdon, 1998) consiguieron alargamientos mayores del orden de 1560% introduciendo deformaciones acumuladas del orden de 12.

Otras aleaciones en las que se ha encontrado superplasticidad después del método ECAE son la eutéctica de base cinc Zn-22%Al (Mohamed, 1997) y la AZ91 de base magnesio (Mg-9% Al - 1%Zn - 0,2%Zn) (Mabuchi, Yanase, & Higashi, 1997).

2.3.7 Ventajas del proceso ECAE.

La Extrusión en Canal Angular Constante presenta importantes ventajas como una técnica de procesado de materiales (Segal, Reznikoy, Drobyshvskiy, & Kopylov, 1981):

- Se pueden alcanzar altas deformaciones ($\epsilon \geq 10$) sin cambios apreciables en las dimensiones del material, por lo que no hay restricciones geométricas. Por lo tanto, las extrusiones pueden repetirse cuantas veces sea necesario para alcanzar la deformación deseada, siempre que el material sea suficientemente dúctil dentro de los límites de “extrusionabilidad” del material.
- Se desarrollan microestructuras uniformes de grano ultrafino en una gran parte del material extruido, que pueden tener texturas muy variadas, controlando los planos y direcciones de cortadura que pueden modificarse durante las múltiples secuencias de extrusión.
- Es un proceso que puede “escalarsse” por lo que pueden prepararse grandes muestras, tanto para caracterización de propiedades como para fines de aplicación industrial.

- El proceso de extrusión es susceptible de realizarse a diferentes temperaturas, para facilitar la misma en aquellos materiales que no puedan ser extruidos a temperatura ambiente. En cualquier caso, estas temperaturas no deben superar nunca los valores de $0,3T_m$ (temperatura de fusión del material), para evitar el crecimiento de grano.

En comparación con otros procesos tradicionales de manufactura, ECAE presenta varias ventajas, entre las cuales destacan:

- Pueden utilizarse cargas y presiones relativamente bajas para la producción de altas deformaciones, estrictamente uniformes y direccionales, para un número masivo de productos y aplicaciones industriales (Segal, Reznikoy, Drobyshevskiy, & Kopylov, 1981).
- Permite a metales y aleaciones alcanzar características de superplasticidad a bajas temperaturas y con grandes tasas de deformación (Islamgaliev, Yunusova, Valiev, Tsenev, Perevezentsev, & Langdon, 2003).
- Las muestras sujetas a ECAE tienen la capacidad, que en procesos subsecuentes, no exista una reducción de su propiedad de superplasticidad. Akamatsu et al. (Akamatsu, Fujinami, Horita, & Langdon, 2001) demostraron que elongaciones altamente superplásticas iguales, también son observadas después de realizar ECAE más un proceso de laminado en frío.
- Es un método de conformado relativamente económico, puede usarse para el conformado de aleaciones convencionales y tiene la capacidad de producir a gran escala cantidades altas del material.

3 Capítulo III Metodología de la Investigación

3.1 Puesta a punto de la matriz de extrusión ECAE.

3.1.1 Verificación y ensamble de todas las partes.

Para iniciar la investigación se revisó el trabajo realizado por *Pernía y Vallejos* (Pernia & Vallejos, 2007) a fin de verificar las piezas diseñadas y construidas por ellos, de esta manera continuar con la investigación del proceso. Las partes que forman el conjunto ECAE son las siguientes:

- a. Un (01) Canal Principal.
- b. Un (01) Canal Secundario.
- c. Un (01) Cuerpo Principal de Matriz.
- d. Un (01) Cuerpo Secundario de Matriz.
- e. Tornillos de sujeción.
- f. Fijadores
- g. Ajustador de Probeta.
- h. Punzón
- i. Pasador

Una vez verificadas las partes, se procedió a instalar el conjunto armado en la máquina de ensayos universales Losenhausen de la escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela.

3.1.2 Rectificación de la cola de Milano (Adaptabilidad para la Máquina de Ensayos Universales Losenhausen).

La cola de milano de 60 grados nos permite unir el cuerpo principal o matriz a la máquina de ensayos universales Losenhausen, ubicada en la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela. Esta parte fue diseñada

inicialmente para acoplar con una base plana para la Máquina de Ensayos Universales Instron de la Escuela de Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, sin embargo el maquinado hecho por el fabricante dejó sobredimensionado este acople respecto a la base Losenhausen, por lo que fue necesario realizar una reducción de material en el ancho de la base de la cola hasta la medida de la máquina Losenhausen. A pesar que la matriz acopla con la máquina de ensayo universal, la reducción de material en la cola de milano dejó como resultado un desajuste entre la matriz y la máquina, es decir, hay un pequeño juego entre las dos partes.

3.1.3 Mejoramiento en el acabado superficial de los canales de extrusión.

Para la elaboración del ángulo de 90° en el canal principal, se requirió de la técnica de mecanizado por electroerosión. El fabricante dejó como resultado una superficie vasta en la región cercana al ángulo con una rugosidad aparente de 10,4µm, esta rugosidad tan alta es consecuencia de la mala preparación de los parámetros de control de la máquina de electroerosión. El fino acabado superficial en los canales de extrusión, son la clave para disminuir la fricción y por ende disminuir la carga necesaria para procesar el material y obtener la máxima deformación posible en el plano de corte.

Para obtener un acabado adecuado en la esquina del canal principal, las herramientas como la fresa o maquinas lijadoras son inútiles en alcanzar esta área, por lo que se recurrió a un proceso de disolución anódica mejor conocido como *electropulido*. Este consiste en un tratamiento superficial mediante el cual el metal a ser pulido actúa como ánodo en una celda electrolítica, disolviéndose. Con la aplicación de corriente, se forma una película polarizada en la superficie metálica bajo tratamiento, permitiendo a los iones metálicos difundir a través de dicha película. Las micro y macro proyecciones, o puntos altos de la superficie rugosa, lo mismo que zonas con rebabas, son áreas de mayor densidad de corriente que el resto de la superficie, y se

disuelven a mayor velocidad, dando lugar a una superficie más lisa y nivelada. Simultáneamente, y bajo condiciones controladas de intensidad de corriente y temperatura, tiene lugar un abrillantamiento de la superficie.

El proceso de electropulido realizado está conformado por las siguientes partes:

- a) Ánodo: canal de de extrusión.
- b) Cátodo: envase de acero inoxidable.
- c) Fuente de poder.
- d) Electrolito: este componente varía según el material que se va a electropulir. Para el caso del aceros existen muchas soluciones y parámetros según aceros de alto o bajo carbono, sin embargo no existe una fórmula específica para el acero AISI H13, se ensayaron diferentes fórmulas según la disponibilidad de los reactivos y la solución que mejores resultados arrojó, está compuesta por los siguientes elementos:

- 140ml H₂O
- 100ml Glicerina
- 430ml H₃PO₄
- 330ml H₂SO₄

Las variables independientes que controlan el proceso son la temperatura, el voltaje y el tiempo. Para determinar la mejor condición del proceso, se realizaron 3 pruebas utilizando probetas del mismo material combinando diferentes condiciones que citamos a continuación y fijando el voltaje en 50 voltios, que resulta la máxima diferencia de potencial que aporta la fuente de poder disponible y sin agitación del electrolito, ya que en pruebas control demostró que la agitación del medio no influyó el resultado del electropulido.

La reacción química del electrolito al ser preparado es exotérmica, es por ello que para reducir la temperatura de este hasta los 20°C fue necesario enfriar el recipiente de acero inoxidable llenando una cubeta de hielo a su alrededor. El efecto inmediato que se observa es aumenta la viscosidad del electrolito y la producción de burbujas que indican la reacción aparenta ser mas lenta.

Probeta	Tiempo (seg)	Temp (°C)	Agitación	Rugoridad Aparente (µm)
Control	----	----	----	0,371
1	90	20	●	0,262
2		(Refrigerado)	----	0,257
3		60 (Temp. De reacción)	----	0,241
Canal Principal (Condición inicial)	----	----	----	10,4
Canal Principal	90	60	----	7,94

Tabla 3.1 Resultados de las diferentes condiciones de electropulido.

En el electro pulido realizado a la pieza, las variables con mejores resultados para nuestro acero son:

- Tiempo: 3-4 min.
- Voltaje: 50 volt.
- Temperatura: 55 - 60 °C

Previo al proceso de electro pulido fue necesario el uso de un Dremmel para nivelar un poco la superficie del canal, debido a que en este se encontraban numerosas hendiduras que el proceso electroquímico no iba a ser capaz de remover.

Este proceso no dejó un acabado especular en la superficie del canal, pero si redujo notablemente los niveles de rugosidad del mismo (0,3 μ m). Lo suficiente como para disminuir en gran parte el efecto de la fricción en el proceso de extrusión y poder obtener resultados óptimos.

3.1.4 Alineación de los componentes.

La correcta alineación del conjunto Matriz-Punzón es primordial para preservar la condición de esfuerzo uniaxial en el punzón extrusor, esto con el propósito de eliminar el riesgo de doblado y posterior colapso de esta importante parte, que tiene como función transmitir la carga generada por la máquina a la probeta que deseamos deformar. Para esto se procedió según lo siguiente:

Una vez modificada la cola de milano, se instaló la Matriz con todos sus componentes en la máquina de ensayos universales para verificar que el eje longitudinal de la cola intercepte el eje vertical de desplazamiento de la misma, una vez lograda la correcta alineación se fijó el cuerpo de la máquina a la base de la Losenhausen mediante sujetadores.

El punzón fue instalado en el cabezal fijo de la máquina de ensayos universales y se desplazó la Matriz previamente instalada en el cabezal móvil, verificando la correcta entrada al canal de extrusión y las quías laterales. Esto con la finalidad de asegurar que el punzón solo estará sometido a esfuerzos en la dirección del eje vertical de movimiento.

3.2 Preparación del material de estudio.

El material utilizado para los ensayos de extrusión ECAE fue Al-6063 T6, proporcionado por el Centro de Investigaciones Tecnológicas del Aluminio y sus Aleaciones (*CITALA*), ubicado en la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Universidad Central de Venezuela. Dicho material se entregó en un formato cilíndrico, de 180mm. de diámetro y 82mm. de longitud. A partir de él se obtuvieron 11 probetas con una geometría de prisma rectangular y dimensiones de 15x15x62mm, utilizadas posteriormente para la caracterización preliminar y ensayo.

3.2.1 Preparación de muestras para Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido (*MEB*).

Para el estudio de microscopía óptica, se prepararon para el estudio metalográfico dos muestras de Al-6063 T6, obtenidas de una de las 11 probetas mecanizadas con el objeto de establecer un patrón de control.

Para preparar las probetas se siguieron los procedimientos y recomendaciones de la norma ASTM E-03 y ASM Metals Handbook (ASM International, 2004)

En particular para las muestras a ser analizadas bajo el Microscopio Electrónico de Barrido, se deben seleccionar la muestras a analizar y deben ser cortadas en secciones de 10x10mm y hasta 15mm de grosor. Luego de ello se preparan para el estudio siguiendo las normas mencionadas anteriormente.

3.2.2 Preparación para el proceso de extrusión.

Una vez mecanizadas las probetas se lijaron mecánicamente con variedad de papel abrasivo hasta la granulometría de 800 μ m hasta obtener un pulido cercano a al especular de las 6 caras de cada probeta con el objeto de reducir al mínimo la fricción entre las partes metálicas en contacto.

3.3 Puesta en marcha del proceso ECAE.

3.3.1 Preparación y ensamble de las partes.

Una vez completas y preparadas las partes, procedimos a engrasar los canales de extrusión con grasa a base de molibdeno, para la cuál se seleccionó la grasa *Moly-Ven A-10*, de uso común en aplicaciones de extrusión, estampado y otras que implican presiones y cargas elevadas, se ensambló y montó la matriz y el punzón en la Maquina de Ensayos Losenhausen, con capacidad nominal de carga de 20 Toneladas.

3.3.2 Inicio de la Fase Experimental.

Una vez alineadas las partes según lo descrito en el punto 3.1.4 iniciamos el proceso de extrusión de la primera probeta, durante el proceso el material metálico comenzó a fluir dentro de la matriz a una carga constante de 14 Toneladas.

Durante la ejecución del primer ensayo de extrusión, se presentaron problemas con la alineación del eje de la matriz y el eje de la máquina de ensayo universal, lo que trajo como consecuencia la fractura de las guías del punzón junto con sus bases (Fig. 3.2.a), además de una leve rotación del punzón. Esa pequeña desviación aunada a la mínima tolerancia entre las paredes del canal de extrusión y las del punzón, provocó el incrustamiento con arrastre de material metálico de una de las caras del punzón en la pared del canal de extrusión (Fig. 3.2.b). Resultaron graves hendiduras en la superficie del canal de entrada y pérdida de material en la cabeza del punzón, este arrastre de material produjo un fuerte apriete que impedía su salida del canal de la matriz ECAE. Debido a que el cabezal móvil de la máquina de ensayos universales se separa del cabezal superior por pérdida de presión hidráulica, esta máquina solo puede ejercer carga en el sentido opuesto al ensayo. Para solventar este último inconveniente fue necesario el uso de un gato hidráulico tipo botella con capacidad de 2 Toneladas para poder separar la matriz del punzón.

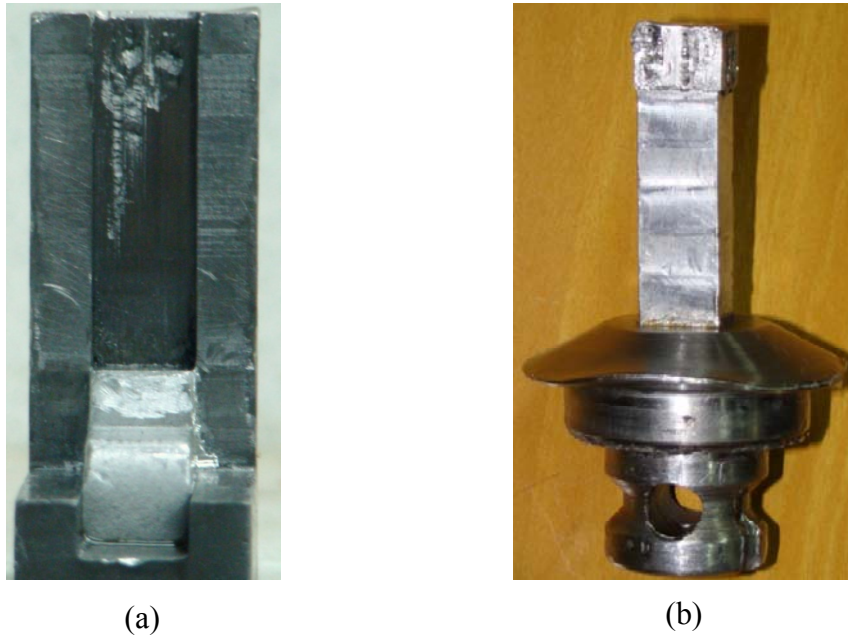


Figura 3.1 (a) Daño sobre el canal Principal; (b) Daño del punzón.

Tras la aplicación de 14Ton de carga sobre el sistema, luego de desarmar el conjunto he inspeccionar los daños se realizó una extrusión parcial de Al-6063 T6 (Fig. 3.3), quedando paralizado temporalmente el trabajo hasta su rediseño y reconstrucción.



Figura 3.2 Extrusión parcial de Al-6063 T6 en la matriz ECAE.

Una vez diseñadas, calculadas y construidas las nuevas partes (ver punto 3.6) se procedió al montaje y alineación de los componentes, para ello introdujimos el

punzón en la matriz y centramos el conjunto respecto al centro de la máquina de ensayos universales, una vez centrado el conjunto de piezas aseguramos la base del punzón a la máquina de ensayos y con los sujetadores bloqueamos el movimiento lateral de la matriz de extrusión.

Se extrajo el punzón y se realizaron varios ensayos sin probeta para verificar sin carga el roce entre las partes. Una vez conformes con los ensayos sin carga procedimos a realizar el ensayo con la probeta de Al-6063 T6.

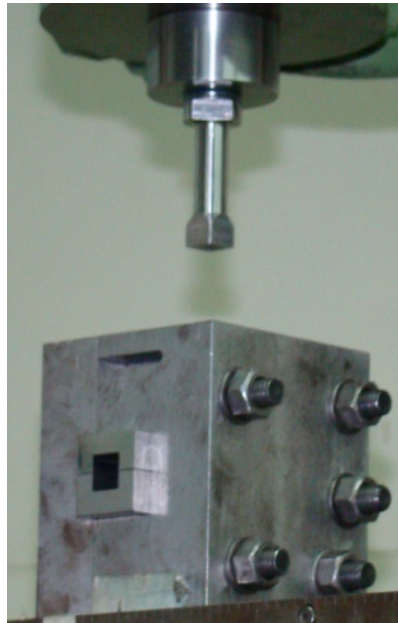


Figura 3.3 Conjunto armado.

Iniciado el proceso la probeta fluyó a través del canal registrando una carga de 12Ton o 117600Nw, al extraer el punzón para introducir una segunda probeta se hizo evidente el juego entre el positivo y negativo de la cola de milano observando un desplazamiento vertical de todo el conjunto al separarse, una vez separadas las partes realizamos una inspección y se detectó una ligera ralladura en los canales de extrusión y el punzón, seguidamente desarmamos el conjunto para eliminar cualquier ralladura metálica que podría comprometer el proceso. Procedimos a realizar por

segunda vez el proceso de extrusión repitiendo el procedimiento inicial de la alineación, sin embargo el juego entre las partes hace realmente difícil alinear el sistema debido a las variables de movimiento no previstas en el diseño.

Luego de este proceso se extrajo la probeta extruida para su posterior preparación para los estudios de microscopía y caracterización de la deformación obtenida.

3.4 Preparación de la muestra procesada por ECAE.

3.4.1 Corte y pulido especular de la muestra.

Una vez que se extrajo la muestra de la matriz de extrusión se seccionó longitudinalmente en dos partes utilizando una cortadora de precisión de disco de diamante a baja velocidad, esto con el objeto de estudiar la sección longitudinal central y la cara externa en contacto con los canales de extrusión, a fin de establecer diferencias entre las deformaciones en zonas sometidas a la fricción y la sección central, donde el material fluye sin ninguna resistencia por fricción.



Figura 3.4 Probeta seccionada y pulida para su estudio.

Las dos secciones de la probeta se desbastaron y pulieron utilizando papeles abrasivos 120, 150, 180, 220, 240, 320, 400, 600, 800, 1200 y 2000, se aplicaron

suspensiones de alúmina de 1 μ m, 0,3 μ m y 0,05 μ m hasta obtener el acabado metalográfico necesario para pruebas de microscopía (Fig. 3.5).

3.4.2 Aplicación de Macro-Ataque Químico.

Con el acabado metalográfico necesario, tomando las previsiones de seguridad adecuadas, como lo son: bata, guantes, lentes de seguridad y campana de extracción, se procedió a aplicar un ataque químico o macro-ataque de las muestras utilizando la solución de Tucker que se preparó con los siguientes reactivos:

- 45ml HCL (conc)
- 15ml HNO₃ (conc)
- 15ml HF (48%)
- 25ml H₂O

Se aplicó el ataque químico a las muestras siguiendo las recomendaciones reportadas en los manuales ASM por un tiempo entre 10 y 15 segundos, a las caras pulidas correspondientes a la sección transversal y la cara externa respectivamente.

Luego del ataque químico se procedió de lavar y secar adecuadamente las muestras para ser manipuladas con seguridad en el laboratorio de microscopía *CENMACOR* de la Escuela de Metalúrgica y Ciencia de los Materiales.

3.5 Estudios de Microscopía.

3.5.1 Microscopía Óptica.

Una vez revelada la microestructura de las probetas utilizando un microscopio óptico en campo claro y luz polarizada, se analizaron diferentes sectores a fin de observar las diferencias entre las zonas antes, durante y después de la intersección de los canales de entrada y salida, a continuación se presenta un esquema de las zonas sometidas a estudio.

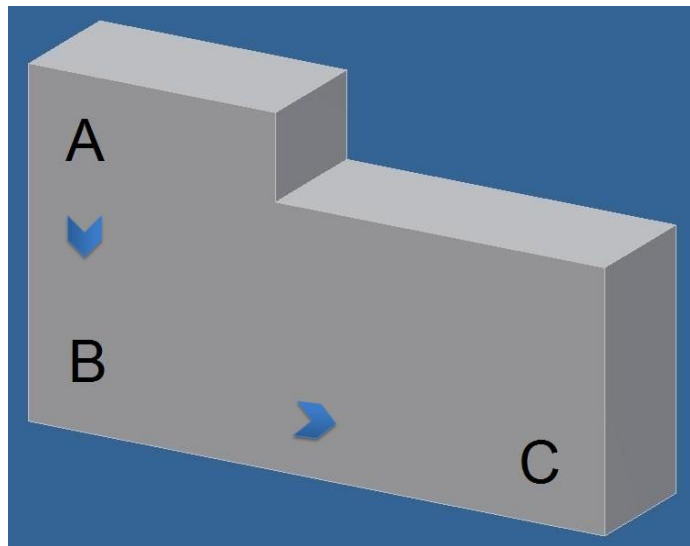


Figura 3.5 Zonas de estudio y dirección de flujo de material.

3.5.2 Estudio en Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).

El estudio de microscopía electrónica fue conducido en un microscopio marca Hitachi modelo S-200, las imágenes fueron tomadas fundamentalmente en el modo de electrones secundarios, con un voltaje de aceleración de 20 KV. Las zonas estudiadas corresponden a las ya examinadas en microscopía óptica. Las muestras fueron preparadas previamente de acuerdo a una metodología clásica de pulido mecánico, adicionalmente fueron atacadas químicamente por inmersión en una solución de ácido fluorhídrico al 2%. Adicionalmente también fueron realizados análisis químicos semi cuantitativos, por medio de la técnica de espectroscopia por dispersión en energías de rayos X., por ultimo es conveniente destacar que todas las imágenes fueron tomadas con un ángulo no mayor a 60 grados para garantizar la realización de medidas directas sobre las fotomicrografías

3.6 Rediseño del Punzón.

El punzón como pieza fundamental en el proceso de extrusión, tuvo que ser rediseñado tomando en cuenta todos los problemas que se presentaron tanto para su alineación como para la extracción de la matriz, respetando las consideraciones de cálculo de esfuerzos presentadas por Pernia y Vallejos (Pernia & Vallejos, 2007) que a nuestro criterio no intervinieron en la falla del proceso de extrusión, ya que el daño evidente del punzón no corresponde a daño por colapso de esfuerzo uniaxial, el daño mas bien corresponde por desalineación y rotación entre los canales y el punzón.

3.6.1 Determinación de la falla en el proceso.

El primer paso consistió en verificar las medidas reales de la cola de milano del cuerpo de la matriz, la cola la máquina Losenhausen y los canales de extrusión a fin de simular de la manera más realista posible el proceso de alineación de las piezas bajo un programa 3D (Fig. 3.7.a), en nuestro caso se simuló el montaje de las partes bajo el programa AutoDesk Inventor 2008, donde luego de un redimensionamiento de las medidas de los planos originales versus las mediciones reales del canal, se pudo apreciar y simular el juego entre el macho y hembra de la cola de milano (Fig. 3.8.b).

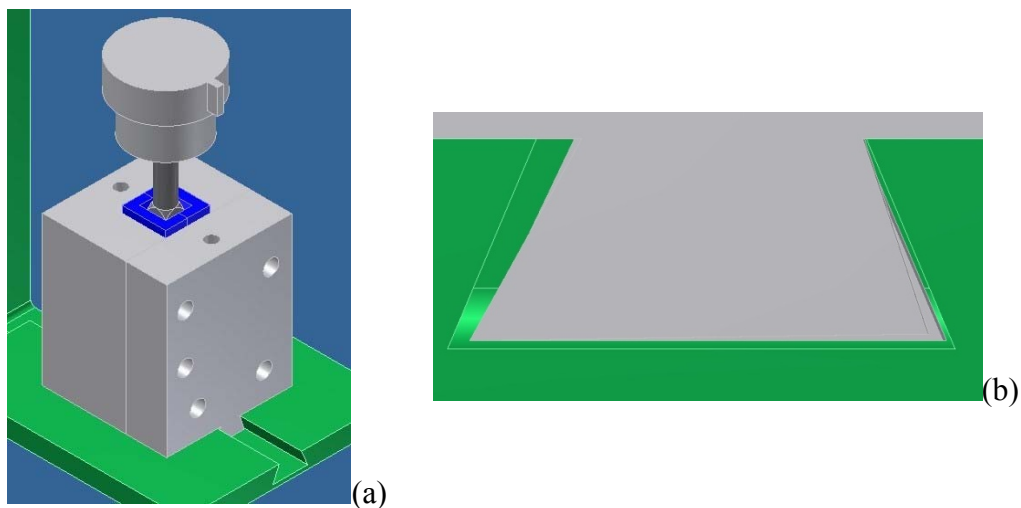


Figura 3.6 (a) simulación 3D de ensamble de sistema ECAE, (b) detalle de juego en cola de milano.

El juego detectado a causa de las imperfecciones de construcción y el posterior rectificado de la cola de milano permite una ligera rotación del cuerpo principal de la máquina respecto al eje vertical de la misma, por lo que presumimos fue una de las causas que provocara la falla del punzón original y sus guías que colapsaron antes de doblarse el cuerpo central del punzón.

3.6.2 Consideraciones de diseño.

Para compensar la falla de rotación se tomó como primer parámetro de diseño la capacidad de rotación del punzón respecto a su eje, a fin de ajustar cualquier defecto de rotación al momento de realizar el montaje.

La segunda consideración se refiere a separar la base de acople del punzón con la máquina de ensayos universales del cuerpo del punzón mismo, esto con el objeto de poder reemplazar el punzón en caso de ser necesario por otro y simplificar el proceso de fabricación de este último eliminando la necesidad de maquinar la geometría particular de la pieza de acople con la máquina de ensayos universales que requiere de un mayor tiempo de maquinado, reduciendo el costo y tiempo de fabricación de los futuros punzones de reemplazo y estableciendo una base universal y simple para cualquier tipo de punzón que se quiera acoplar a la máquina de ensayos universales.

Para diseñar la pieza de acople con la máquina Losenhausen, se utilizó el mismo diseño de los acopladores de punzones de corte que trae la máquina como accesorio, sin embargo este diseño solo considera la sujeción a presión para penetrar un material y cortarlo, por lo que la separación del punzón de la matriz de corte no es ningún inconveniente. En nuestro caso la separación del punzón de la matriz de extrusión ofrece cierta resistencia por el roce entre las paredes del canal de extrusión con la cabeza del punzón, por lo que se hace necesaria una firme sujeción entre el punzón y la máquina Losenhausen, para ello se consideraron dos opciones:

- La primera consiste en unir el punzón con la base a través de un vástago pasante, sin embargo este pasador limita a una sola posición entre el punzón y la base además de ello debido a la magnitud de la carga aplicada se sometería al pasador a un esfuerzo cortante por demás elevado, lo que resultaría en un pasador dimensiones inconvenientes para el espacio disponible.

- La segunda consideración es maquinar el extremo opuesto del punzón y a su negativo en la base, con una rosca que permita tener una sujeción firme en ambos sentidos de aplicación de carga. Además de ello permite rotar la pieza para afinar la alineación todos los componentes y como segunda ventaja tenemos que con la base roscada prevemos a futuro la instalación de otros punzones, ya sean de reemplazo o para otras investigaciones.

La unión roscada nos permite unir dos piezas a cargas elevadas y la selección de la rosca establece un patrón más universal de acople para otros punzones, adicionalmente pensando en un ajuste preciso del punzón con su base se incorporó al diseño una sección de caras paralelas separadas entre sí $3/4''$, con el fin de utilizar una sola herramienta para armar y desarmar todo el conjunto matriz-punzón.

Seguidamente se procedió a calcular los esfuerzos que se presentaran en los elementos roscados a fin de determinar el factor de seguridad de todos los elementos

3.6.3 Estudio para el cálculo de la resistencia de la unión roscada.

Para seleccionar la unión roscada nos apoyamos directamente en las roscas estándares que se consiguen en casi cualquier taller de metalmecánica a fin de darle a las piezas un carácter universal que puedan ser reproducidas a futuro sin ningún inconveniente. Encontramos en que las aplicaciones mas comunes son las roscas de la serie UNC y UNF además que se consiguen en casi cualquier taller, para ello consideramos los dos tipos de rosca en pulgadas que se tienen para el diámetro a utilizar de una pulgada, estas configuraciones son de 8 y 12 hilos por pulgada, se consideró para el cálculo la rosca de 12 hilos por pulgada, ya que permite un ajuste para alineación con menor desplazamiento vertical al rotar; en segundo lugar porque nos brinda un área sometida a tensión cerca de 9% mayor que la serie UNC de 8 hilos por pulgada, esta configuración hace más seguro el diseño debido al mayor numero de hilos por pulgada de longitud de desplazamiento.

Por otro lado, por razones de disponibilidad el acero H13 utilizado por Pernia y Vallejos (Pernia & Vallejos, 2007) para la construcción del punzón y los canales de extrusión, fue cambiado por acero AISI D2, un acero equivalente al AISI H13, cuyas propiedades mecánicas especiales para trabajo en frío se resumen a continuación.

- Densidad 7,61 gr/cc
- Módulo de Elasticidad 210 GPa
- Esfuerzo de Fluencia 1650 MPa
- Dureza 50 – 63 HRc

3.6.3.1 Cálculo de los esfuerzos presentes en el punzón.

Antes de realizar el cálculo de los esfuerzos sobre los elementos roscados, debido al cambio del material verificaremos el factor de seguridad del punzón sometido a esfuerzo uniaxial.

Para verificar esto utilizaremos la ecuación de la Tensión efectiva de Von Mises

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{(\sigma_1 + \sigma_2)^2 + (\sigma_1 + \sigma_3)^2 + (\sigma_2 + \sigma_3)^2}{2}} \quad (\text{Ec. 3.1})$$

Donde σ_e es la tensión efectiva de Von Mises, ya que estamos sometiendo al elemento a un esfuerzo uniaxial, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, lo que simplifica la ecuación y nos da como resultado:

$$\begin{aligned} \sigma_e &= \sqrt{\frac{(\sigma_1 + \sigma_2)^2 + (\sigma_1 + \sigma_3)^2 + (\sigma_2 + \sigma_3)^2}{2}} = \frac{20 \times 10^3 \text{ Kg} \cdot \text{f} * 9,806 \frac{\text{m}}{\text{s}^2}}{(15 * 15)^2 \text{ mm}^2} \\ &= 871,64 \text{ MPa} \end{aligned}$$

Con el valor del esfuerzo uniaxial de 871,64MPa, procedemos a calcular el factor de seguridad de la columna de extrusión mediante el uso de la siguiente ecuación:

$$\sigma_e = \frac{S_y}{\eta_s} \quad (\text{Ec. 3.2})$$

Donde S_y es el esfuerzo de fluencia del material y η_s es el factor de seguridad resultante, en nuestro caso de estudio tenemos:

$$\eta_s = \frac{S_y}{\sigma_e} = \frac{1650 \text{ MPa}}{871,64 \text{ MPa}} = 1,89 \quad (\text{Ec. 3.3})$$

3.6.3.2 Resistencia de los elementos roscados sometidos a carga uniaxial.

La ecuación general que define el factor de seguridad para tornillos se expresa según la siguiente ecuación:

$$S_p = \frac{\eta_t * C_t * (\frac{F_n}{N_t})}{0,25 * A_t} \quad (\text{Ec. 3.4})$$

Donde: η_t representa el factor de seguridad del tornillo, A_t el área de esfuerzo a tensión aplicada sobre el tornillo, N_t e número de tornillos, S_p es la resistencia mínima de prueba del tornillo, C_t es la fracción de carga externa soportada por el tornillo y F_n es la carga externa aplicada.

La expresión que define la fracción de carga externa o C_t se define según la ecuación:

$$C_t = \frac{K_b}{K_b + K_m} \quad (\text{Ec. 3.5})$$

Donde K_b representa la rigidez del perno y K_m representa la rigidez de los elementos acoplados

La rigidez del perno, se calcula utilizando la siguiente expresión:

$$K_b = \frac{A_t * A_d * E}{A_d * L_t + A_t * L_d} \quad (\text{Ec. 3.6})$$

Donde:

A_t = área sometida a tensión; A_d = área no roscada; L_t = longitud roscada; L_d = Longitud no roscada; E = Módulo de Elasticidad del material.

La rigidez de los elementos K_m se expresa según la ecuación

$$K_m = E * d * a * e^{\left(\frac{b*d}{L}\right)} \quad (\text{Ec. 3.7})$$

Donde:

E = Módulo de elasticidad; d = diámetro de la unión atornillada; L = Longitud total; a y b son constantes definidas mediante la tabla 3.2

Material	Módulo de Poisson	Módulo de Elasticidad (GPa)	a	b
Acero	0,291	207	0,787115	0,62873
Aluminio	0,334	71	0,79670	0,63816
Cobre	0,326	119	0,79568	0,63553

Tabla 3.2 Parámetros de elasticidad y rigidez de varios materiales (Shigley & Mischke, 1995).

Una vez establecida la resistencia mínima de prueba del tornillo o S_p , procedemos a calcular la precarga del tornillo que se define según la ecuación:

$$F_i = 0,75 * A_t * S_p \quad (\text{Ec. 3.8})$$

La carga F_p sobre el punzón se calcula mediante:

$$F_p = c * P + F_i \quad (\text{Ec. 3.9})$$

Donde P, es la carga externa aplicada

La carga F_b sobre la base del punzón se expresa como:

$$F_b = (1 - c) * P + F_i \quad (\text{Ec. 3.10})$$

Los esfuerzos que corresponden a las cargas externas a las que se someten el punzón y su base respectivamente será:

$$\sigma_p = \frac{F_p}{A_d} \quad ; \quad \sigma_b = \frac{F_b}{A_d} \quad (\text{Ec 3.11 y 3.12})$$

Finalmente calculamos los factores de seguridad del Punzón y su Base, según la expresión general

$$\eta_i = \frac{S_y}{\sigma_i} \quad (\text{Ec. 3.13})$$

Donde el subíndice “ *i* ” se sustituye por *p* o *b*, según sea el cálculo correspondiente al punzón o la base respectivamente.

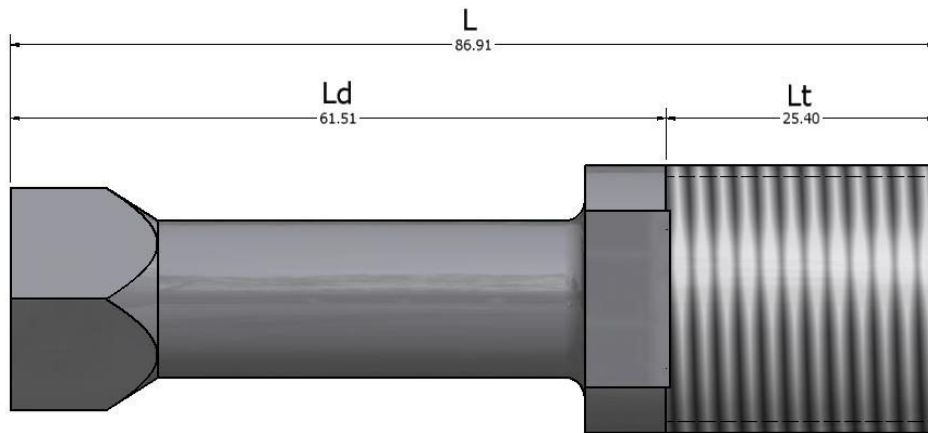


Figura 3.7 Esquema del punzón de extrusión (medidas en mm).

Ya definidas las ecuaciones y variables, se presenta un esquema del Punzón con la respectiva nomenclatura de las variables longitudinales, a continuación se definen todas las constantes a utilizar.

	Constante	Valor (mm)
Longitud Total	L	86,91
Longitud no Roscada	Ld	61,51
Longitud Roscada	Lt	25,4
Área sometida a Tensión	At	390,96 mm ²
Área no roscada	Ad	506,71 mm ²

Tabla 3.3 Constantes de diseño.

Sustituyendo en la ecuación 3.6 obtenemos la rigidez del Punzón:

$$K_b = \frac{(390,96 \times 10^{-6} * 506,71 \times 10^{-6}) m^4 * 210 GPa}{(506,71 \times 10^{-6} m^2 * 25,4 \times 10^{-3} m) + (390,96 \times 10^{-6} m^2 * 61,51 \times 10^{-3} m)}$$

$$K_b = 1,16 \times 10^9 Pa * m$$

Para calcular la rigidez del los elementos sustituimos en la ecuación 3.7

$$K_m = 210 GPa * 25,4 \times 10^{-3} m * 0,78715 * e^{\left(\frac{0,62873 * 25,4 mm}{86,91 mm}\right)}$$

$$K_m = 5,04 \times 10^9 Pa * m$$

La Fracción de carga externa se calcula a partir de la expresión 3.5:

$$C_t = \frac{1,16 \times 10^9 Pa * m}{(1,16 \times 10^9 + 5,04 \times 10^9) Pa * m}$$

$$C_t = 0,187$$

La resistencia mínima de prueba se indico en la ecuación 3.4, estableceremos el factor de seguridad en $\eta_t = 1,5$, $N_t = 1$ y la carga externa $F_n = 196.120,00Nw$ (20Ton), representa la capacidad máxima de la máquina de ensayos universales, siendo la carga mínima de prueba la siguiente:

$$S_p = \frac{1,5 * 0,187 * 196120Nw}{0,25 * 390,96x10^{-6}m^2}$$

$$S_p = 515MPa$$

Cálculo de la Precarga del perno y la fuerza sobre la rosca del punzón y la base, sustituimos en las ecuaciones 3.8, 3.9 y 3.10 respectivamente.

$$F_i = 0,75 * 390,96x10^{-6}m^2 * 515MPa = 165165,33Nw$$

$$F_p = 0,187 * 196120Nw + 165165,33Nw = 202x10^3Nw$$

$$F_b = (1 - 0,187) * 196120Nw + 165165,33Nw = 325x10^3Nw$$

Cálculo del esfuerzo y factor de seguridad del Punzón y Base de Punzón:

Para el Punzón:

$$\sigma_p = \frac{202x10^3Nw}{506,71x10^{-6}m^2} = 398MPa \quad ; \quad \eta_p = \frac{1650MPa}{398MPa} = 4,14$$

Para la Base:

$$\sigma_b = \frac{325x10^3Nw}{506,71x10^{-6}m^2} = 641MPa \quad ; \quad \eta_b = \frac{1650MPa}{641MPa} = 2,58$$

Con estos resultados comprobamos que el diseño propuesto es seguro para su operación.

3.6.4 Fabricación de las partes.

Una vez concluido el proceso de diseño de las piezas encargamos al Centro Eurovenezolano de Desarrollo Empresarial de Aragua (*CEDEA*) la fabricación de los canales de extrusión, base de punzón y el Punzón de extrusión. La fabricación estas piezas implico el uso de técnicas de mecanizado por control numérico, fresado y electroerosión para mecanizar la esquina en negativo del canal principal de extrusión.

3.6.4.1 Mecanizado del Punzón Extrusor.

Para mecanizar el punzón extrusor se utilizó una barra calibrada de 1” de diámetro de acero AISI D2, sobre la cuál mediante el uso del torno de control numérico se mecanizó la rosca UNF de 18 hilos por pulgada. El resto de la geometría se mecanizó en un torno de operación manual.

Las caras cuadradas del extremo y caras paralelas a 3/4” para ajustar el punzón se maquinaron con una fresa de operación manual.



Figura 3.8 Punzón extrusor.

En la Figura 3.8 se observa en detalle el punzón instalado en la base, se aprecian el fresado en las caras cuadradas y una de las caras paralelas con separación de 3/4” para el ajuste con herramienta de la misma medida.

3.6.4.2 Mecanizado de la base de punzón.

Para la fabricación de esta pieza, se utilizó como material base una barra AISI D2 de 2,5” de diámetro, se mecanizo en ella una rosca interna con la misma especificación que la rosca en el punzón (Fig. 3.9).

La geometría de acople con la máquina de Ensayos Universales Losenhausen también fue mecanizada en el mismo torno.



Figura 3.9 Base de Punzón.

3.6.4.3 Mecanizado de los canales de extrusión.

La fabricación de los canales principal y secundario, requirió de los procesos de mecanizado y electroerosión.

El mecanizado del canal secundario se realizó solo en la fresa, ya que la esquina en positivo o de “filo vivo” solo requirió del uso de esta técnica (Fig. 3.10).

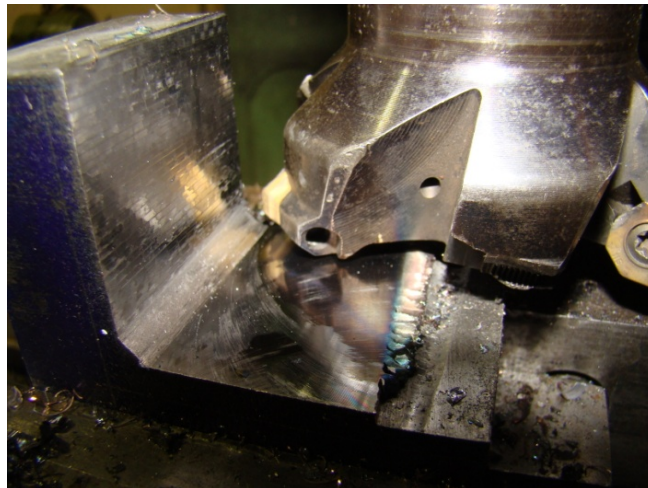


Figura 3.10 Proceso de mecanizado del canal secundario.

El canal principal es más complejo de fabricar, en la figura 3.11 se aprecia que con el uso de la fresa solo es posible mecanizar las zonas cercanas a la esquina debido a ello, la esquina en negativo no es mecanizable mediante herramientas rotativas y solo es posible mediante el uso de la electroerosión.

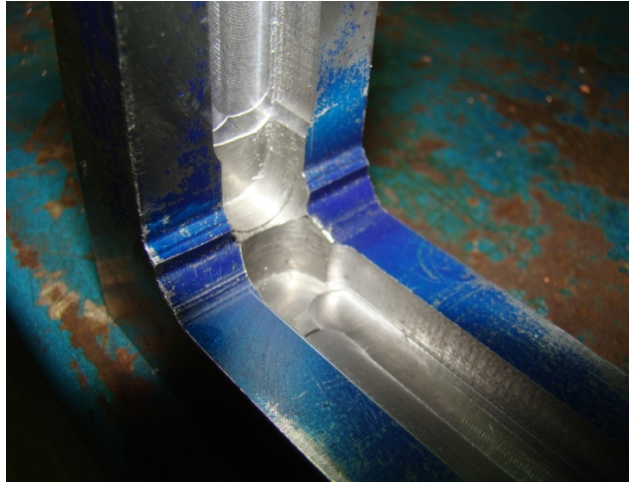


Figura 3.11 Canal principal mecanizado solo con fresa.

Para este último proceso se fabricó un electrodo de cobre a la medida del ancho del canal (15mm) y se instaló en la máquina de electroerosión marca ONA H300 esta herramienta nos permitió remover el material que no se alcanzó con la fresa, el acabado superficial deseado se logra mediante el adecuado ajuste del voltaje y la intensidad de corriente, en la figura 3.12 se observa el electrodo de cobre siendo alineado antes de iniciar el proceso de electroerosión.

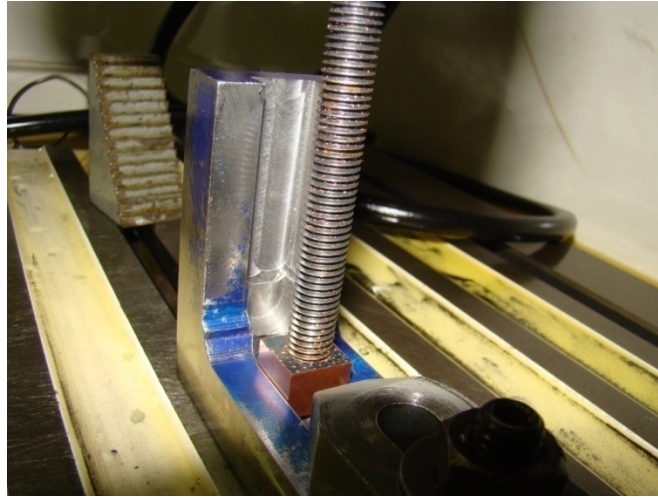


Figura 3.12 Electrodo de cobre instala en la máquina de electroerosión.

3.7 Técnica del Intercepto Lineal Medio para la medición del tamaño de grano.

Para medir el tamaño de grano promedio presente en una microfotografía se aplica una técnica conocida como la Técnica del Intercepto Lineal Medio, esta técnica consiste en trazar varias líneas de igual longitud conocida en dirección horizontal y en direcciones aleatorias con el fin de contar los granos que intercepta cada línea, luego de varias mediciones promediamos los resultados y finalmente se calcula el cociente del valor de la longitud de la línea conocida medida en micrómetros y el promedio determinado.

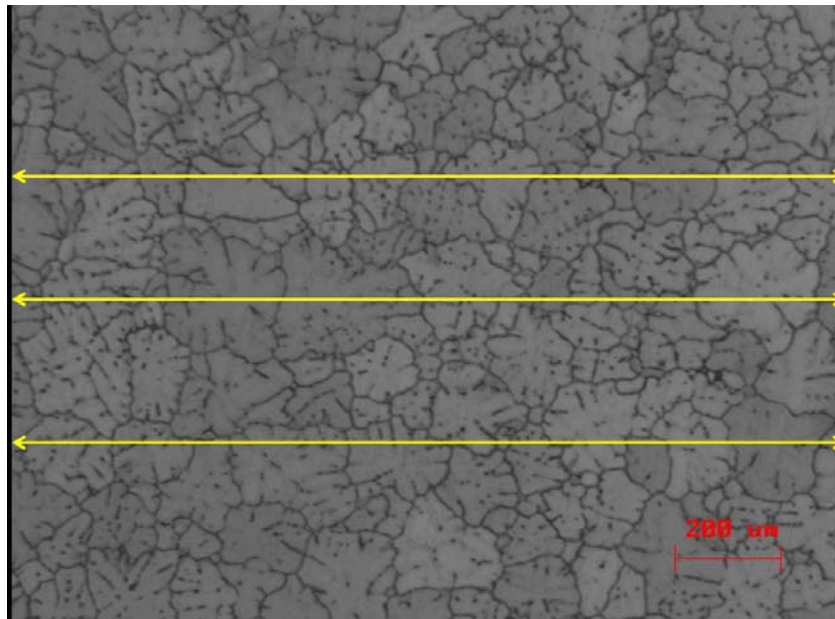


Figura 3.13 Aplicación de la técnica del intercepto lineal medio.

En la figura se aprecian diferentes líneas horizontales que atraviesan un grupo de límites de grano, el tamaño de la línea se determina en proporción a la escala dada por el microscopio.

4 Capítulo IV Análisis de Resultados

4.1 Análisis de los Ensayos ECAE.

Una vez culminado el proceso experimental, se analizaron las causas de las fallas ocurridas para determinar los puntos débiles del sistema y sugerir mejoras que en definitiva permitan hacer el proceso experimental ECAE a prueba de fallas con el correcto montaje y operación.

Estudios que se describen en detalle a continuación.

4.1.1 Consideraciones de Diseño.

4.1.1.1 *Separación de los canales del cuerpo central de la matriz de extrusión.*

En cuanto al diseño de la máquina, debemos decir que su robusta construcción la hizo resistente a la gran presión que podría separar los dos cuerpos que contienen los canales de extrusión, sin embargo los canales no cuentan con un mecanismo que facilite su expulsión del cuerpo principal.

Las grandes cargas presentes en el ensayo que intentan separar los canales de extrusión hace que estas piezas queden confinadas dentro del cuerpo principal bajo una gran presión, por lo que se hace necesario utilizar una prensa hidráulica que debe hacer apoyo en los extremos salientes de entrada y salida que tienen poca superficie de apoyo para ejercer la presión necesaria para separarla del cuerpo principal haciendo de esta forma la separación una tarea difícil.

4.1.1.2 *Punzón esclavo en la máquina de ensayos universales Lossenhausen y cola de milano.*

Por el hecho de que el punzón y la matriz de extrusión no formen parte de una misma pieza, a pesar de formar parte del mismo proceso, la alineación de los mismos es la clave para llevar a cabo un proceso de extrusión exitoso. La línea del eje de acción del punzón, acoplado a la parte superior de la maquina de ensayos universales, debe interceptar perpendicularmente la línea longitudinal de la cola de milano, que a su vez debe estar ubicada en el centro de la matriz, con el fin de lograr una perfecta alineación.

Al no poder cuantificar con la exactitud necesaria la alineación de los componentes, cualquier desviación, por ligera que sea, causará que el punzón se doble y el filo vivo de su extremo comience a raspar las paredes progresivamente causando daños irreversibles al punzón y a los canales de extrusión.

4.1.2 Consideraciones de Construcción.

4.1.2.1 *Acabado superficial del canal principal de extrusión.*

La fricción es un parámetro importante en la evolución del flujo de material a través de la matriz, mientras menor sea la fricción mayor será la deformación efectiva por pasada, sin embargo si la fricción es nula es posible que no ocurra un llenado completo de la esquina inferior, lo que produce un efecto de corte por cizalladura en la parte superior del material y una deformación por doblez en la parte inferior, rompiendo con el objetivo de corte puro en el plano de intersección que forman los canales de entrada y salida. Por ello es importante obtener un buen acabado superficial de baja fricción pero sin llegar a ser especular.

El canal principal utilizado en el primer ensayo de extrusión presentaba una rugosidad 10,4μm en la esquina interna. A pesar que con el proceso de electropolido descrito en el 3.1.3, se redujo la rugosidad aparente a 7,94μm, todavía representa un valor alto y por ende un vasto acabado, trayendo como consecuencia un mayor coeficiente de fricción entre la probeta y los canales y con ello un aumento en la carga requerida para procesar la muestra.

En comparación con el segundo ensayo, donde el canal principal presentaba un mejor acabado, se observó que la carga aplicada para deformar la probeta varió de 14 a 12Ton. La mejora en la calidad del acabado superficial entre en primer par de canales de extrusión y los segundos, representó una disminución de 2 toneladas en el valor de la carga aplicada, esto supone entonces la magnitud del aporte de la componente asociada al roce como parte de la carga total requerida para la extrusión, que de acuerdo al análisis clásico esta definido como:

$$P_t = \left[(\sigma_x + d\sigma_x) * \frac{\pi}{4} (D + dD)^2 - \sigma_x \frac{\pi}{4} D^2 \right] + \left[P \left(\pi D \frac{dx}{\cos \alpha} \right) \sin \alpha \right] + \left[\mu P \left(\pi D \frac{dx}{\cos \alpha} \right) \right] \cos \alpha$$

Ec. 4.1 Carga Total de extrusión

Este resultado evidencia la influencia de la fricción, no solo en la deformación del material o en el llenado de la esquina inferior, sino también en la carga necesaria para hacer fluir el material a través de la esquina y hacia la salida de la máquina.

4.1.2.2 Mecanizado de la cola de milano.

La cola de milano forma parte de la matriz de extrusión, con ella se acopla a la máquina de Ensayos Universales Losenhausen. En un principio, las dimensiones de construcción de la cola de milano no coincidían con las de la base, sus sobredimensionadas medidas impedían el paso y acople de la matriz con la máquina

de ensayos universales. Para corregir el problema se envió la pieza a un taller de mecanizado con las medidas específicas de la base.

La imprecisión del trabajo realizado removió una cantidad de material mayor a la especificada, lo que ocasionó el juego entre las partes antes mencionadas agregando más variables que controlar en el proceso, estas variables adicionales añadieron una gran incertidumbre al proceso de alineación.

Este juego producto de un mal mecanizado trajo como consecuencia que el cuerpo de la matriz pasara de tener un solo grado de libertad (eje longitudinal) a tener tres grados de libertad, estos son:

- Longitudinal (dirección de la cola de milano)
- Transversal (ver figura 3.7)
- Rotacional (producto de los dos anteriores)

El movimiento rotacional se considera el más difícil de controlar, por ello se proporcionó rotación al punzón con el objeto de hacer ajustes necesarios en el momento del montaje y compensar esta falla de fabricación.

En definitiva estas variables que son difíciles de controlar y que no están previstas en el diseño son la causa de las dificultades presentadas durante el proceso de extrusión.

4.2 Caracterización preliminar de las muestras

4.2.1 Al 6063 composición química.

Al-6063	Si	Mg	Fe (max)	Cu (max)	Cr (max)	Ti (max)	Zn (max)	Mn (max)
	0,2 - 0,6	0,45 - 0,9	0,35	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1

Tabla 4.1 Composición química del Al-6063 (La Barbera & Perez, 2001)

Es de considerar que la fase de Mg_2Si en estado intermedio, es el compuesto endurecedor de la aleación 6063, por ello, aumentando su contenido aumentamos su resistencia mecánica, esto trae como consecuencia una disminución en su ductilidad y extrudabilidad.

En cuanto a los demás componentes de la aleación podemos decir lo siguiente:

- El contenido de hierro mejora las propiedades mecánicas, la cinética de recristalización y la conductividad eléctrica.
- El cobre refina los precipitados envejecidos de Mg_2Si , produciendo un aumento en la resistencia sin disminución de la ductilidad.
- Los elemento secundarios como Mn, Cr y Ti, tienen un efecto ventajoso sobre la tenacidad. Esto se debe a la formación de granos fibrosos, y además, por ser capaces de disipar la deformación plástica, evitando la formación de grandes bandas de deslizamiento y la concentración de tensiones en el borde de grano que provocan grietas prematuras.

En la Tabla. 4.2 se presentan las propiedades mecánicas del Al-6063 en estado recocido (T0) y la misma aleación con tratamiento térmico T6.

Tratamiento Térmico	Dureza Brinell Carga: 500gr Bola: 10mm	Sy (MPa)	Suts (MPa)	Fatiga S(MPa)	Fatiga N(10 ⁶)	Elong (%) Long: 5cm Esp: 1,6cm
T0	25	50	90	55	500	---
T6	73	215	240	70	500	12

Tabla 4.2 Comparación entre un Al-6063 recocido (T0) y con Tratamiento Térmico T6

4.2.1.1 Características y aplicaciones de la aleación 6063.

Entre las características más importantes puede citarse su gran formabilidad, ya que permite velocidades de extrusión de 40-60mts/min, una excelente resistencia a la corrosión bajo tensiones, tanto en atmósferas industriales como en agua de mar.

Posee buena soldabilidad, ya sea por arco (Mig-Tic), gas o brazing, y características intermedias de resistencia mecánica y maquinabilidad para trabajo en frío, que brinda un extenso campo de aplicación en todos los usos estructurales (DAROQUI, 1986).

Las aleaciones de Al-Mg-Si, de la serie 6000 según la designación de la Aluminium Association, constituye el grupo más importante destinado a la extrusión de tubos, barras y perfiles abiertos de variadas formas. En la actualidad a nivel mundial el 80% de las aleaciones empleadas en el sector de la extrusión pertenecen a la serie 6000, siendo la aleación 6063 la más destacada por su gran volumen de producción en nuestro país. La podemos conseguir así:

- Secciones arquitectónicas y decorativas: Perfiles de ventana, escaleras y rejas.
- Conductores eléctricos, postes de luz y torres estructurales.

- En la industria del transporte: estructuras de remolques, barras de autobuses y parachoques.
- Usos domésticos como envases, muebles y sillas.

4.2.2 Caracterización de la muestra mediante microscopía óptica.

Mediante la observación de microscopía óptica se puede observar la estructura de grano presente, la morfología y la distribución de tamaño de grano. Para ello se tomó de una probeta sin procesar una imagen de la sección transversal y otra de la sección longitudinal, con el objeto de caracterizar cualitativa y cuantitativamente las estructuras presentes.

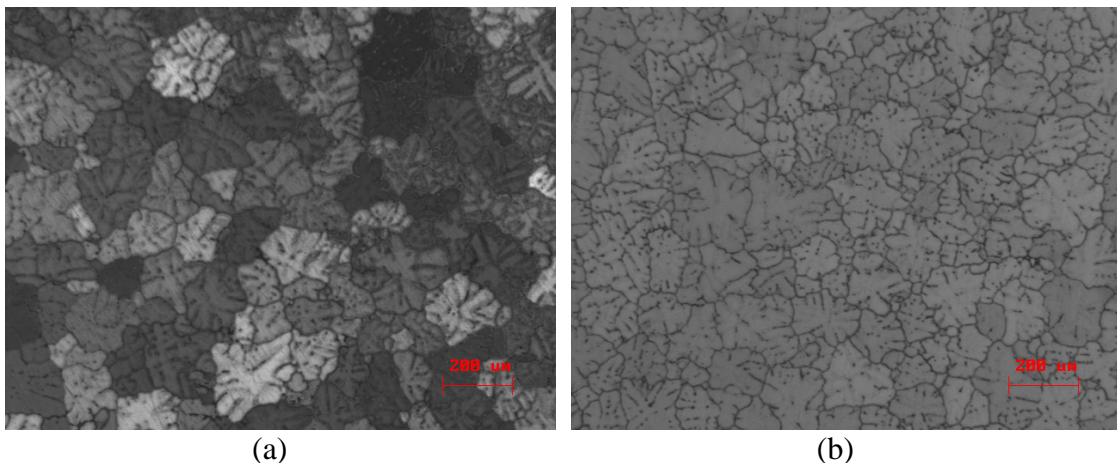


Figura 4.1 Micrográficas: (a) Sección Longitudinal, (b) Sección Transversal

De la figura 4.1.a se desprende que el tamaño de grano promedio utilizando la técnica del intercepto lineal medio es de $115,48\mu\text{m}$, para la sección longitudinal de la Figura 4.1.b, así mismo se determinó un tamaño de grano de $122,1\mu\text{m}$ para la sección transversal. La desviación estándar para los tamaños de grano es de $4,68\mu\text{m/grano}$. La aplicación de los distintos ensayos y procedimiento para el cálculo de tamaño de grano se describió en detalle en el punto 3.7.

Las microfotografías y el estudio de tamaño de grano nos revelan que ambas secciones presentan homogeneidad en cuando a su distribución por forma característica; el valor de la desviación estándar es suficientemente bajo respecto a los tamaños de grano calculados, por ello podemos decir que existe homogeneidad en los tamaños de grano presentes, estableciendo la equiaxialidad de la estructura de grano del material.

Sin embargo, poco se puede decir de la distribución de partículas de fase secundaria precipitadas como consecuencias del tratamiento térmico T6 ya que la resolución del microscopio no permite tal verificación. Para compensar dicha limitación de observación, la medición de la dureza permite presumir, contra diversos resultados conocidos, la presencia de precipitados de Mg_2Si característicos de un tratamiento térmico T6.

Probeta Control Al-6063 T6		Resultado expresado en la literatura
1	54,6	50 – 70
2	52,8	
3	48,9	
Desv. Estándar	2,9 +/- 0,1	

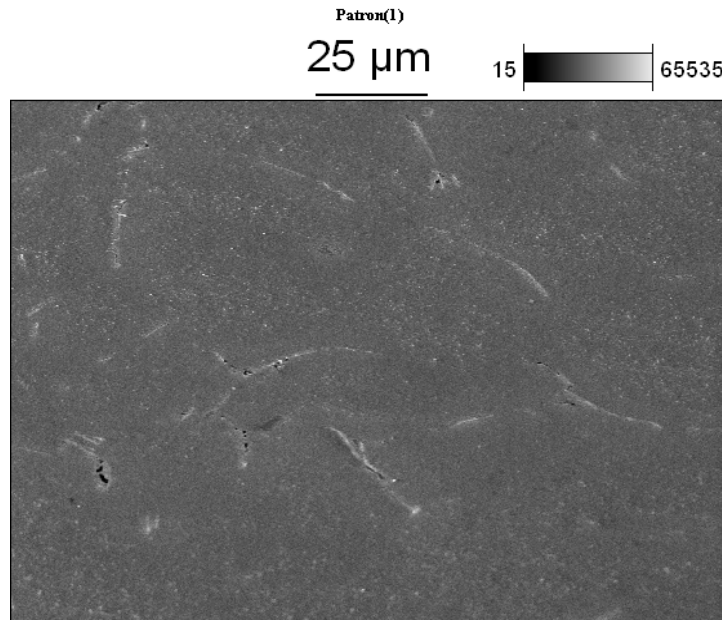
Tabla 4.3 Tabla comparativa de dureza experimental y reportada en la literatura

De los resultados presentados en la tabla 4.3, se verifica un valor un poco menor sin embargo se puede decir que la correspondencia entre los valores obtenidos experimentalmente y los reportados en la literatura comprobando así la presencia de precipitados de Mg_2Si , responsables de la dureza característica del tratamiento térmico aplicado.

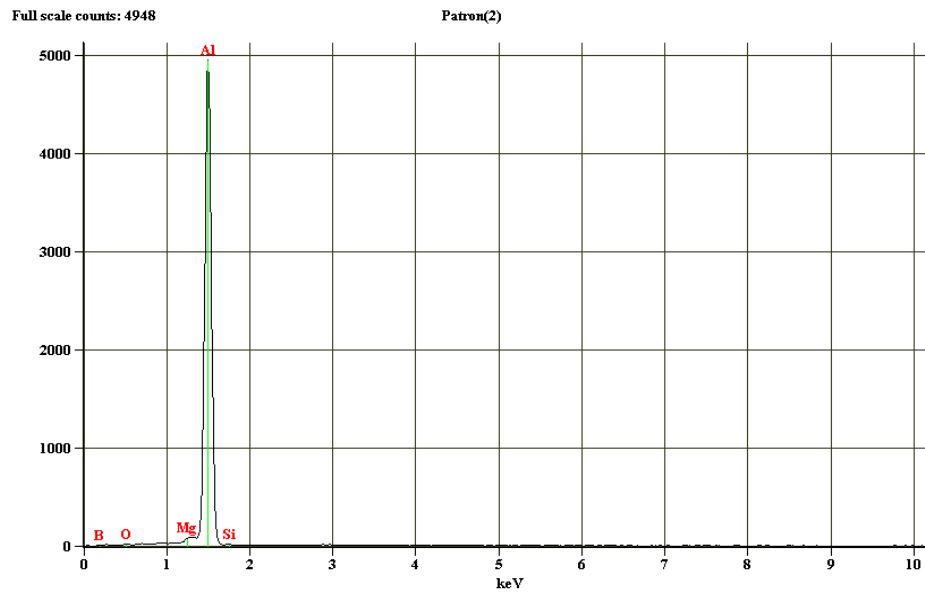
Dados los resultados anteriores se esperaría una distribución uniforme de precipitados de Mg_2Si finamente distribuidos en la matriz, dichos precipitados semi-coherentes son los responsables del endurecimiento.

4.2.3 Caracterización de la muestra mediante microscopía electrónica de barrido.

En fig.4.2(a) observamos una imagen de la muestra obtenida por microscopía electrónica de barrido MEB en modo de imagen de electrones secundarios, se aprecia la presencia de partículas de segunda fase, engrosando los límites de grano, revelando la relativa equiaxialidad de estos, así mismo también se puede observar la presencia de finos precipitados en el interior de los granos y finalmente se evidencian zonas libres de precipitados en las regiones cercanas a los límites, de forma envolvente a las regiones con alta densidad de precipitados, es conveniente destacar que dicha microestructura es característica de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente, no obstante desde un punto de vista meramente cualitativo los precipitados en el seno de los granos parecieran ser un poco gruesos en relación a la supuesta condición de semicoherencia que se debería lograr a través del tratamiento térmico previo. Por otra parte en la tabla 4.4 se resumen las características composicionales de la aleación como resultado de un análisis general de la matriz a través de la técnica de espectroscopia por dispersión en energías de rayos X.



(a)



(b)

Figura 4.2 (a) Imagen de la muestra patrón en electrones secundarios, (b) Espectro por EDS

4.3 Estudio de la muestra procesada por ECAE.

	<i>Net Counts</i>	<i>Weight %</i>	<i>Weight % Error</i>	<i>Atom %</i>	<i>Atom % Error</i>
<i>Mg K</i>	812	1.61	+/- 0.06	1.78	+/- 0.07
<i>Al K</i>	43137	97.83	+/- 0.58	97.68	+/- 0.58
<i>Si K</i>	104	0.56	+/- 0.08	0.54	+/- 0.08
<i>Total</i>		100.00		100.00	

Tabla 4.4 Análisis semi-cuantitativo elemental de la matriz.

Para el análisis de la muestra procesada se realizaron mediciones de dureza Vicker y observaciones de la probeta en el Microscopio Óptico y Microscopio Electrónico de Barrido, de lo observado se seleccionaron cuatro zonas de estudio, según la importancia de los cambios sufridos en el material. Las zonas de estudio analizadas se muestran en la figura 4.3.

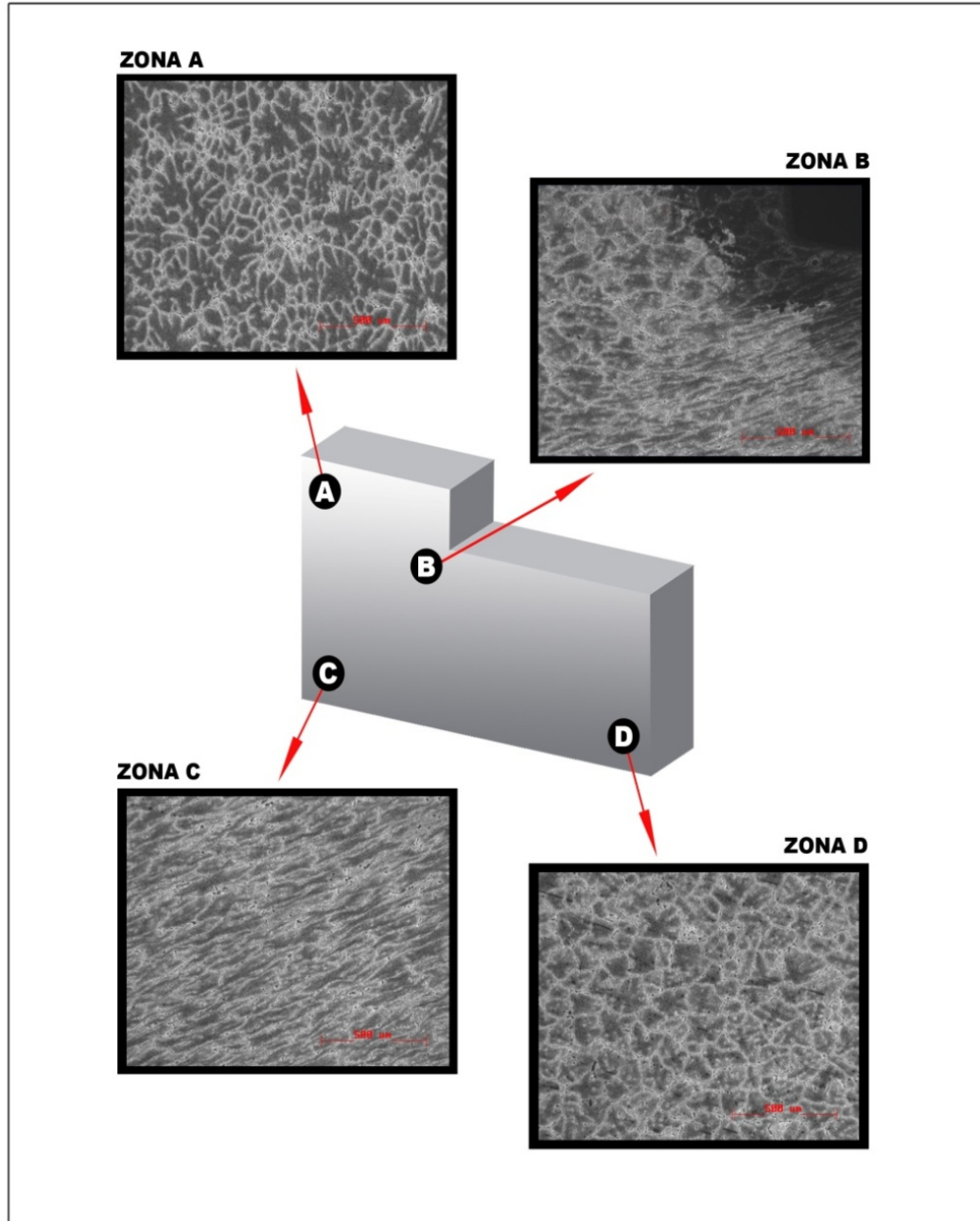


Figura 4.3 Esquema de las zonas de estudio.

4.3.1 Estudios de Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido

4.3.1.1 Zona A.

La zona de estudio “A” es el sector de la probeta que fue sometido a compresión, sin embargo no atravesó el plano de deformación definido de acuerdo a la geometría del sistema de extrusión. La observación bajo el microscopio óptico y MEB se aprecia en la Figura 4.4 (a, b).

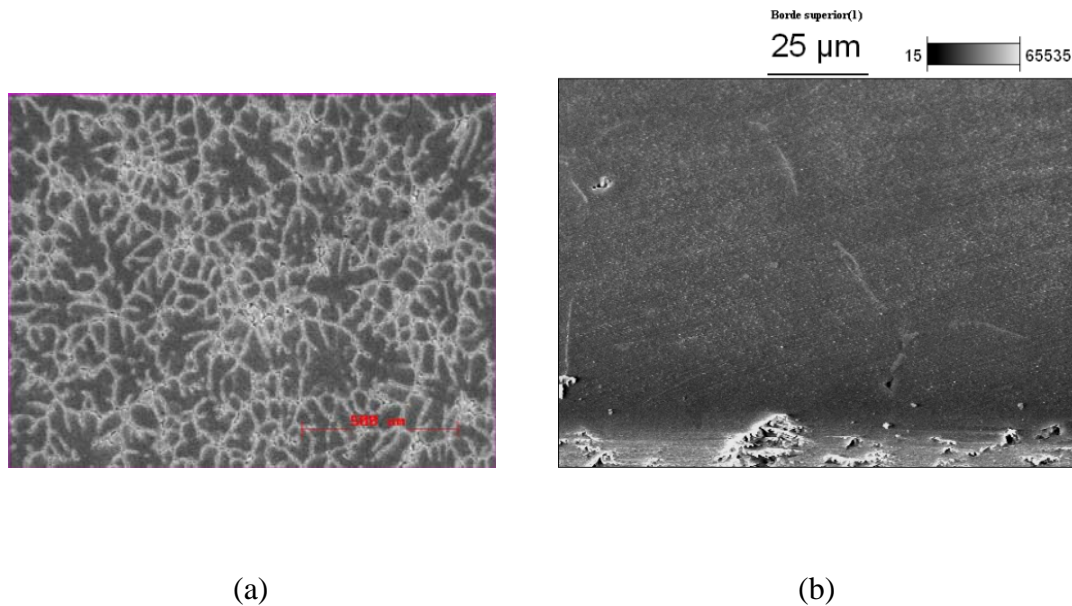


Figura 4.4 Microfotografía sector “A”, (a) Microscopio Óptico y (b) MEB

De la figura 4.4.a se observa en general que existe una distribución de formas homogéneas a lo largo del sector en estudio, sin embargo en cuanto a la distribución de tamaños de grano se evidencia una ligera heterogeneidad en la zona.

En en cuanto a la distribución de grano la aplicación de la técnica del Intercepto Lineal Medio es un procedimiento cuantitativo que no resulta conveniente aplicar en

este caso, debido a que la presencia de gran cantidad de estructuras dendríticas consecuencia del ataque químico dificultan la observación de los límites de grano.

Como se comentó en el punto 3.7 este método se basa en cortar líneas y contar el número veces que se interceptan los límites de grano, en el caso de la Figura 4.4.a aumentamos significativamente la incertidumbre de quien hace este procedimiento. Por esta razón se realizó una comparación cualitativa entre la figura patrón y la figura de la zona A, de ello se espera una similitud en la distribución de tamaño de grano ya que no es apreciable ninguna alteración respecto a la forma patrón, que para ambas zonas se presentan bastante homogéneas.

Basados en el análisis anterior, tenemos suficientes elementos para inferir que la estructura de grano es equiaxial en esa zona del sólido y esta morfología es estable.

A pesar que este sector de la probeta fue sometida a una gran carga de compresión, la estructura de grano mantuvo su forma original, esto indica que la condición de compresión no modifica ningún aspecto morfológico antes del proceso de deformación, condición que ha sido verificada a través de imágenes tomadas en MEB, tal como se aprecia en la fig.4.4.b.

4.3.1.2 Zonas B y C.

La zona “B” esta representada por la esquina interior del canal de extrusión, esta esquina es el lugar de partida del plano de intersección entre los canales de entrada y salida (figura 4.5 (a) y (b)). Es en esta zona donde se aprecia la transformación de las estructuras de grano. Las imágenes tomadas tanto en óptico como en Barrido demuestran claramente que el material no sufrió agrietamiento en el vértice superior del canal el cual representa una zona crítica si se toma en cuenta su geometría y una posible condición extrema para el anclaje de material.

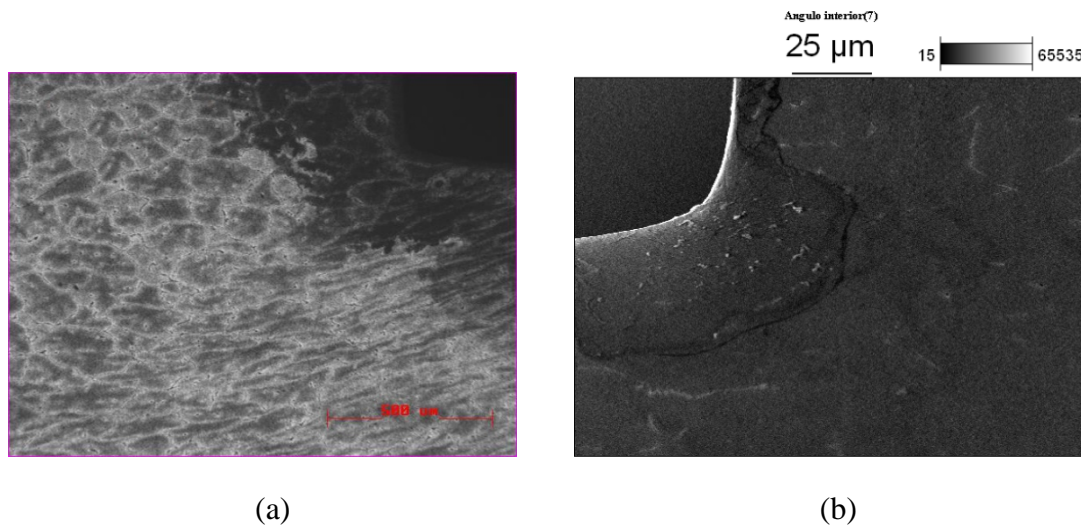


Figura 4.5 Zona de Transformación, (a) Imagen de Microscopia Óptica de la esquina interior de la muestra extruida y (b) Imagen de Microscopia electrónica de la esquina interior de la muestra extruida

En la Figura 4.5.a, podemos diferenciar entre dos grupos de límites de grano, los primeros en la parte superior izquierda que representan las estructuras homólogas a las presentes en la zona “A”, es decir sin deformación, el segundo grupo se ubica en la parte inferior derecha, en estas estructuras de grano visiblemente deformadas se aprecia claramente la textura mecánica del proceso de extrusión que direcciona de forma homogénea a las estructuras presentes, adicionalmente los límites de grano se hacen mas gruesos y difusos, lo que supone la existencia de bandas de deformación y

por ende una alta densidad de dislocaciones haciendo más difícil diferenciarlos con claridad. Estas zonas están separadas entre si por una frontera imaginaria de aproximadamente 45° respecto a la horizontal, que representa el perfil del plano de corte que deforma el volumen del material que la atraviesa.

Haciendo un análisis mas detallado desde la perspectiva del microscopio óptico podemos observar la particular dirección de la textura mecánica presente, esta dirección se orienta según el vector \vec{B} a 19° respecto a la horizontal de la figura 4.6, así mismo se muestra la dirección del plano de corte BB' a 45° de la horizontal.

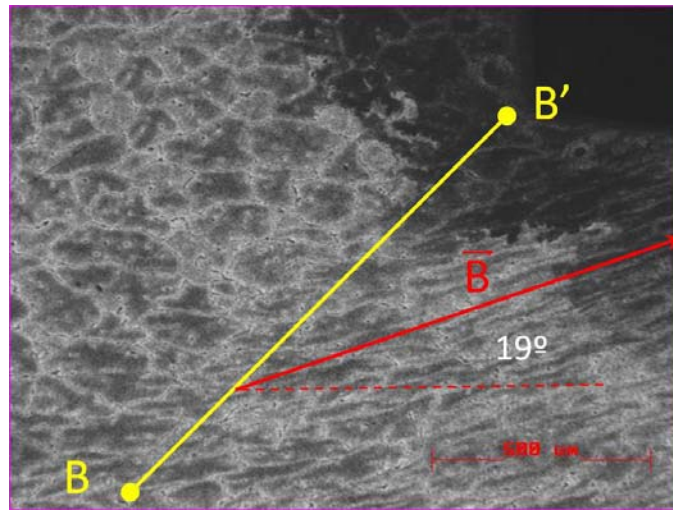


Figura 4.6 Orientación del plano de corte y distorsión del material

De lo anterior se desprende que se cumple con lo planteado por Segal (Segal, Reznikoy, Drobyshevskiy, & Kopylov, 1981) donde, define la orientación del plano de corte BB' como la intersección de los canales de extrusión de entrada y salida.

Así mismo según la dirección de \vec{B} , se comprueba el esquema de distorsión de un elemento cuadrado por cortadura (Fig. 2.3) realizado por Gonzales (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001), en donde se muestra mediante un modelo que la inclinación de las líneas de flujo varían respecto a la inclinación del plano de deformación. El modelo de Gonzales de manera ideal demuestra como un elemento cuadrado se

distorsiona al atravesar un plano de corte por cizalladura, obteniendo una inclinación de 26° en la zona deformada. Experimentalmente se comprueba el modelo con la dirección de \vec{B} de 19° , que efectivamente se aproxima lo planteado por Gonzales.

Basándonos en los estudios de Iwahashi (Iwahashi, Wang, Horita, & Nemoto, 1996), en los que se desarrolla una expresión matemática para la obtención de la deformación acumulada luego de una cantidad definida de pases, y en la tabla 2.1 sobre el efecto de la geometría del canal sobre la deformación acumulada desarrollada por Signorelli (Signorelli, Gazza, Bolmaro, & Loge, 2003), podemos decir que bajo la geometría de los canales de extrusión utilizados, se obtiene la mayor deformación posible en un pase del material a través del plano de corte. Iwahashi presenta que estos resultados son validos sólo en la parte central de la probeta, ya que en sus investigaciones llega a la conclusión que el efecto de la fricción influye sobre la homogeneidad de la deformación en las zonas de la muestra adyacentes a las paredes de la matriz.

Dichas afirmaciones han sido motivo de estudio para varios investigadores tales como Prangnell (Prangnell, Harris, & Roberts, 1997), así como Wu y Baker (Wu & Baker, 1997), en los que se demuestran resultados adversos a los presentados por Iwahashi. Dichos resultados demuestran que el efecto de la fricción ayuda a un llenado efectivo de la esquina exterior del canal de extrusión, lo que produce un corte por cizalladura en todo el plano de deformación y por ende una deformación homogénea de de la muestra. Novara en sus estudios concluye al igual que Prangnell, Wu y Baker, que si no existe un hueco en la esquina exterior la zona de deformación plástica no es afectada significativamente. En nuestro proceso experimental se obtuvo un llenado completo en la esquina del canal, este sector esta identificado con la zona "C" donde se observó de igual forma el plano de deformación a 45° y la deformación de la estructura de grano a 19° (Fig 4.7), se evidenció un llenado completo de la esquina del canal y en las microfotografías (figura 4.8), no se observan cambios relevantes en la morfología de los granos en la zona de deformación incluyendo las adyacencias de las paredes de la muestra, lo que confirma las hipótesis presentadas

por Prangnell, Novara, Wu y Baker y además valida la ecuación 2.5 desarrollada por Iwahashi para obtener un resultado óptimo de deformación en toda la probeta y no sólo en el centro de la misma.

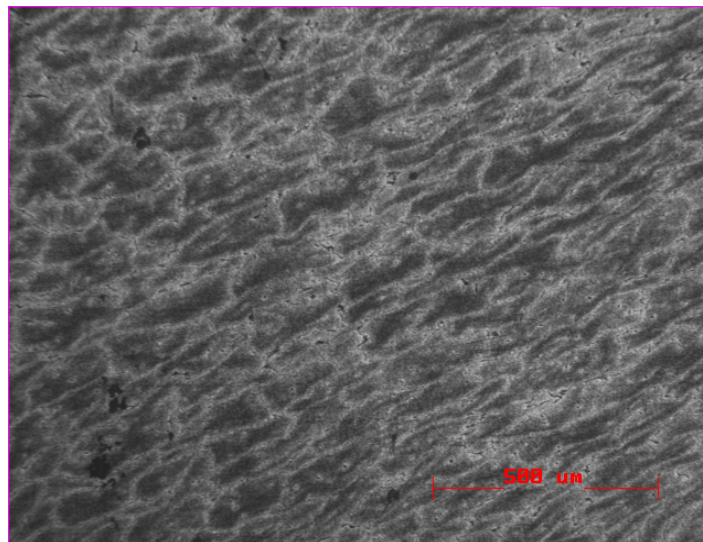


Figura 4.7 Plano de deformación en la esquina del canal de extrusión (Zona “C”)

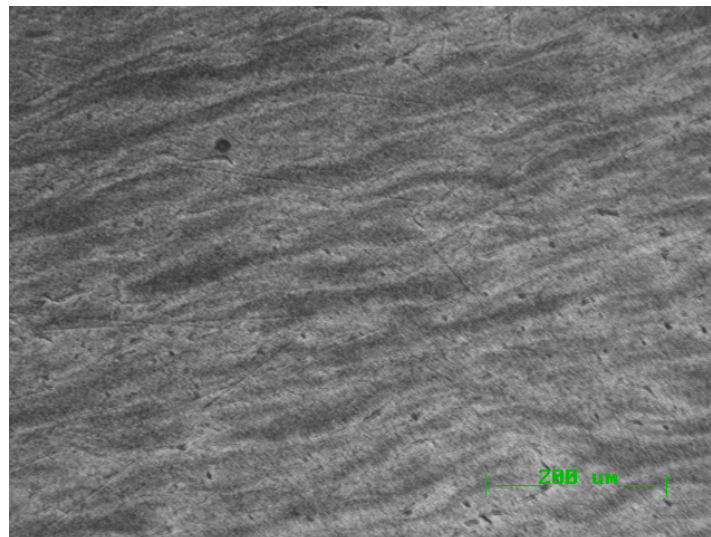


Figura 4.8 Cara externa de la probeta deformada en contacto con el canal de extrusión

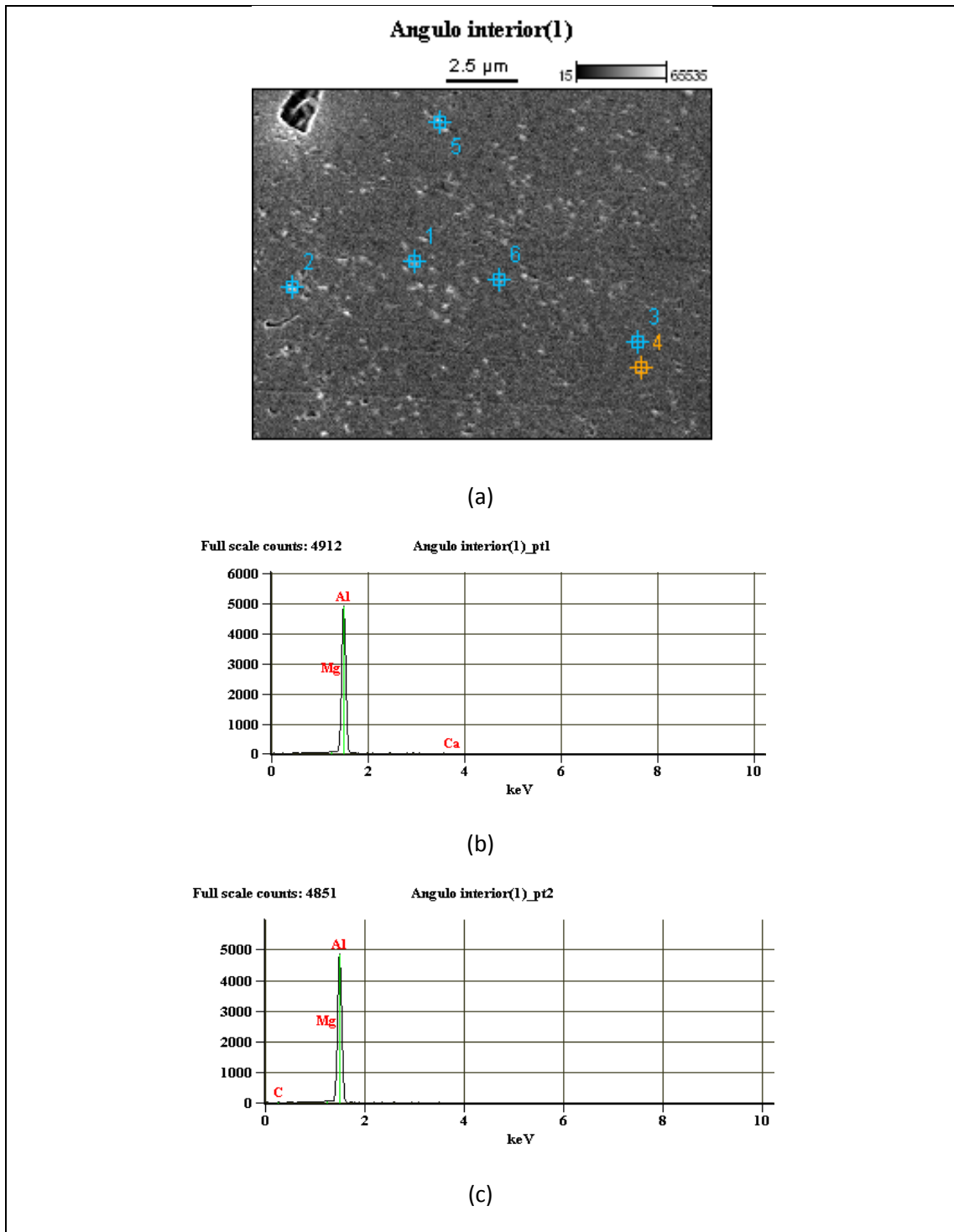


Figura 4.9 (a)Detalle interior de estructura de grano, (b) y (c) composición de los precipitados

La fricción no sólo limita su estudio a la influencia sobre la homogeneidad de la deformación, esta también influye en la evolución de la carga aplicada sobre el punzón. Shubo Xu (Shubo, Guoqun, Xinwu, & Cuo Cheng, 2007), presenta en sus estudios que a medida que aumenta el coeficiente de fricción entre las paredes de la probeta y el canal de extrusión, aumenta a su vez la presión máxima del punzón y concluye que la influencia de la fricción en la distribución de la deformación de la muestra es relativamente baja comparada con su influencia sobre la carga ejercida sobre el punzón (Fig. 2.11). En las pruebas realizadas se pudo comprobar esta teoría, ya que con el primer juego de canales utilizados de gran rugosidad superficial se registró una carga aplicada de 14ton, que luego disminuyó a 12ton al utilizar el segundo juegos de canales fabricados cuya superficie no presentaba ningún tipo de defectos.

En las imágenes que se presentan en la figura 4.9 (a),(b) y (c), se toma un detalle del interior de los granos en la región deformada, se observa en principio que se mantiene la distribución de los precipitados de manera uniforme en el interior del grano, a partir de los análisis puntuales reportados, se debería verificar que los precipitados corresponden a fases estequiométricas de Siliciuro de Magnesio, lo cual coincide con lo reflejado clásicamente por la literatura especializada para este tipo de aleaciones, sin embargo las dimensiones de spot o diámetro de haz de electrones es seguramente muy grande, para la dimensión del precipitado, lo que trae como consecuencia la interacción de este con la matriz generándose una interferencia en la señal, presentándose entonces un pico de aluminio en el espectro de energías el cual definitivamente corresponde a emisiones características de la matriz y no del pequeño precipitado, es conveniente destacar que para el análisis de estas finas partículas es más adecuado el estudio por microscopía electrónica de transmisión y su caracterización sería más precisa si se toman patrones de difracción de electrones en área selecta o por micro difracción con haz convergente. En todo caso a través de la técnica de MEB ha sido posible verificar su presencia y esto es importante porque implica en principio que se desarrollen las estructuras de grano submicrométricas

en el material luego de las extrusiones, entonces se esperaría estabilidad dimensional del grano por interacción con estos precipitados.

Sin embargo las fases secundarias presentes en los bordes de grano si experimentan un proceso de reorientación progresivo en la medida que se pasa a través del plano de deformación en la matriz, en la figura 4.10 se aprecia este cambio paulatino, hasta alcanzar la condición en el seno de la región deformada, (b), en donde se observa una clara alineación de las partículas en la dirección de la textura revelada en microscopia óptica, así mismo se observa la fragmentación de estas fases gruesas en fases un poco mas pequeñas y ahora con morfologías mas aciculares, este comportamiento sugiere la presencia de una estructura fuertemente texturada desde el punto de vista mecánico. Aunque este comportamiento, pareciera gozar de cierta transitoriedad ya que al final del procesamiento de los especímenes extruidos, no se aprecia tal condición.

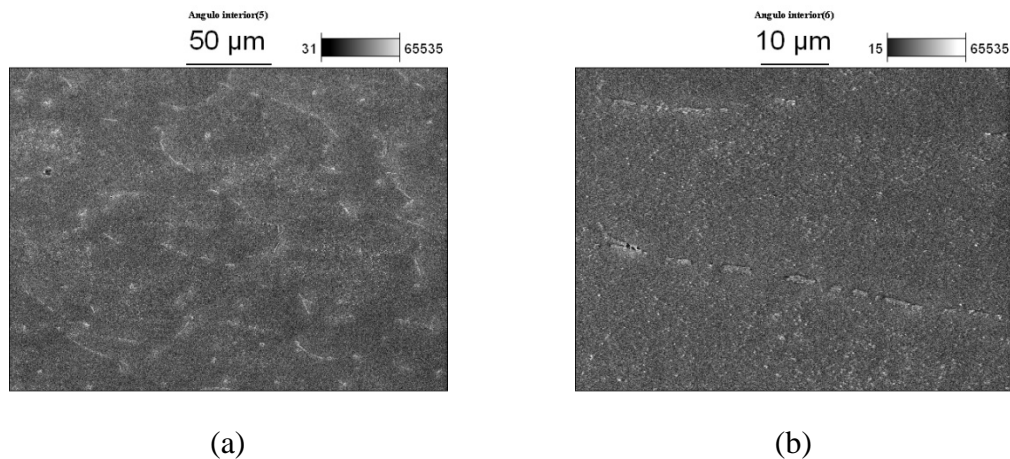


Figura 4.10 (a) Zona de Transformación, (b) Fases secundarias deformadas

Por otra parte el cambio de morfología y orientación de las fases secundarias presentes en los límites de grano no esta asociado a cambio alguno en su naturaleza elemental, tal como se aprecia en la fig. 4.11 y en la tabla 4.5 se muestran los análisis elementales correspondientes.

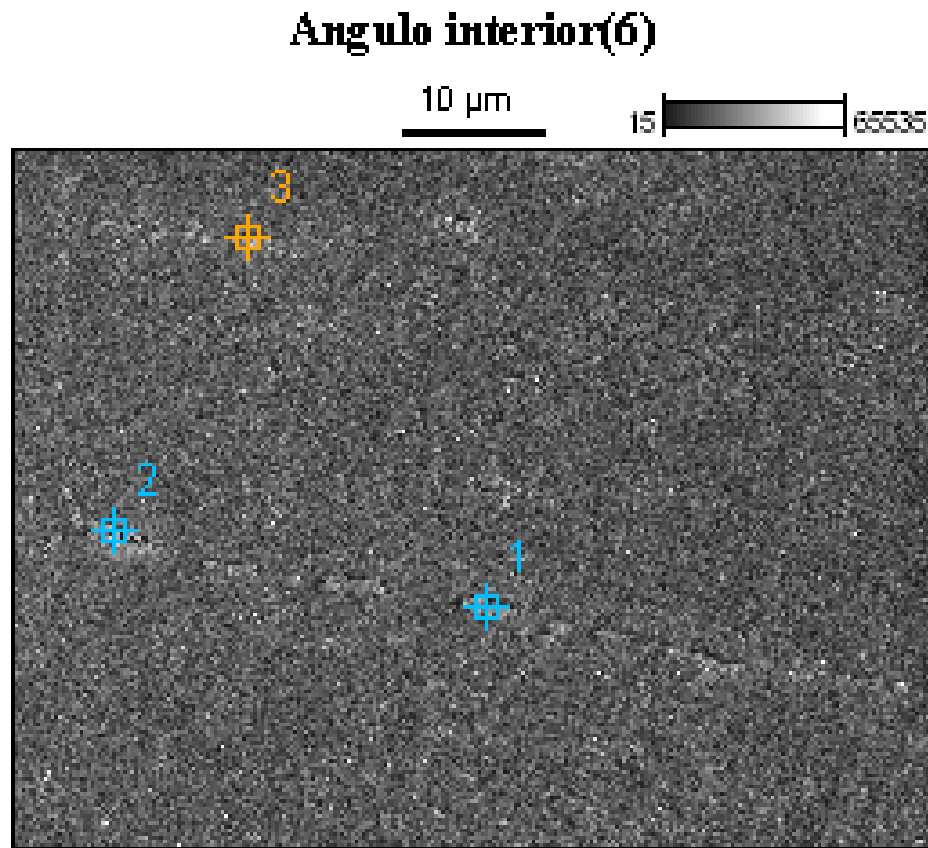


Figura 4.11 Precipitados en la esquina interior

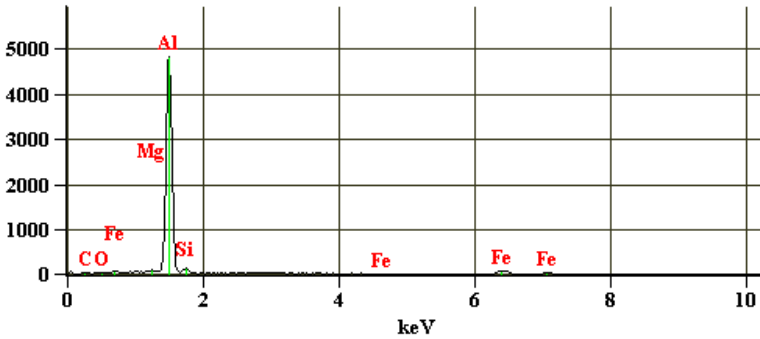
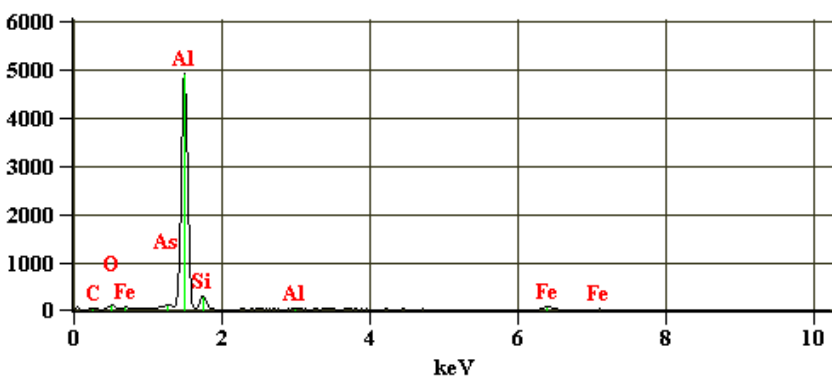
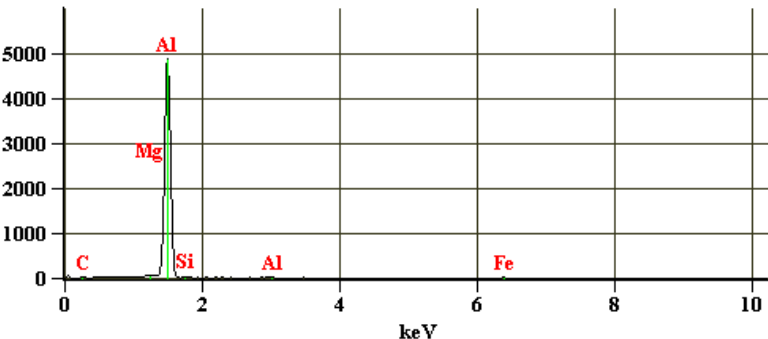
<p>Punto #1</p> <p>Full scale counts: 4823 Angulo interior(6)_pt1</p> 	<p>% Peso Elementos Presentes</p>	
	Mg-K	1,59
	Al-K	85,34
	Si-K	4,92
	Fe-K	8,15
	As-L	0
<p>Punto #2</p> <p>Full scale counts: 4915 Angulo interior(6)_pt2</p> 	<p>% Peso Elementos Presentes</p>	
	Mg-K	0
	Al-K	81,47
	Si-K	9,65
	Fe-K	4,41
	As-L	4,46
<p>Punto #3</p> <p>Full scale counts: 4861 Angulo interior(6)_pt3</p> 	<p>% Peso Elementos Presentes</p>	
	Mg-K	1,48
	Al-K	96,58
	Si-K	1,15
	Fe-K	0,79
	As-L	0

Tabla 4.5 % en Peso de los elementos presentes en diferentes puntos de la esquina interior

Ahora bien, en cuanto a la velocidad de extrusión y su efecto sobre la microestructura formada, investigadores como Berbon et al. (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999) analizaron los resultados de las microestructuras obtenidas a velocidades de $8,5 \times 10^{-3}$ y $7,6 \text{ mm/s}$, y concluyeron que la tasa de deformación no tuvo influencia en la microestructura obtenida, sin embargo, los procesos de recuperación ocurren con mayor facilidad a velocidades más bajas, en nuestro proceso experimental los parámetros de control de operación manual no nos permite controlar la velocidad de extrusión, a pesar de esto la velocidad aplicada en nuestra experimentación se desarrollo a muy baja velocidad previendo cualquier falla producto de la posible desalineación de la que se ha comentado extensamente en puntos anteriores de este capítulo.

En cuanto a la aplicación de este proceso a escala industrial, donde la velocidad de producción es una variable importante a controlar, Berbon et al. en sus estudios determinó que la velocidad de extrusión solo afecta la naturaleza de la microestructura, debido a que a velocidades más bajas se obtiene una microestructura más equilibrada y con menor densidad de dislocaciones. En definitiva el factor más importante es obtener la máxima deformación por pasada incluso a altas velocidades de deformación, lo que afirma que el proceso es aplicable a tasas de deformación alta.

Otro factor determinante en los procesos de deformación plástica severa es la temperatura a las que se realizan dichos procesos, ya que afecta directamente la cantidad y calidad de las microestructuras que se formarán. A mayor temperatura disminuyen la densidad de dislocaciones, al igual que la formación de bandas de deformación, según las investigaciones realizadas por Mazurina (Mazurina, Sakai, Miura, Sitdikov, & Kaibyshev, 2008).

Yanbo Chen (Yanbo, Yinglong, Lizi, & Cheng, 2008) demostró que a temperaturas criogénicas se suprime la recristalización dinámica favoreciendo totalmente la formación de estructuras de grano ultrafino (UFG), pero también después de cierto número de pases a temperatura ambiente se logran dichas estructuras,

complementando las conclusiones del trabajo realizado por Mazurina. Basándonos en los estudios citados anteriormente podemos afirmar que la temperatura afecta directamente la recuperación dinámica del material.

Nuestra experimentación se realizó a temperatura ambiente, esto implica que según los investigadores citados habrá una baja recuperación dinámica a esta temperatura, adicionalmente nuestra muestra de Al-6063 T6 posee una alta EFA, esto implica que tendrá una baja recuperación dinámica. En consecuencia al complementarse estas dos condiciones se obtiene un ambiente propicio para la formación de estructuras UFG.

4.3.1.3 Zona D.

La zona “D” de la muestra corresponde con el extremo del espécimen, es decir es la parte del material que entra de primero en la matriz.

Como sabemos, la probeta solo puede fluir hacia la salida una vez que se alcance la presión necesaria, en nuestra experiencia, 12 y 14Ton, entonces el extremo de esta cruza el plano de corte antes que se logre la carga de extrusión y por ello no sufre ningún tipo de deformación, esto se evidencia en la figura 4.12 donde los límites de grano permanecen equiaxiales, así como también la distribución de las fases secundarias engrosando los límites de grano, tal como los de la zona “A” y la probeta patrón. Esta observación confirma los estudios realizados por Segal. (Segal, Proc. First international conference on processing materials for properties., 1993), donde afirma que el proceso de deformación ocurre a lo largo de todo el material excepto en los extremos.

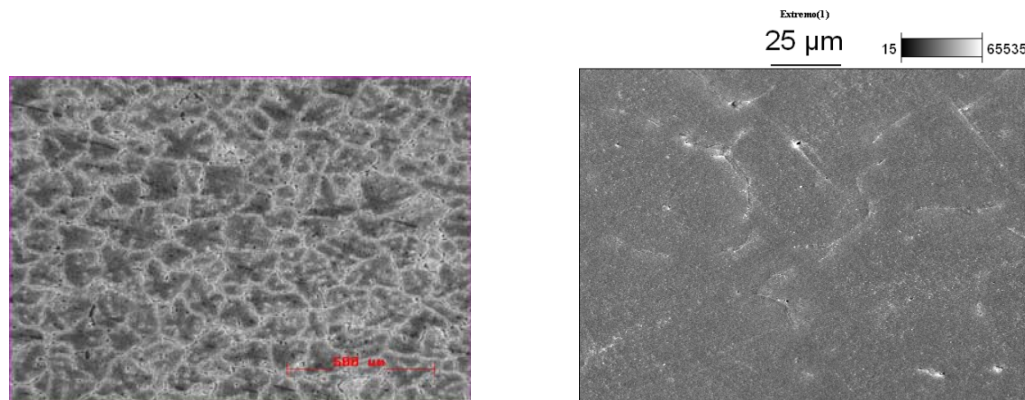


Figura 4.12 Zona “D”, sección cercana al extremo de la probeta extruida.

4.3.2 Estudio de distribución de durezas Vickers.

Se caracterizó la dureza a lo largo del material, desde la zona “A” hasta la zona “D” (Fig. 4.13), con el fin de correlacionar la dureza con la microestructura presente. Se aplicó el ensayo de dureza Vickers con una carga de 3Kgf y tiempo de 12seg. Los resultados obtenidos se presentan en la tabla 4.6.

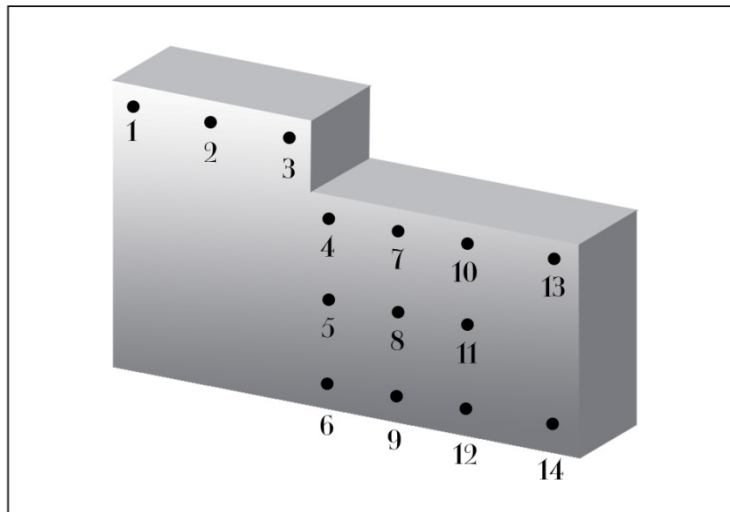


Figura 4.13 Diagrama de mediciones de dureza Vickers

Medición	Dureza
1	78,2
2	72,6
3	74,8
4	99,9
5	89,5
6	89,2
7	98,0

Medición	Dureza
8	97,9
9	92,3
10	85,5
11	90,5
12	83,9
13	89,4
14	76,5

Tabla 4.6 Distribución de durezas a lo largo de la ruta de extrusión

De los resultados de la Tabla 4.6 podemos apreciar una variación creciente de la dureza desde la entrada hasta la zona deformada, que luego disminuye a medida que nos acercamos al extremo de la probeta o “zona muerta”.

En la zona deformada, que va desde la medición 4 hasta la 12, podemos diferenciar que los puntos 4, 7 y 10 presentan una dureza ligeramente mayor que los puntos que se encuentran debajo de estos. Esta apreciación no está reportada en ninguna investigación previa que hayamos consultado, sin embargo revisando el mecanismo de deformación de Gonzales (Gonzales, Perez, Garces, & Gil, 2001) (Fig. 2.3), tenemos la hipótesis que en la zona cercana a la esquina interior del canal ocurre el corte por cizalladura de forma más rápida que en la esquina opuesta, donde según el modelo de Gonzales, y la figura 4.5.a se observan estructuras alargándose ligera y progresivamente a medida que se acercan a la esquina exterior, antes del plano de corte, donde efectivamente ocurre la transformación al cruzar el plano señalado en la misma figura.

Debido al alargamiento observado previo al plano de corte en la zona cercana a la esquina exterior podríamos decir que existe un gradiente de velocidad en la transformación del sólido conformado.

Este gradiente de velocidad de deformación trae como consecuencia una variación en la densidad de dislocaciones a lo largo del plano de corte, que no cambia la geometría de la estructura formada, pero crea un gradiente de dureza producto de la recuperación dinámica que aumenta desde la esquina interior hacia la exterior. Esta hipótesis es coherente con los resultados presentados en los estudios realizados por Berbon (Berbon, Furukawa, Horita, & Nemoto, 1999).

1 Conclusiones

- La matriz no cuenta con un mecanismo que permita una expulsión de los canales del cuerpo principal de manera sencilla.
- Cualquier desviación en la alineación entre el punzón y la matriz, por más ligera que sea, causará que el punzón se doble y el filo vivo de su extremo comience a raspar las paredes progresivamente causando daños irreversibles al punzón y a los canales de extrusión.
- La imprecisión del mecanizado de la cola de milano produjo una remoción de material mayor a la especificada, lo que ocasionó el juego entre la matriz y la base de la máquina de Ensayos Universales Losenhausen, agregando más variables que controlar en el proceso de extrusión y por ende una mayor incertidumbre al proceso de alineación.
- las secciones transversal y longitudinal de la muestra presentan homogeneidad en cuando a su distribución por forma característica; el valor de la desviación estándar es suficientemente bajo respecto al los tamaños de grano calculados, por ello se puede decir que existe homogeneidad en los tamaños de grano presentes, estableciendo la equiaxialidad de la estructura de grano del material.
-
- En la zona "A" de la probeta sometida al proceso ECAE, se mantiene una estructura de grano equiaxial de morfología estable.
- La condición de compresión no modifica ninguna propiedad morfológica de la estructura de grano de la muestra antes de su paso por el plano de deformación.
- La inclinación de las líneas de flujo de material varían respecto a la inclinación del plano de deformación que atraviesa.

- El llenado completo de la esquina exterior del canal de extrusión y la homogeneidad de la deformación obtenida en la muestra, valida la expresión desarrollada por Iwahashi para obtener un resultado óptimo de deformación en toda la probeta y no sólo en el centro de la misma.
- La variación de la carga aplicada al cambiar los canales de extrusión demuestra que la influencia de la fricción en la distribución de la deformación de la muestra es relativamente baja comparada con su influencia sobre la carga ejercida sobre el punzón.
- La verificación de la presencia de elementos en fase secundaria, en la zona deformada, implica que de desarrollarse estructuras de grano submicrométrico en el material luego de las extrusiones, se esperaría estabilidad dimensional del grano por interacción con estos precipitados.
- Los elementos de fase secundaria ubicados en los límites de grano se deforman con la misma orientación que las líneas de flujo del material.
- El gradiente en la velocidad de deformación afecta el grado de recuperación dinámica del material, esta condición se corresponde con el gradiente de dureza medido en la muestra.

1 Recomendaciones

Recomendaciones

El proceso de extrusión requiere cuidado y precisión desde el montaje de las partes, pasando por el proceso hasta el desarme y extracción de la muestra. Por ello y para mejorar futuros diseños y operación del sistema hemos proponemos las siguientes recomendaciones.

1. Diseñar un sistema de alineación del eje longitudinal y vertical para la Máquina de Ensayos Universales Lossenhausen, a fin de alinear con precisión de la matriz y el punzón de extrusión, de esta manera se evitarán fallas en el futuro por desalineación.
2. Para futuro diseños se recomienda implementar en la matriz un sistema de expulsión y separación para los canales de extrusión, dada la gran presión interna que se genera luego de extruir.
3. Cambiar los canales de extrusión si se presenta algún defecto en sus superficies internas.
4. Reemplazar el punzón si sufre algún daño a causa del contacto con los otros componentes.
5. Experimentar con otros materiales como cobre y otras aleaciones de aluminio.
6. Implementar un sistema que controle la velocidad de extrusión y la mantenga constante, para estudiar las diferencias entre diferentes tasas de deformación.
7. Hacer estudios de Microscopía Electrónica de Transmisión (TEM) y Difracción de Electrones Retrodispersados en Área Selecta (SAED).
8. Realizar ensayos de tracción para evaluar las propiedades de ductilidad y tenacidad.

1 Apéndice

Apéndice A. Diámetros y áreas de roscas métricas de paso basto y fino

(Todas las dimensiones en mm) (Shigley & Mischke, 1995)

Diámetro mayor nominal, d	Serie de paso basto			Serie de paso fino		
	Paso P	Área de esfuerzo de tensión, A_T	Área al diámetro menor, A_r	Paso P	Área de esfuerzo de tensión, A_T	Área al diámetro menor, A_r
1.6			1.07			
2	0.35	1.27	1.79			
2.5	0.40	2.07	2.98			
3	0.45	3.39	4.47			
3.5	0.50	5.03	6.00			
4	0.60	6.78	7.75			
5	0.70	8.78	12.7			
6	0.80	14.2	17.9			
8	1.00	20.1	32.8		39.2	36.0
10	1.00	36.6	52.3	1.00	61.2	56.3
12	1.25	58.0	76.3	1.25	92.1	86.0
14	1.50	84.3	104	1.25	125	116
16	1.75	115	144	1.50	167	157
20	2.00	157	225	1.50	272	259
24	2.00	245	324	1.50	384	365
30	2.50	353	519	2.00	621	596
36	3.00	561	759	2.00	915	884
42	3.50	817	1050	2.00	1260	1230
48	4.00	1120	1380	2.00	1670	1630
56	4.50	1470	1910	2.00	2300	2250
64	5.00	2030	2520	2.00	3030	2980
72	5.50	2680	3280	2.00	3860	3800
80	6.00	3460	4140	2.00	4850	4800
90	6.00	4340	5360	1.50	6100	6020
100	6.00	5590	6740	2.00	7560	7470
110	6.00	6990		2.00	9180	9080
				2.00		

1 Bibliografía

2 Bibliografía

Akamatsu, H., Fujinami, T., Horita, Z., & Langdon, T. G. (2001). Influence of rolling on the superplastic behavior of Al-Mg-Sc alloy after ECAP. *Scripta Mater.* , Vol 44 (Art. 53), pp. 759.

ASM International. (2004). Metallography and Microstructures. En A. Interntional, *ASM Metals Handbook* (Vol. 9, págs. 1115-1134). The Materials Information Company.

Baudelet, B. (1991). Industrial aspects of superplasticity. *Mater. Sci. Eng* , Vol. 45 (Art. 137), 41-45.

Berbon, B., Furukawa, M., Horita, Z., & Nemoto, M. (1999). Influence of pressing speed on microstructural development in equal-channel angular pressing. *Metal. Mater. Trans.* , Vol. 30 (Art. 81), pp. 1989-1997.

Berbon, P. B., Valiev, R. Z., Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M., & Langdon, T. G. (1998). Superplasticity and superplastic forming. *The Minerals, Metals and Materials Society* , Vol. 33 (Art. 1), pp. 127-134.

Bochvar, A., & Sviderskaya, Z. (1945). The unusually high plasticity of some alloys of zinc with aluminum. *Izvest Akad* , Vol. 9 (Art. 33), pp. 821.

Bowen, J. R., Gholinia, A., Roberts, S. M., & Prang. (2000). Analysis of the equal channel angular extrusion process for deforming metals to ultra-high strains. *Mater. Sci. and Eng.* , Vol. 35 (Art. 287), pp. 87-89.

DeLo, D., & Semiatin, S. (1999). Hot working of Ti-6Al-4V via Equal Channel Angular Extrusion. *Metall. Metall. Mater.* , 30 (Art. 92), pp. 1391-1402.

Dupuy, L. (2000). *Laboratoire de Genie Physique et Mecanique des Materiaux*. Grenoble.: Tesis. Institut Polytechnique-CNRS.

Duque, T. (2004). *Teoría de superplasticidad y aplicación a aleaciones comerciales*". Trabajo especial de Post-Grado, Universidad de Chile, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Santiago de Chile.

Eivani, A. R., & Karimi, A. (2006). An upper bound solution of ECAE process with outer curved corner. *Mat. Sci. Eng.* , Vol. 1 (Art. 3), pp. 555-563.

Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M., & Tsenev, N. (1997). Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size. *Acta Materiala* , Vol. 45 (Art. 79), pp. 4751-4757.

Furukawa, M., Iwahashi, Y., & Horita, Z. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. *Mater. Sci. and Eng.* , Vol. 25 (Art. 257), pp. 328-332.

Gholinia, A., & Markushev, M. K. (2000). The effect of strain path on the development of deformation structures in severely deformed aluminium alloys processed by ECAE. *Acta Mater* , Vol. 48 (Art. 87), pp. 1115-1130.

Gleiter, H. (1995). Nanostructured Materials: State of the Art and Perspectives. *Mater. Sci. and Eng.* , Vol. 6 (Art. 60), pp.3-14.

Gonzales, P., Perez, L., Garces, Y., & Gil, S. (2001). ECAE, una tecnología de procesamiento emergente para producir propiedades relevantes en materiales metálicos. *Rev. Metal* , Vol. 37 (Art. 90), pp.673-692.

Harrys, C., Roberts, S. M., Prangnell, P. B., & Humphreys, F. J. (1996). Finite modeling of ECA extrusion of aluminium and the study of its annealing behaviour at very high levels of plastic strain. *Proc. 3rd International Conference on Recrystallisation and related annealing phenomena* (págs. 587-593). Monte Rey: T.R Mc Neley.

Horita, Z., Berbon, P. B., Utsunomiya, A., Nemoto, M., & Langdon, T. G. (1999). Superplasticity of ultrafine-grained aluminum alloys processed by equal-channel angular pressing. *Mater. Sci. Forum* , Vol. 55 (Art. 43), pp.91-96.

Horita, Z., Fujinami, T., & Langdon, T. (2001). The potencial for scaling ECAP: effect of simple size on grain refinement and mechanical properties. *Mat. Sci. and Eng.* , Vol. 97 (Art. 318), pp.34.

Humphreys, F. J., Prangnell, P. B., & Bowen, J. R. (1999). Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation. *Phil. Trans. R. Soc. of London* , Vol. 80 (Art. 357), 1663-1680.

Islamgaliev, R. K., Yunusova, N. F., Valiev, R. Z., Tsenev, N. K., Perevezentsev, V. N., & Langdon, T. G. (2003). Characteristics of superplasticity in ultrafine-grained aluminium alloy processed by ECAP. *Scripta Mat.* , Vol. 90 (Art. 49), pp.467.

Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M., & Langdon, T. (1997). The process of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Acta Materiala* , Vol.92 (Art. 45), pp.4733-4741.

Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., & Nemoto, M. (1996). Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scr. Mater* , Vol. 89 (Art.35), pp.143-146.

Kawazoe, M., Shibata, T., & Higashi, K. (1997). Grain refinement and mechanical properties at elevated temperatures of Al-Mg alloy by hard-strain-process. *Mater. Sci. Forum* , Vol. 233 (Art. 234), pp.207-214.

Kim, H. S. (2002). Evaluation of strain rate during Equal-Channel Angular Pressing. *Jour. Mat. Res.*, Art. 17: 172. *Jour. Mat. Res.* , Vol.17 (Art.67), pp.172.

Kuhlmann-Wilsdorf, D. ., & Hansen, N. (1991). Geometrically necessary, incidental, and subgrain boundaries. *Scr. Metall. Mater.* , Vol.25 (Art.42), pp.1557-1562.

Langdon, T. G. (1982). The Mechanical Properties of Superplastic Materials. *Metall. Metall Trans* , Vol.25, pp.689-701.

Langdon, T. G., Furukawa, M., Nemoto, M., & Horita, Z. (2001). Using severe plastic deformation for grain refinement and superplasticity. *Mat. Sci. Forum* , Vol.57 (Art.489), pp.357-359.

Mabuchi, M., Yanase, K., & Higashi, K. (1997). Low temperature superplasticity in an AZ91 magnesium alloy processed by ECAE. *Scr. Mater.* , Vol.36, pp.681-686.

Mabushi, M., & Higashi, K. (1998). Mechanical properties of pure aluminium processed by equal channel angular extrusion. *Mater. Sci. Lett.* , Vol.17, pp.215-217.

Mazurina, I., Sakai, T., Miura, H., Sitdikov, O., & Kaibyshev, R. (2008). Effect of deformation temperature on microstructure evolution. *Materials Science and Engineering* , Art.486, pp.662-671.

Mobley, C., Clauer, A., & Wilcox, B. (1972). Microstructures and tensile properties of 7075 al compacted from melt-spun ribbon. *J. Inst. Metals* , Vol.45 (Art. 142), pp.142.

Mohamed, F. A. (1997). Superplastic behavior of Zn-22%Al containing nano-scale dispersion particles. *Metall. Trans* , Vol. 8, pp.933-937.

Mukai, T., Nieh, T. G., Watanabe, H., & Higashi, K. (1999). Microstructure and superplastic properties in an ECAE Al-4Mg-0.5Sc alloy processed at elevated temperatures. *Mater. Sci. Forum* , , Vol. 83 (Art. 304), pp.109-114.

Nakashima, K., Horita, Z., Nemoto, M., & Langdon, T. (1997). Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal channel angular pressing. *Acta Mat.* , Vol.46 (Art.5), pp.1589-1594.

Nemoto, M., Horita, Z., Furukawa, M., & Langdon, T. G. (1999). Microstructural evolution for superplasticity using equal-channel angular pressing. *Mater. Sci. Forum* , Vol. 89, pp.59-66.

- Nieh, T., Wadsworth, J., & Sherby, O. (1997). Superplasticity in metals and ceramics. *Cambridge University Press*, Vol 10 (Art.1), pp.287.
- Novara, I., Severino, M., Fernández, J., & Turner, P. (2005). Modelización del proceso de extrusión angular - Parte I: Análisis por elementos finitos del flujo de material. *Mecánica Computacional*, Vol.22, 210.
- Olejnik, L., & Rosochowski, A. (2005). Methods of Fabricating Metals for Nano-Technology. *Tech. Sci.*, Vol.53, pp.205-207.
- Pernia, J., & Vallejos, S. (2007). *DISEÑO, CONSTRUCCIÓN Y PUESTA EN FUNCIONAMIENTO DE UN DISPOSITIVO DE CONFORMADO POR EXTRUSIÓN, A TRAVÉS DE UNA MATRIZ DE CANAL ANGULAR CONSTANTE*. Tesis. Universidad Central de Venezuela. Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica, Caracas.
- Pillingi, J., & Ridley, N. (1989). Superplasticity in crystalline solids. *The Institute of Metals*, Vol.67 (Art.56).
- Prangnell, P., Harris, C., & Roberts, S. (1997). Finite Element Modelling of Equal Channel Angular Extrusion. *Scripta Mater.*, Vol.37, pp.983-994.
- Salem, H. G., Goforth, R. E., & Harwig, K. T. (1998). Superplasticity and Superplastic Forming. *The Minerals, Metals and Materials Society*, Vol.10 (Art.1), pp.165-178.
- Segal, V. M. (2004). Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion (ECAE). *Mat. Sci. Eng.*, Vol.99 (Art.386), pp.269.
- Segal, V. M. (1999). Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Mater. Sci. and Eng.*, Vol.99 (Art.271), pp.322-333.
- Segal, V. M. (1993). Proc. First international conference on processing materials for properties. *The mineral metals and materials society* (págs. pp.947-949). London: H. Henein y T Oki.
- Segal, V. M. (2003). Slip line solutions, deformation mode and loading history during equal channel angular extrusion. *Mat. Sci. and Eng.*, Vol.102, pp.36.
- Segal, V. M., Reznikoy, V. Y., Drobyshevskiy, A. E., & Kopylov, V. I. (1981). Plastic working of metals by simple shear. *Russ. Metall.*, Vol.45, pp.99-105.
- Segal, V., Goforth, R., & Hartwyg, K. (1995). *Patente nº N° 5.400.633*. USA.
- Shang, A., Moon, I. G., & Park, J. W. (2002). Estimation of friction during equal channel angular (ECA) pressing of aluminum alloys. *Mater. Process. Technol.*, Vol.122, pp.255-259.

Shigley, J. E., & Mischke, C. R. (1995). *Diseño en Ingeniería Mecánica. Ciudad de Mexico*. Mc Graw Hill.

Shubo, X., Guoqun, Z., Xinwu, M., & Cuo Cheng, R. (2007). Finite element analysis and optimization of equal channel angular pressing for producing ultra-fine grained materials. *School of Materials Science and Engineering*, Vol.13, pp.209-216.

Signorelli, J., Gazza, C., Bolmaro, R., & Loge, R. (2003). Simulación tridimensional de un proceso de extrusión multipaso tipo ECAE. *Mecánica Computacional*, Vol.22, pp.158-171.

Suryanarayana, C. (1995). Nanocrystalline Materials. *Int. Mater. Rev.*, Vol.40, pp.41.

Tsenev, N. K., Valiev, R. Z., & Kushev, I. R. (1997). Advanced Properties of Ultra Fine-Grained Al-Alloys. *Mater. Sci. Forum*, Vol.96, pp.127-134.

Turner, P., Signorelli, J. w., Bolmaro, R. E., Vieira, E. A., & Ferrante, M. (2004). *Extrusión Angular en Al-4%Cu. Bariloche, Mecánica Computacional* (Vol. Vol.23). Editorial Buscaglia.

Valiev, R. Z. (1991). Plastic Deformation of Alloys with Submicro-Grained Structure. *Mater. Sci. and Eng.*, Vol.97, pp.35-40.

Valiev, R. Z., & Islamgaliev, R. K. (1999). Enhanced superplasticity of ultrafine-grained alloys processed by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Forum*, Vol. 88, pp.39-46.

Valiev, R., Korznikov, A., & Mulyukov, R. (1993). Structure of Properties of Ultrafine-Grained Materials Produced by Severe Deformation. *Mater. Sci. and Eng.*, Vol.87, pp.141-148.

Wert, J., Paton, N., Hamilton, C., & Mahoney. (1981). Grain refinement in 7075 aluminum by thermomechanical processing. *Met. Trans*, Vol.82, pp.1265.

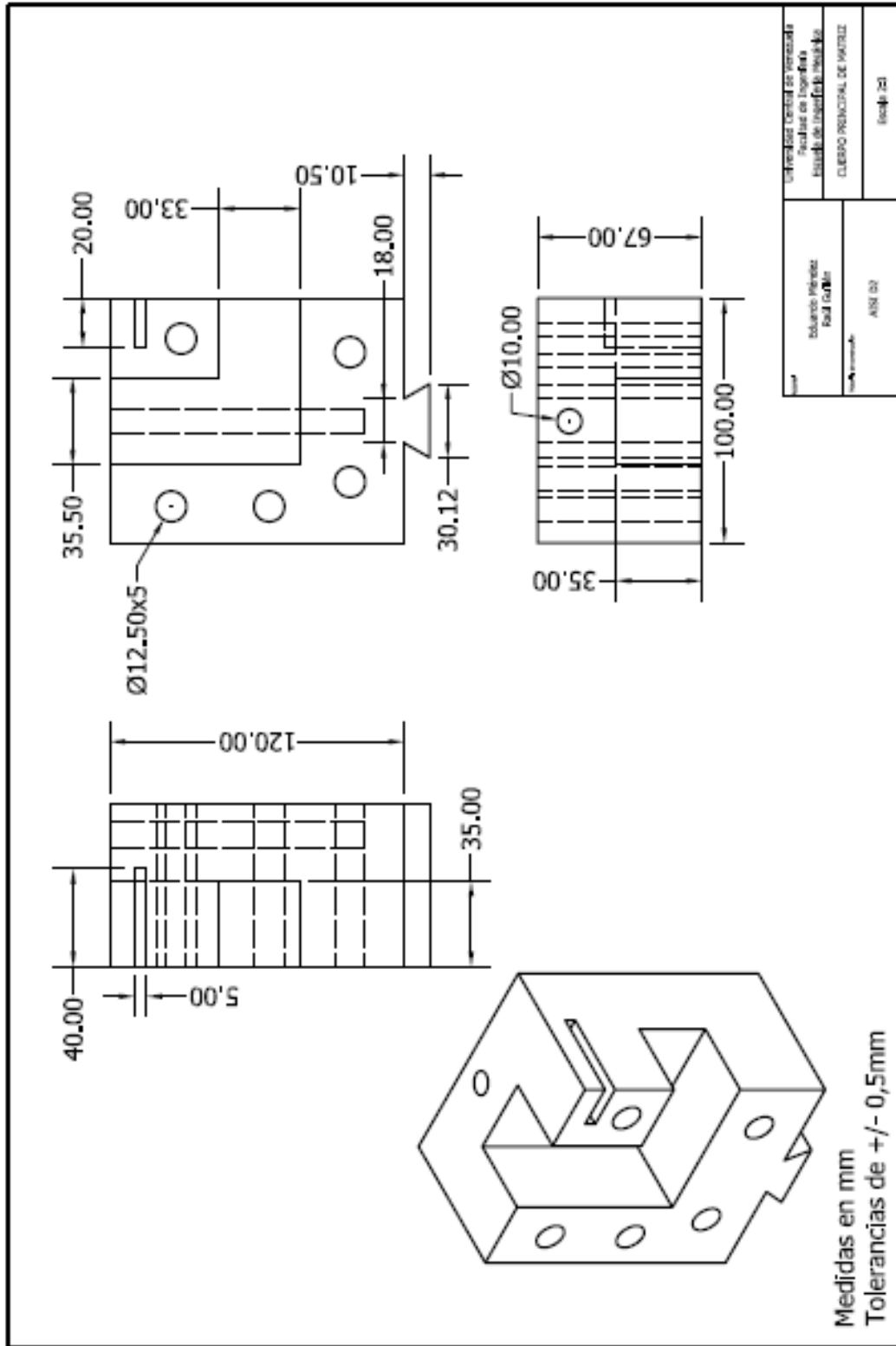
Wilcox, B., & Clauer, A. (1973). Microstructure of Light Alloys. *Metals Society*, Vol.69 (Art.23).

Wu, Y., & Baker, I. (1997). Experimental study of equal channel angular extrusion. *Scripta Mater.*, Vol.92, pp.437.

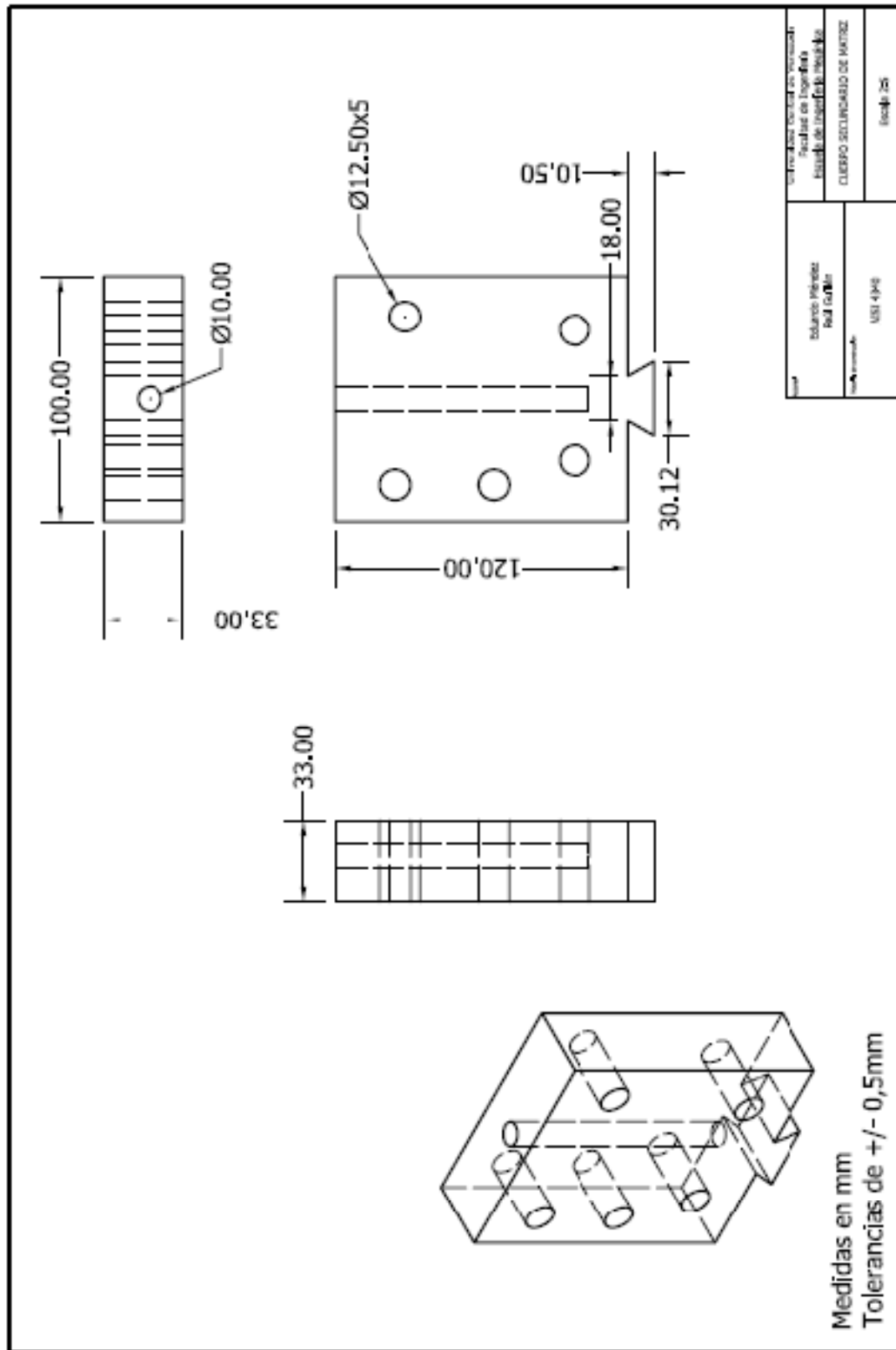
Yamaguchi, D., Horita, Z., Nemoto, M., & Langdon, T. (1999). Significance of adiabatic heating in equal-channel angular pressing. *Scr. Mater. Trans.*, Vol.95, pp.791-796.

Yanbo, C., Yinglong, L., Lizi, H., & Cheng, L. (2008). The influence of cryoECAP on microstructure and property of. *Materials Letters*, Vol.62, pp.2821-2824.

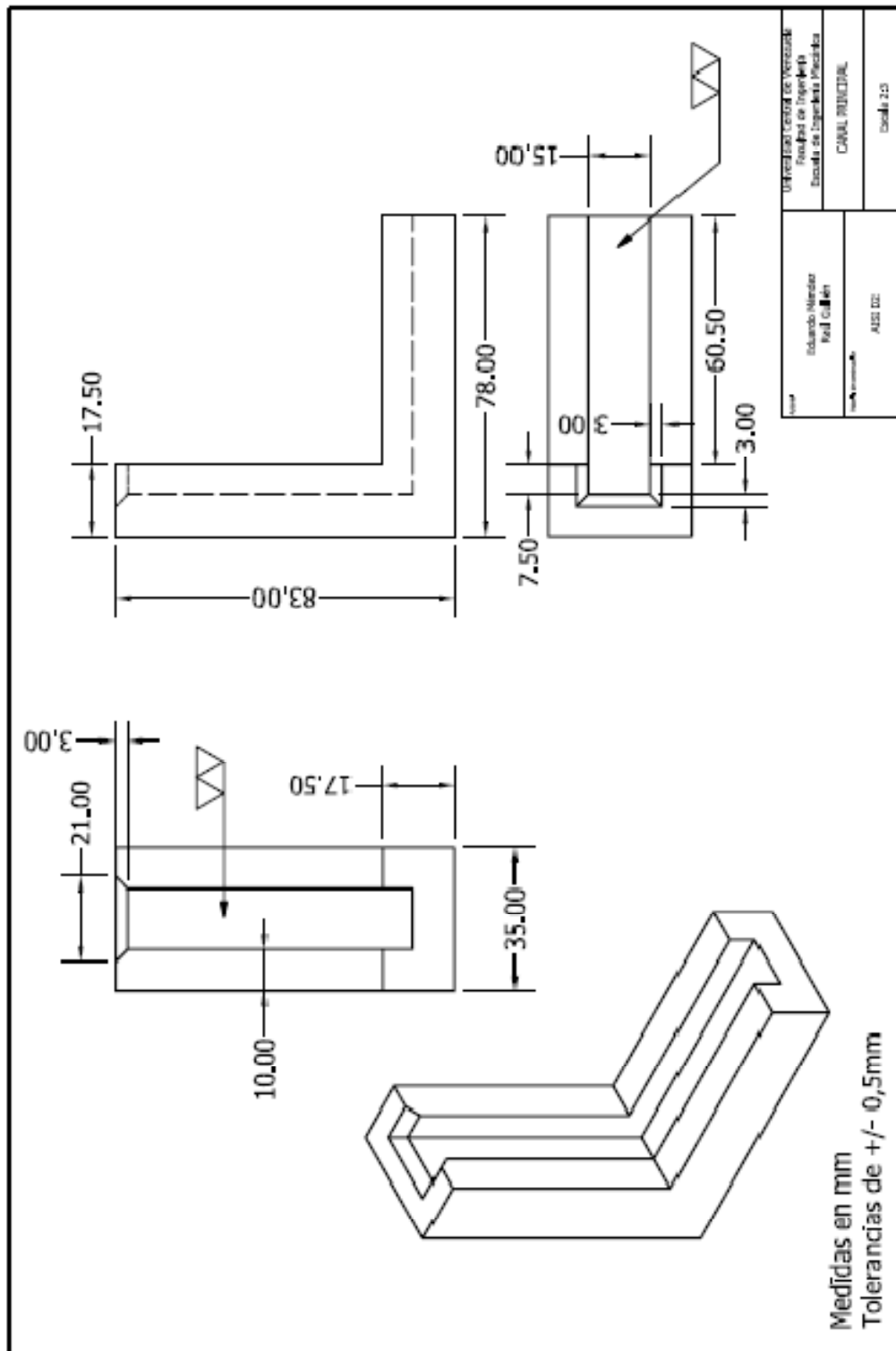
1 Anexos



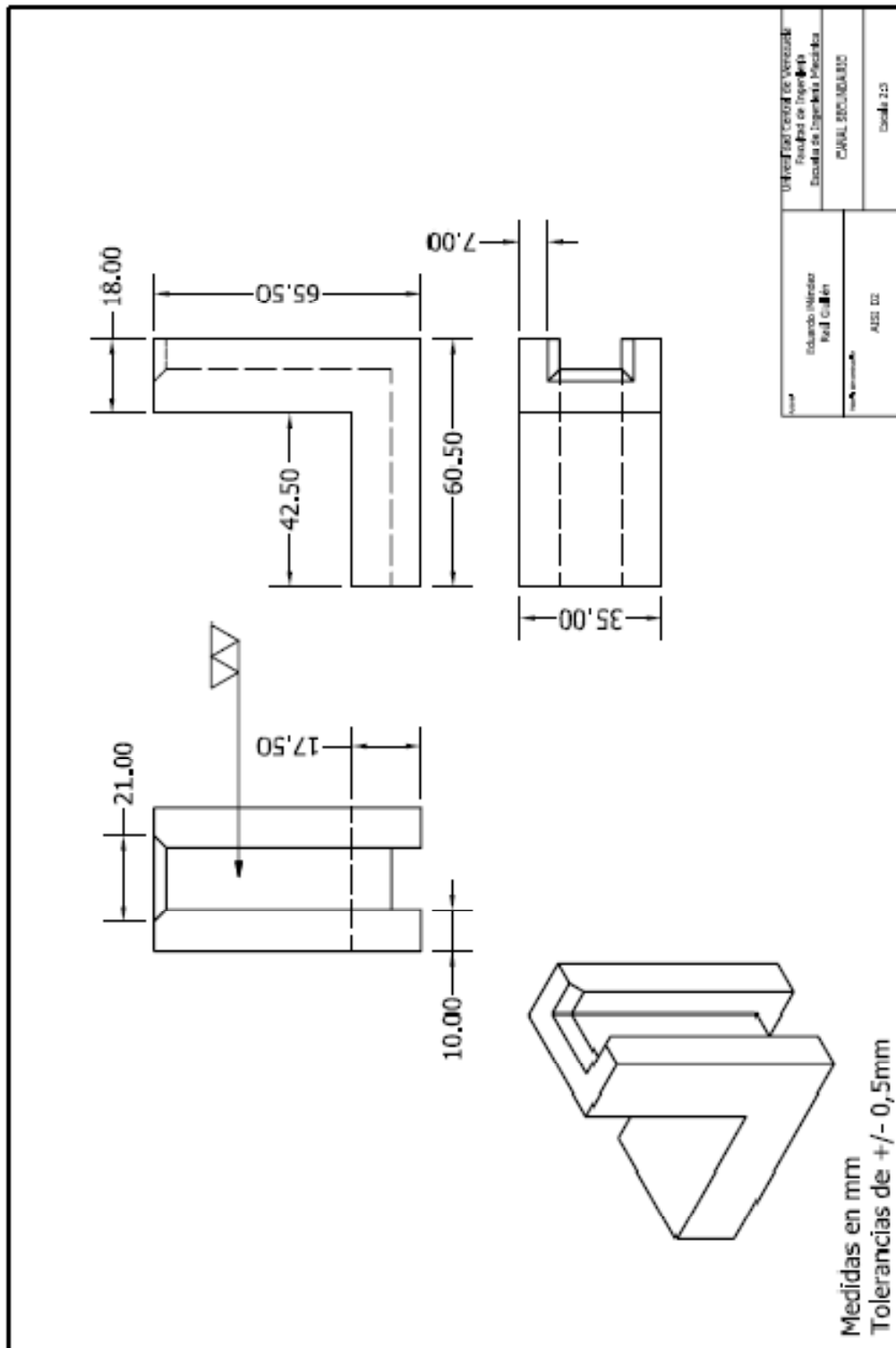
Anexo A Plano del cuerpo principal de la matriz



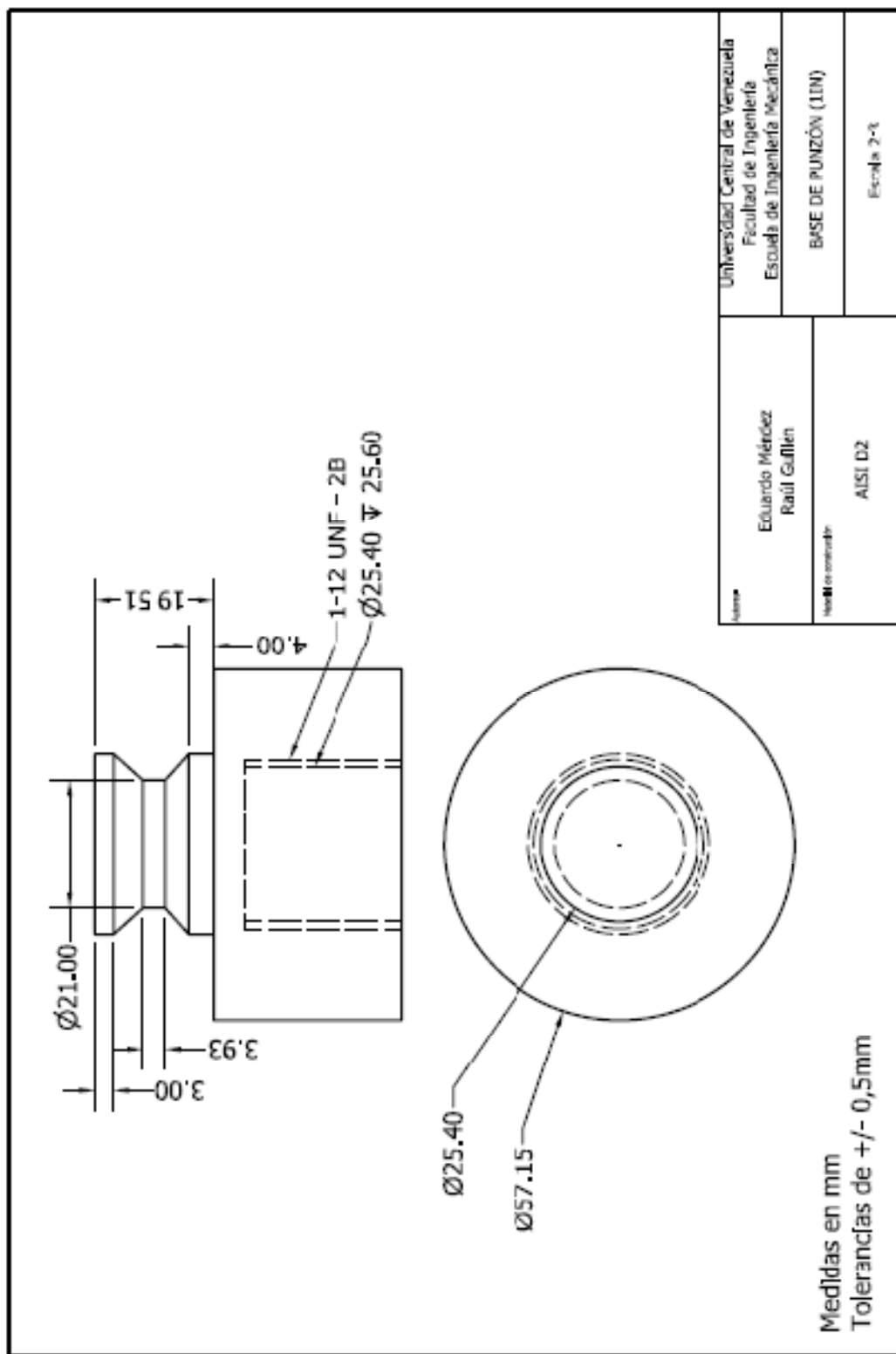
Anexo B Cuerpo Secundario de la Matriz



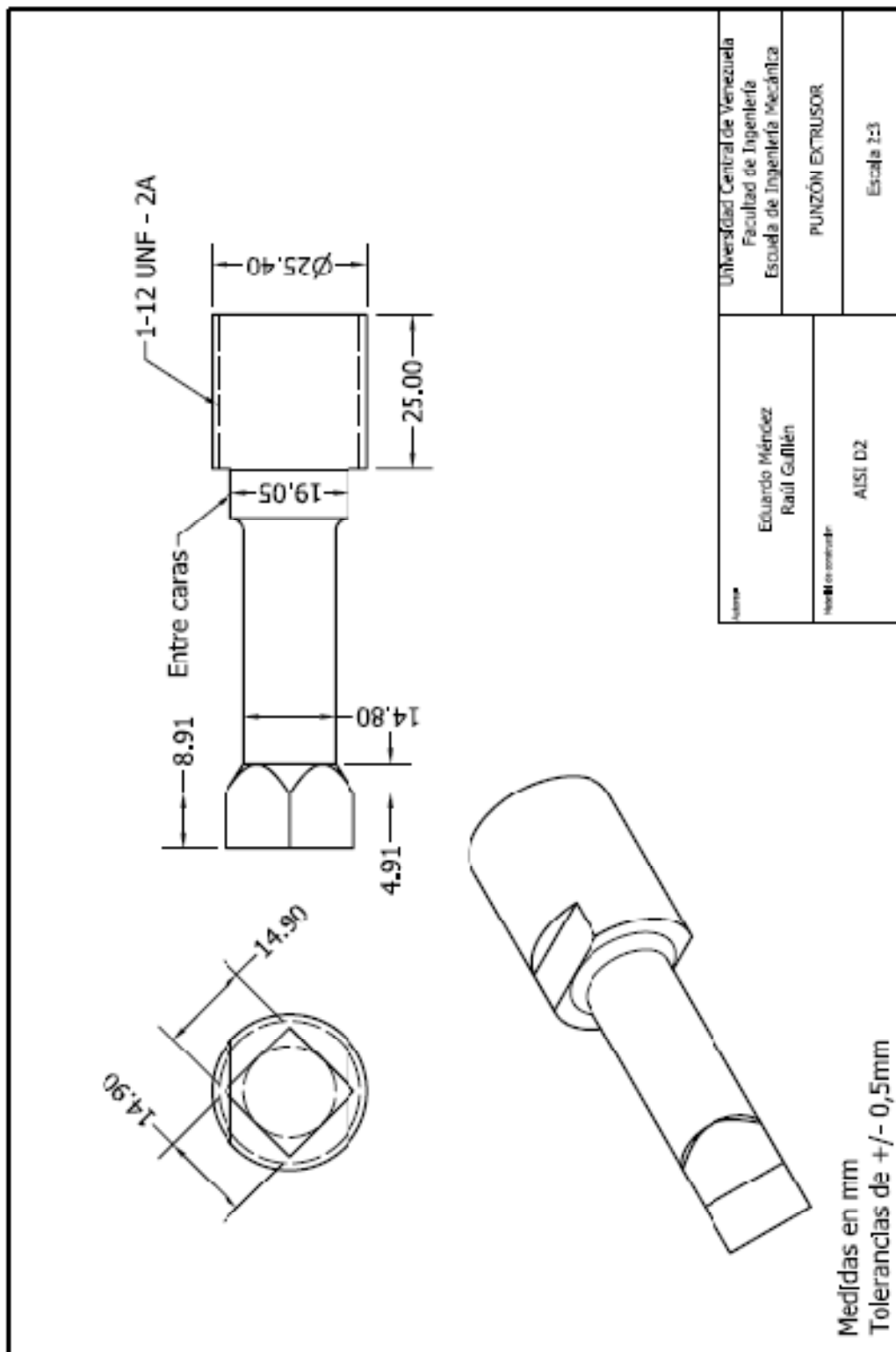
Anexo C, Canal Principal



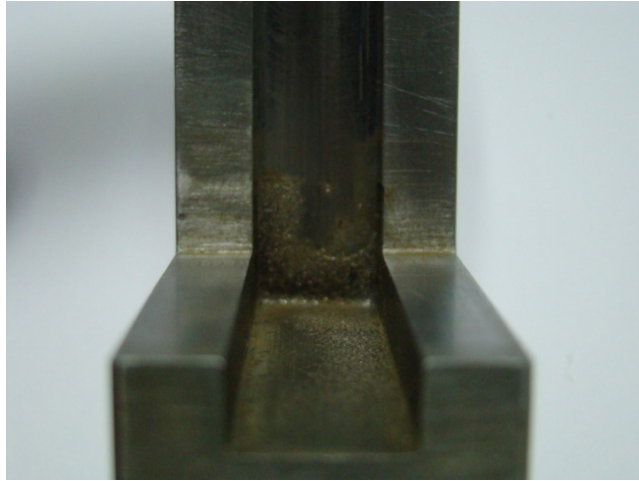
Anexo D, Canal Secundario



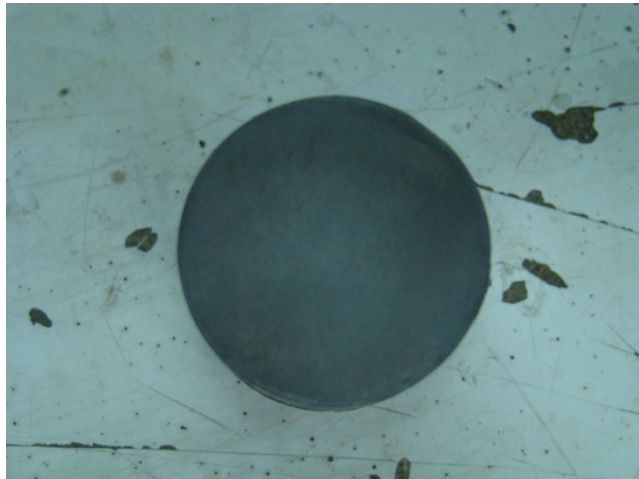
Anexo E, Base de Punzón



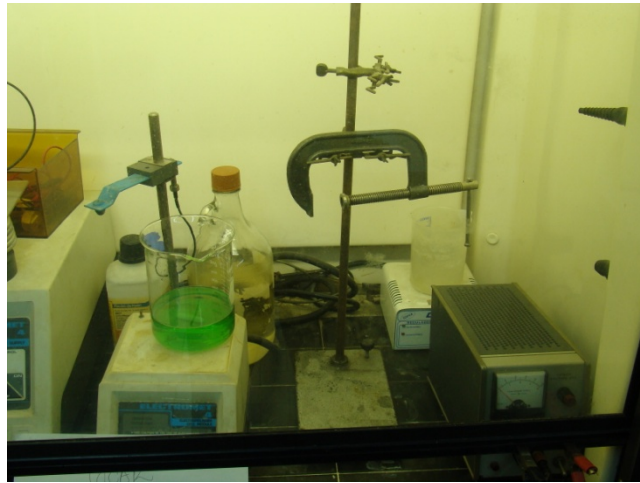
Anexo F, Punzón extrusor



Anexo G, Acabado Superficial del Canal de Salida y Esquina Interior, del Primer Juego de Canales de Extrusión.



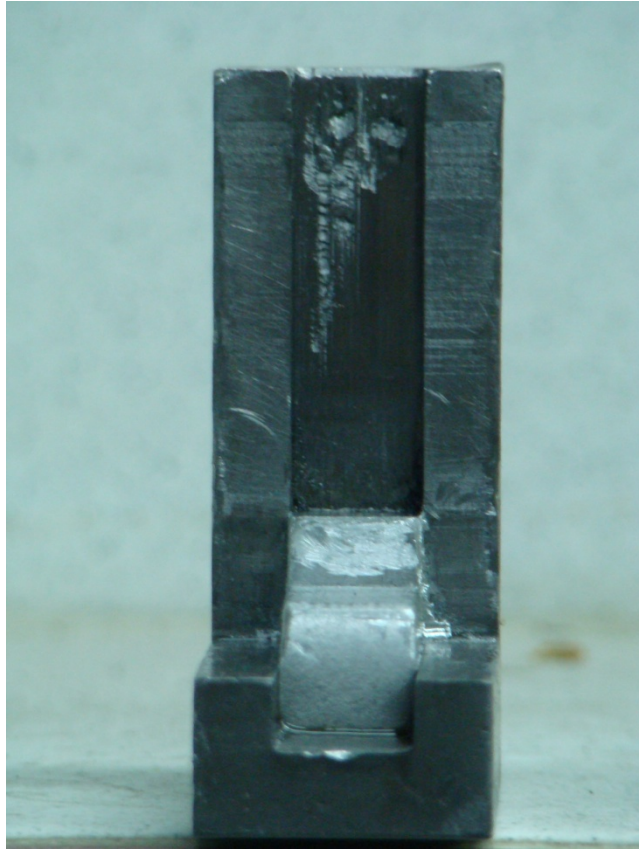
Anexo H, Muestras de Acero H13 para Ensayo de Electropulido



Anexo I, Equipo Utilizado para Ensayo de Electropulido.



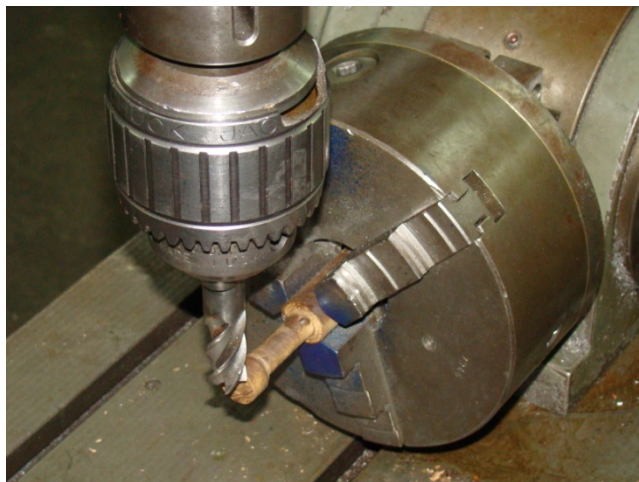
Anexo J, Colapso del Primer Punzón de Extrusión.



Anexo K, Fallas del Primer Juego de Canales Utilizados.



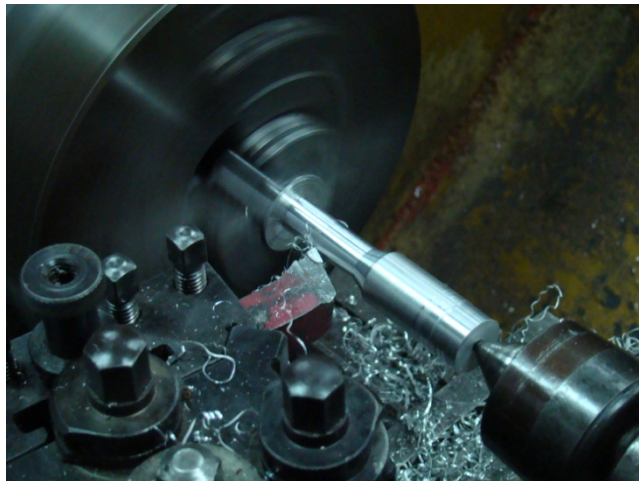
Anexo L, Prototipo del Punzón en Madera.



Anexo M, Fractura del Punzón en la Fresadora.



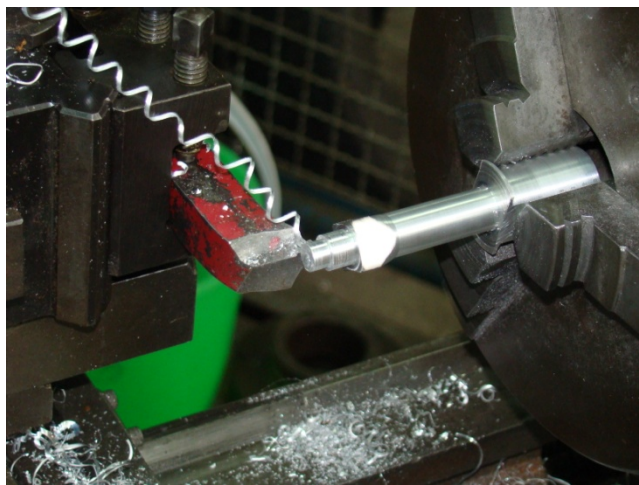
Anexo N, Tocho de Aluminio. (Nuevo Prototipo).



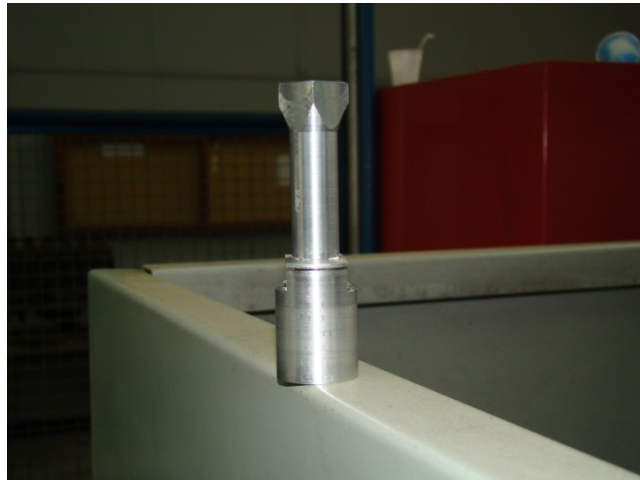
Anexo O, Torneado del Punzón Prototipo.



Anexo P, Fresado de la Cabeza del Punzón.



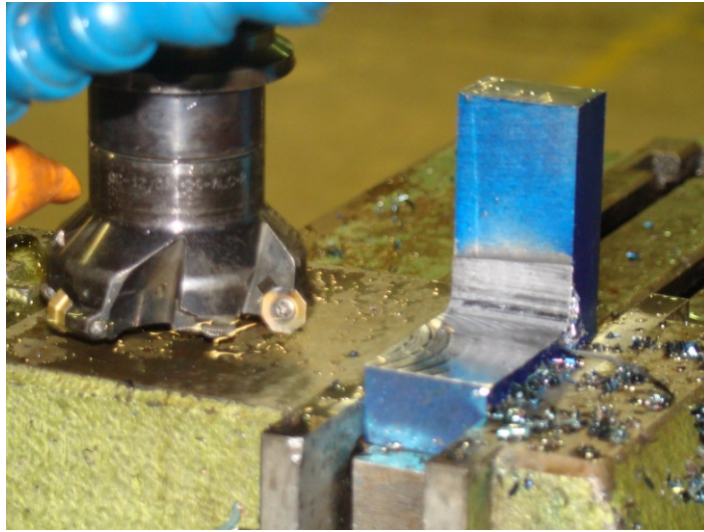
Anexo Q, Torneado Final de la Cabeza del Punzón.



Anexo R, Prototipo Final del Punzón.



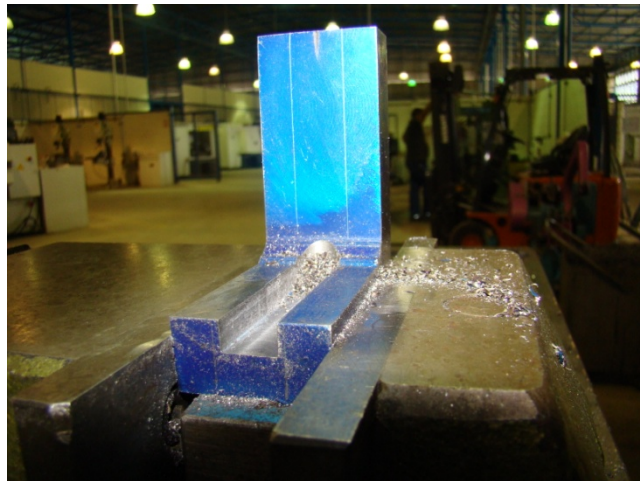
Anexo S, Prototipo Final del Conjunto Base-Punzón.



Anexo T, Construcción de los Canales de Extrusión.



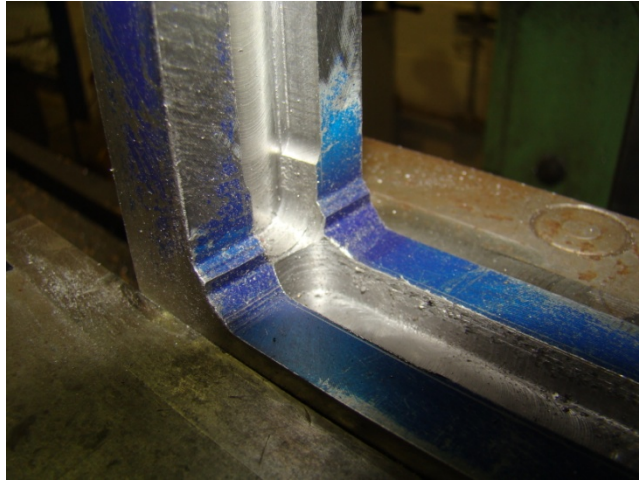
Anexo U, Fresado del Canal de Salida.



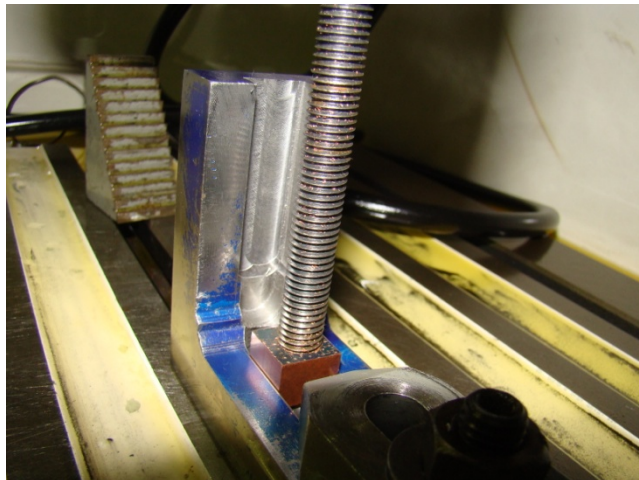
Anexo V, Canal de Salida.



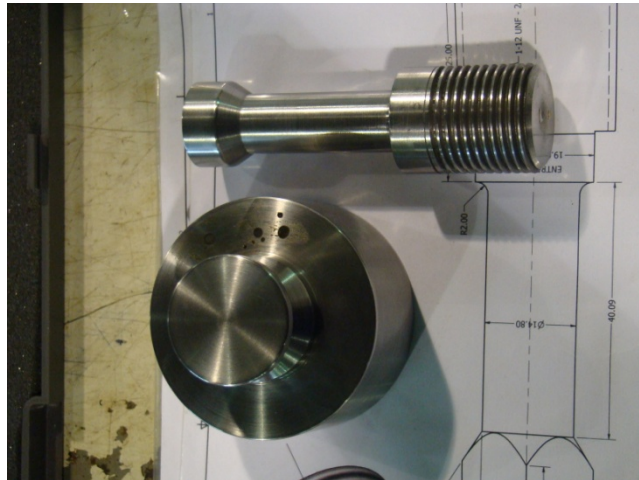
Anexo W, Fresado del Canal de Entrada.



Anexo X, Esquina Interior del Canal de Extrusión.



Anexo Y, Proceso de Electroerosión de la Esquina Interior del Canal de Extrusión.

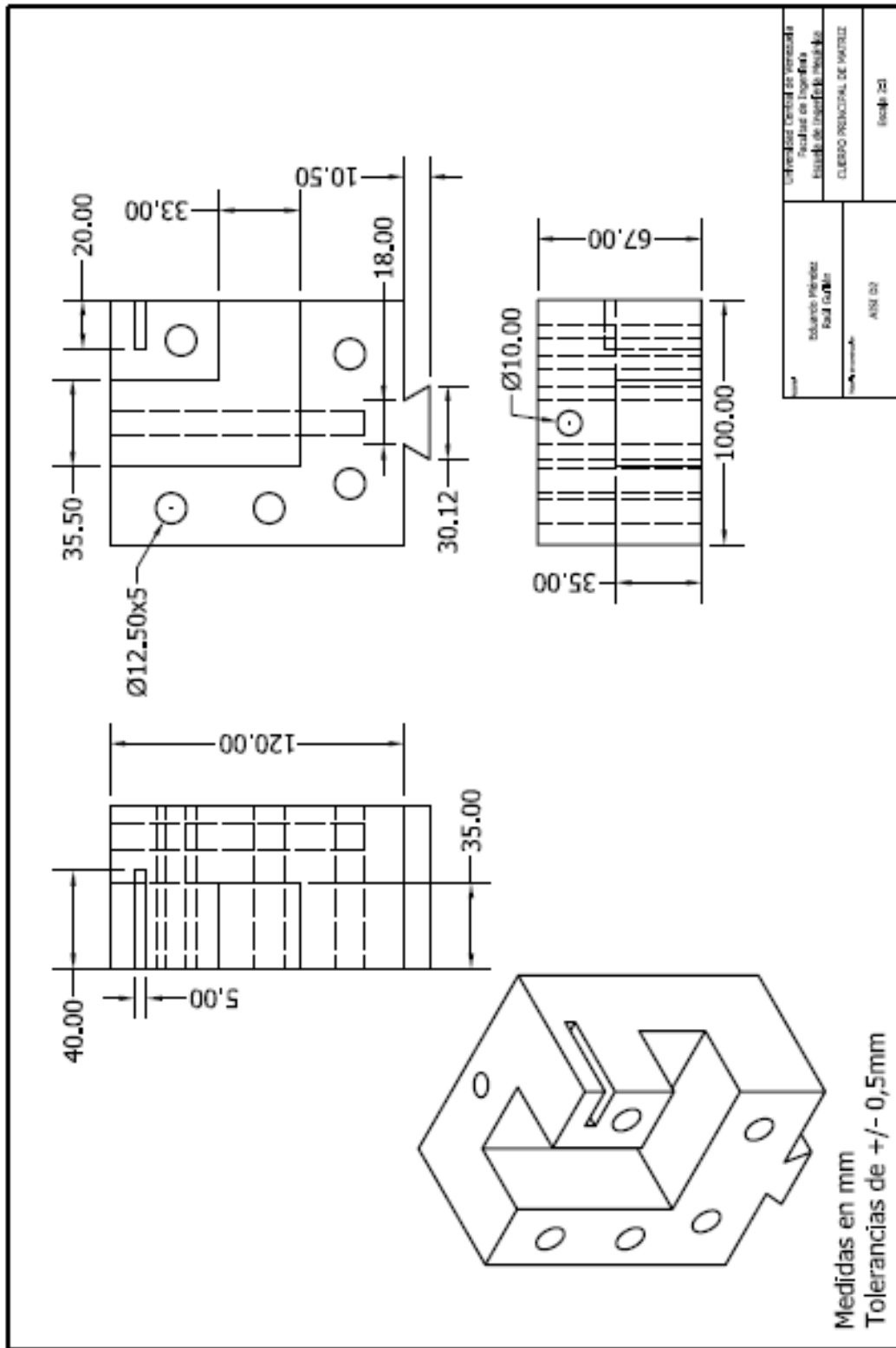


Anexo Z, Conjunto Base-Punzón Final.

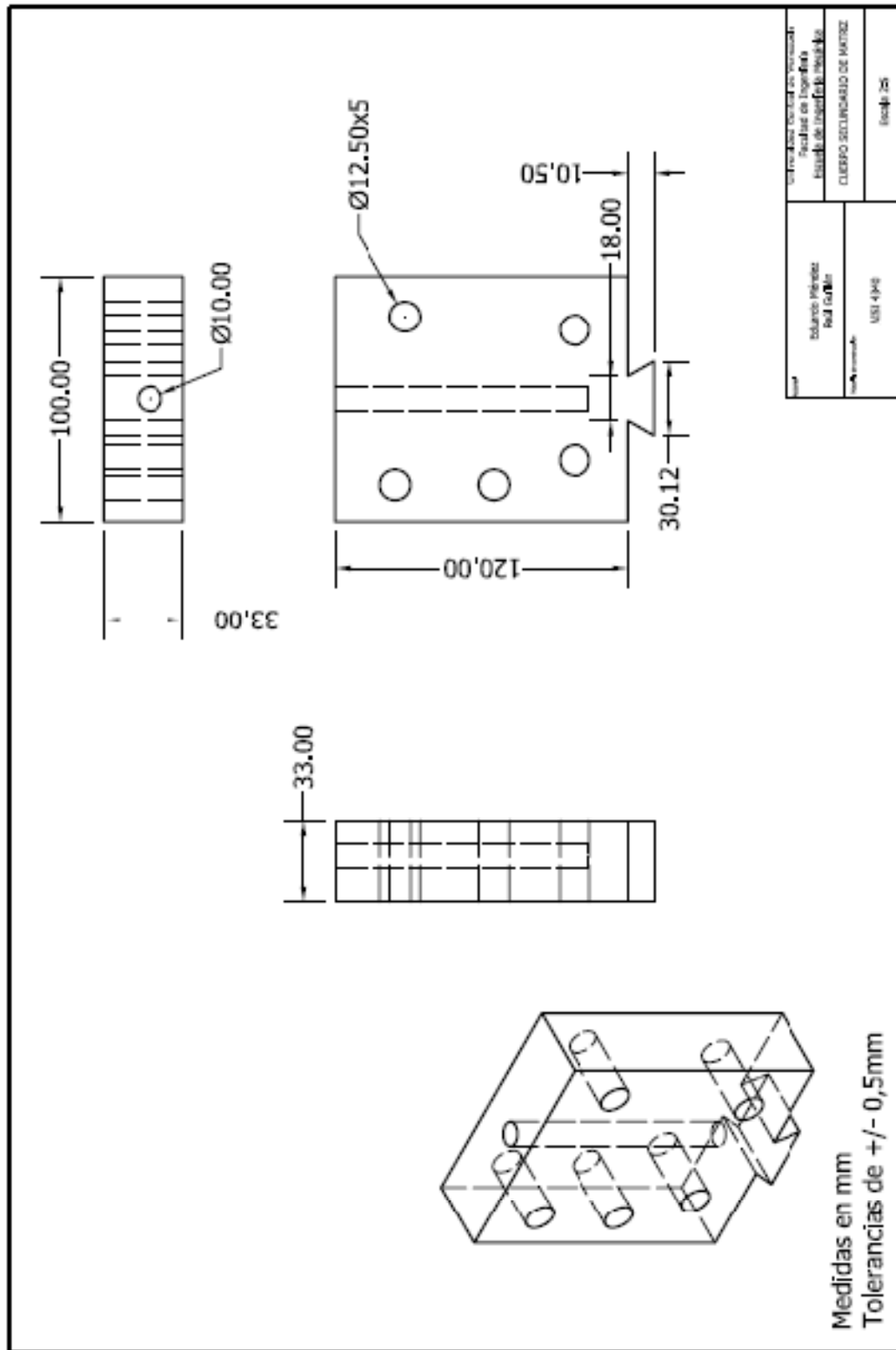


Anexo AA, Conjunto Completo Armado de la Matriz de Extrusión en la Máquina de Ensayos Universales Losenhausen.

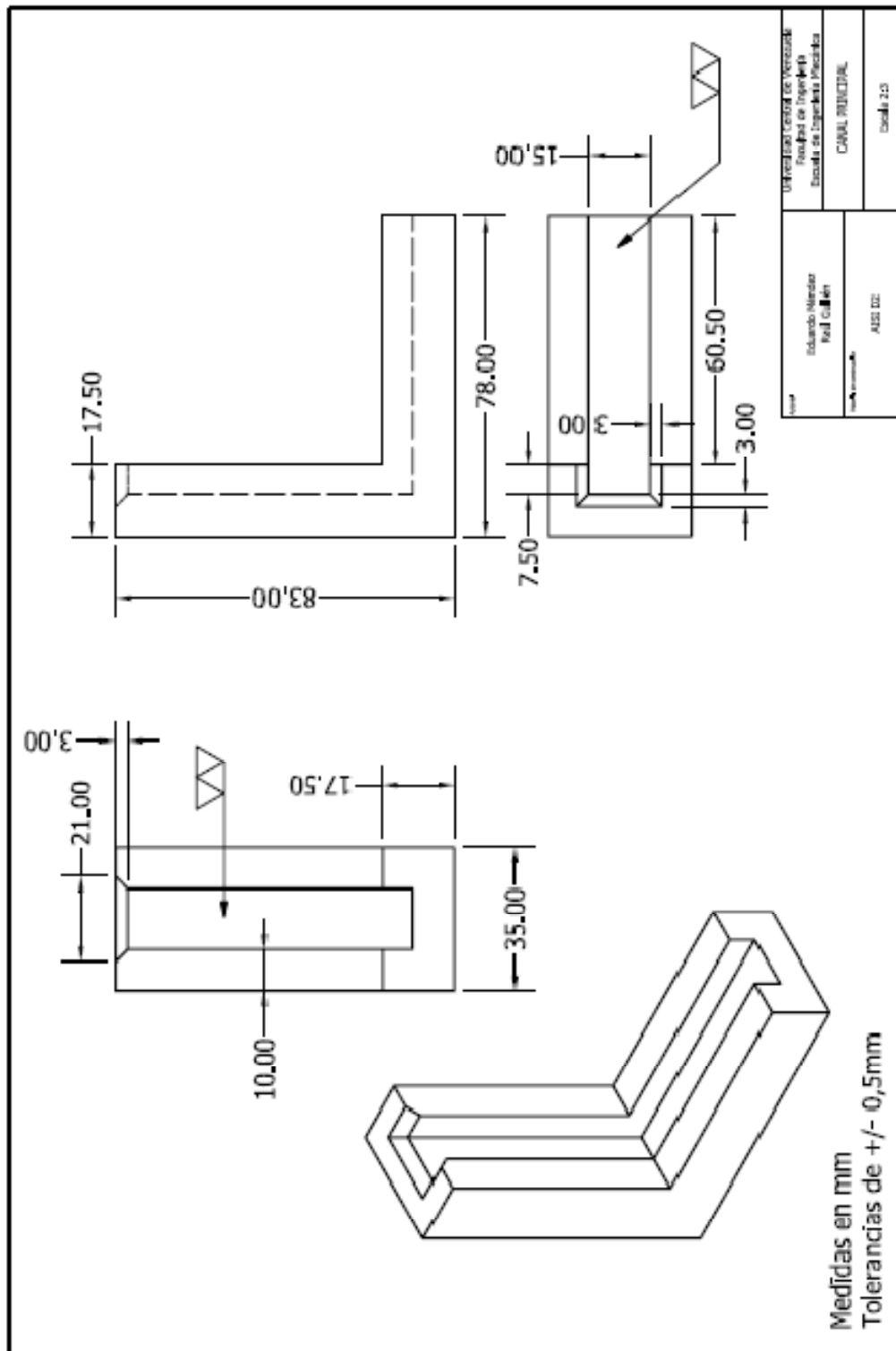
1 Anexos



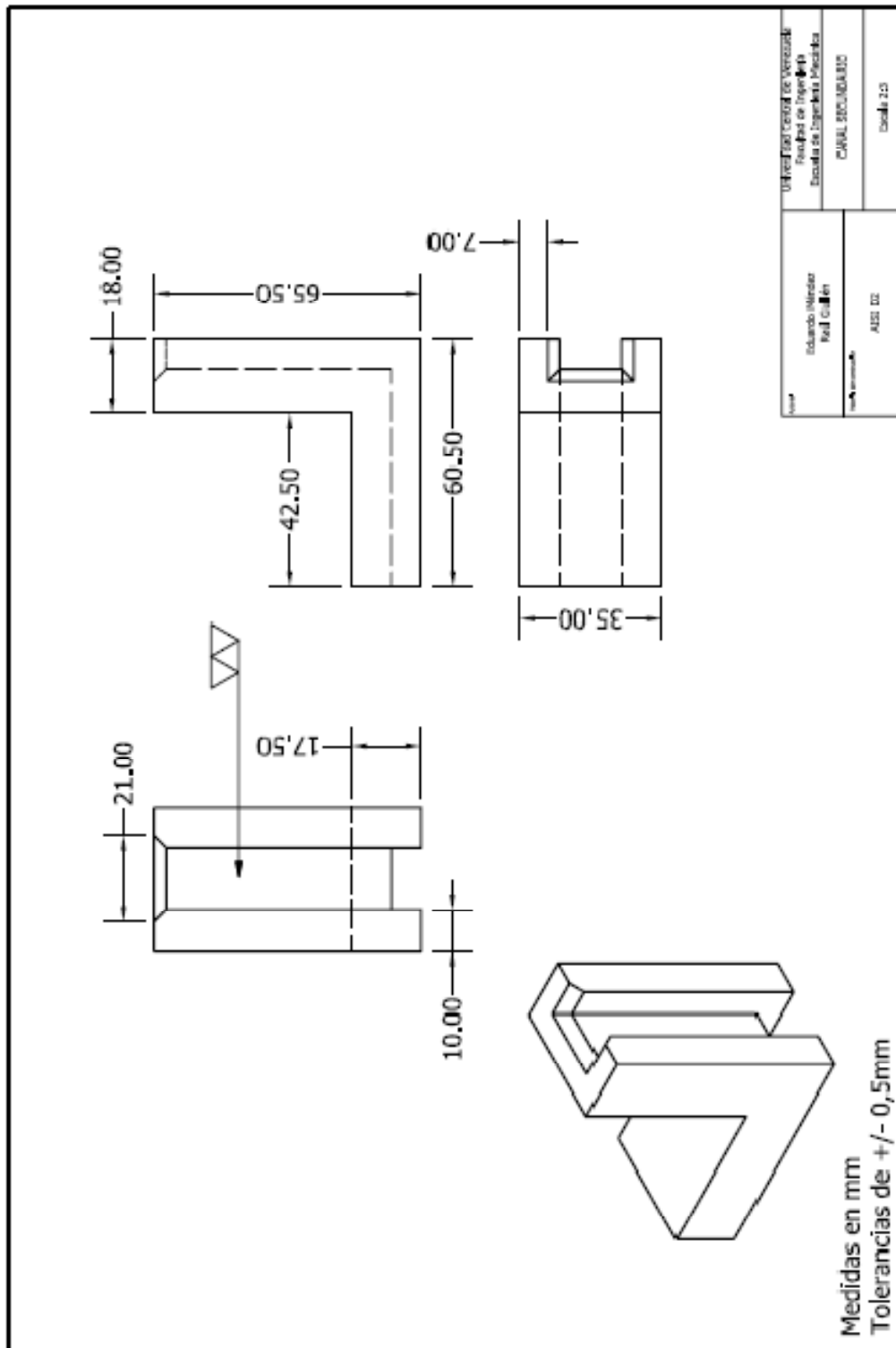
Anexo A Plano del cuerpo principal de la matriz



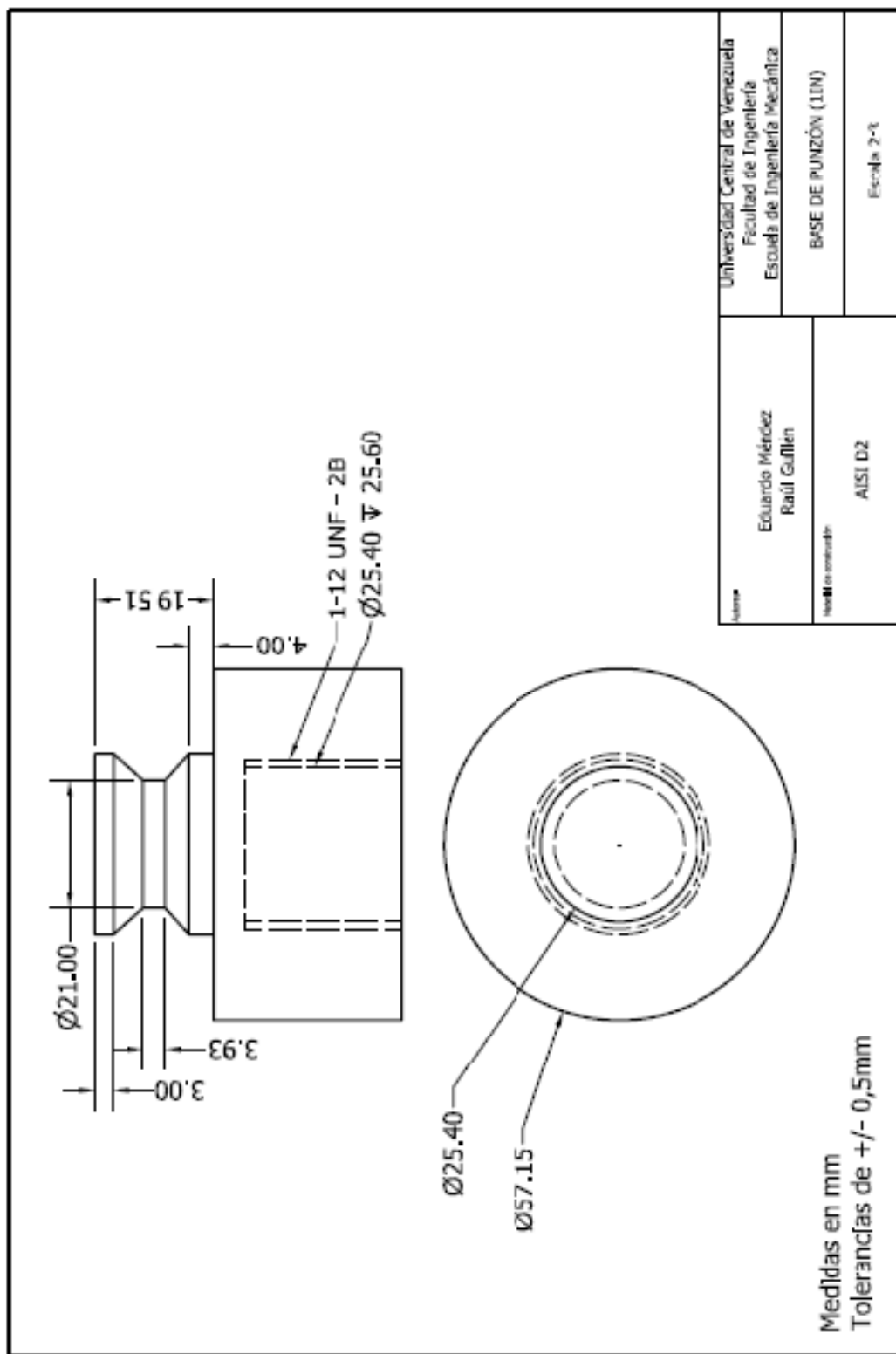
Anexo B Cuerpo Secundario de la Matriz



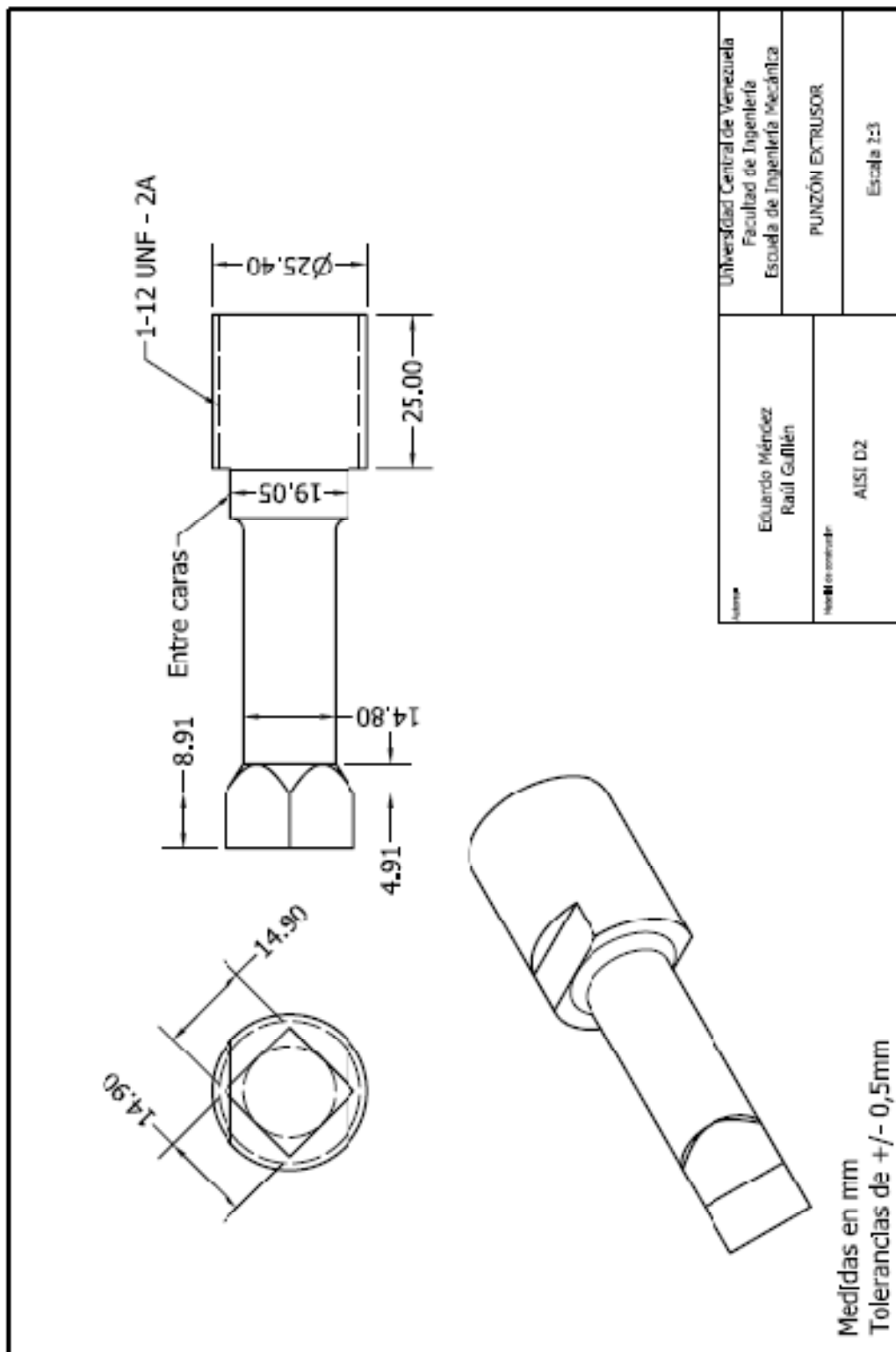
Anexo C, Canal Principal



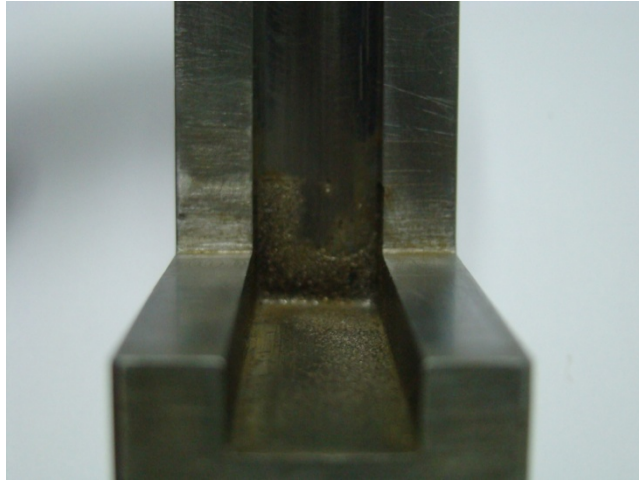
Anexo D, Canal Secundario



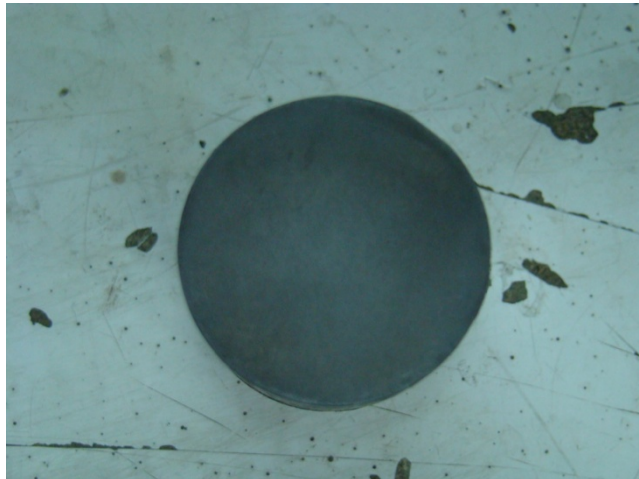
Anexo E, Base de Punzón



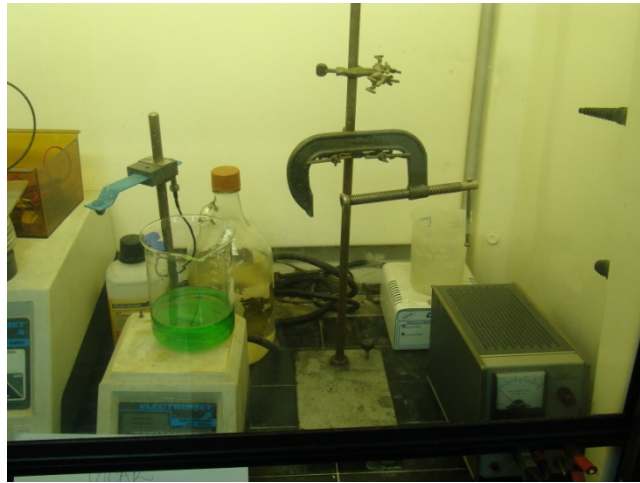
Anexo F, Punzón extrusor



Anexo G, Acabado Superficial del Canal de Salida y Esquina Interior, del Primer Juego de Canales de Extrusión.



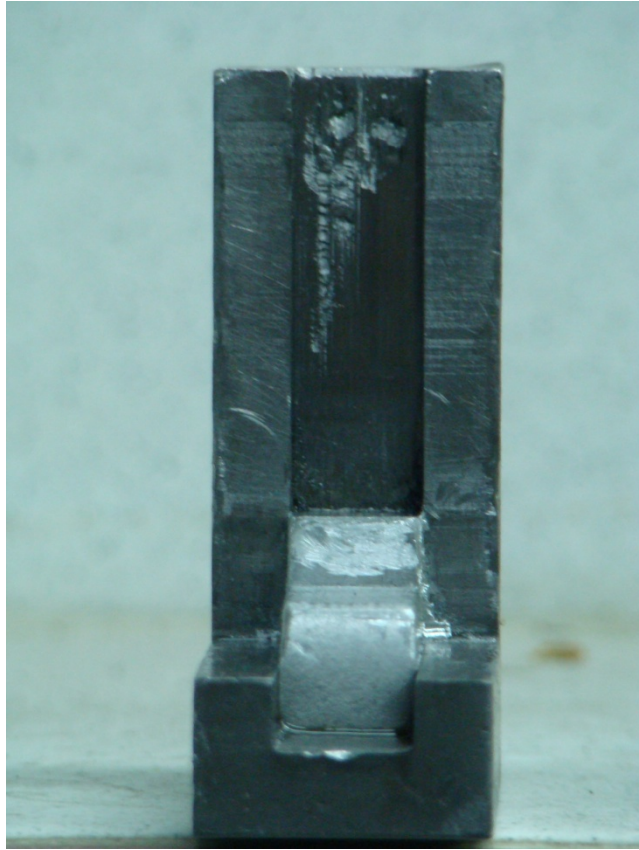
Anexo H, Muestras de Acero H13 para Ensayo de Electropulido



Anexo I, Equipo Utilizado para Ensayo de Electropulido.



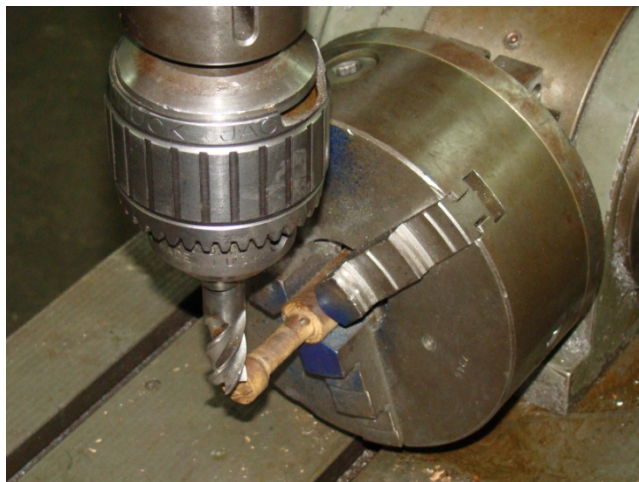
Anexo J, Colapso del Primer Punzón de Extrusión.



Anexo K, Fallas del Primer Juego de Canales Utilizados.



Anexo L, Prototipo del Punzón en Madera.



Anexo M, Fractura del Punzón en la Fresadora.



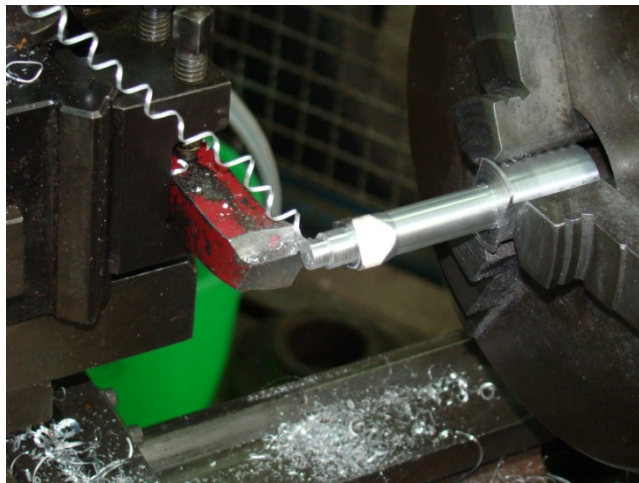
Anexo N, Tocho de Aluminio. (Nuevo Prototipo).



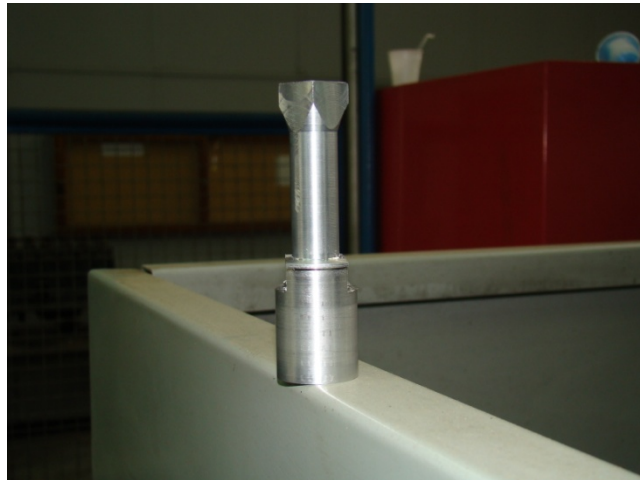
Anexo O, Torneado del Punzón Prototipo.



Anexo P, Fresado de la Cabeza del Punzón.



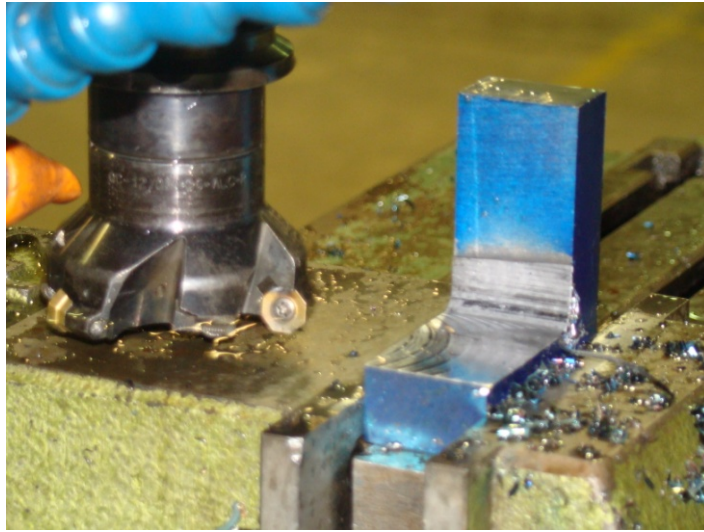
Anexo Q, Torneado Final de la Cabeza del Punzón.



Anexo R, Prototipo Final del Punzón.



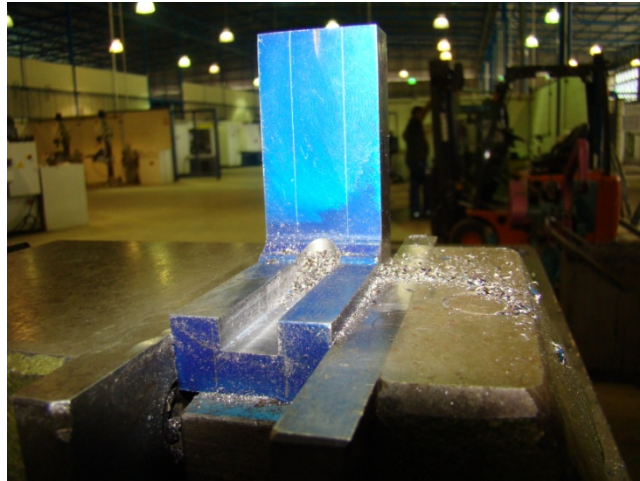
Anexo S, Prototipo Final del Conjunto Base-Punzón.



Anexo T, Construcción de los Canales de Extrusión.



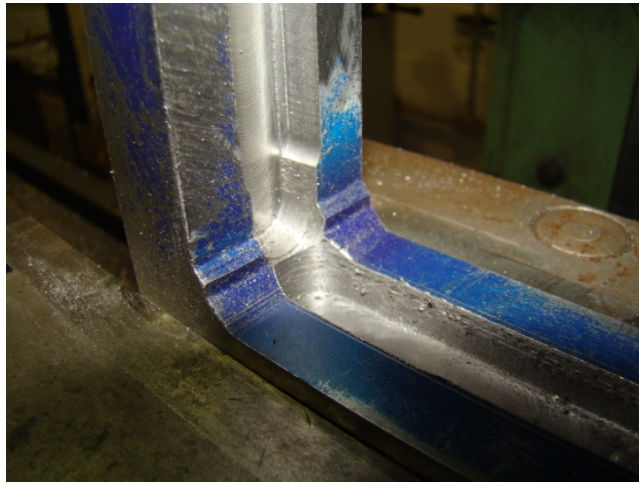
Anexo U, Fresado del Canal de Salida.



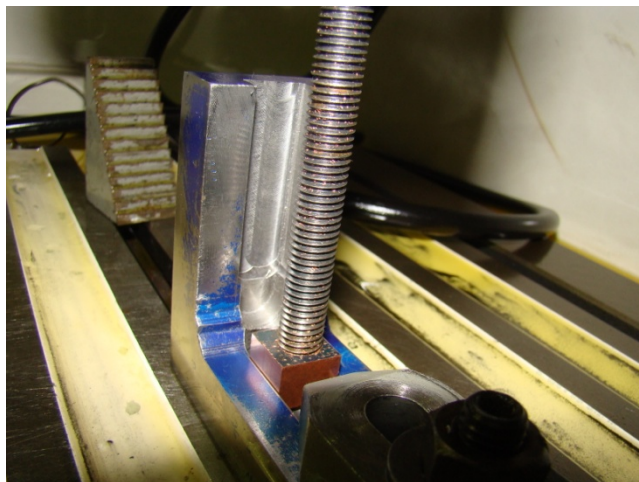
Anexo V, Canal de Salida.



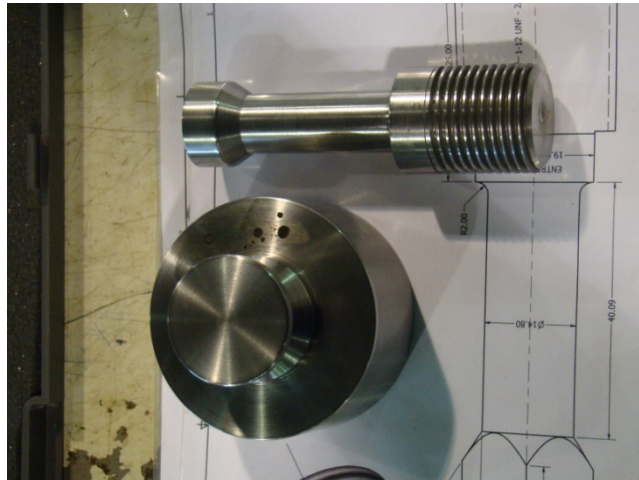
Anexo W, Fresado del Canal de Entrada.



Anexo X, Esquina Interior del Canal de Extrusión.



Anexo Y, Proceso de Electroerosión de la Esquina Interior del Canal de Extrusión.



Anexo Z, Conjunto Base-Punzón Final.



Anexo AA, Conjunto Completo Armado de la Matriz de Extrusión en la Máquina de Ensayos Universales Losenhausen.