

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

TRABAJO DE FIN DE MÁSTER

Máster en Ciencia e Ingeniería de Materiales

**ESTUDIO DE LA RECRISTALIZACIÓN Y PRERRECOCIDO EN UN
ALUMINIO 1050 SOMETIDO A FORJA MÚLTIPLE**



Memoria y Anexos

Autor: Hubert Toussaint
Director: Dra. Jessica Calvo Muñoz
Codirector: Dra. Sandra Luz Rodríguez Reyna

Enero, 2018

Resumen

Estudio de la recristalización y prerrecocido en un aluminio 1050 sometido a forja múltiple

Este trabajo de fin de máster presenta la última etapa en la validación experimental de un nuevo y original proceso de severa deformación plástica (SPD), la forja múltiple romboidal. Para formar parte de los procesos de SPD, la técnica tiene que proporcionar un material nanoestructurado en la totalidad del volumen de la probeta y no es el caso actualmente. En el presente trabajo, se explora diferentes técnicas para homogeneizar el tamaño de grano en la pieza de trabajo.

La investigación y el desarrollo del tuvieron como objetivos: caracterizar la potencial homogeneización en el tamaño de grano de las probetas sometidas a forja múltiple romboidal mediante recristalización post deformación, estudiar el efecto de un prerrecocido en las propiedades mecánicas de muestras sometidas al mismo proceso de forja múltiple y diseñar nuevas y únicas matrices para la forja múltiple con el fin de obtener materiales nanoestructurados de manera homogénea.

Se emplearon técnicas de microscopía óptica, mapeo de microdureza Vickers y calorimetría diferencial de barrido para el estudio de la recristalización. En cuanto a la ejecución experimental y caracterización del material deformado, se emplearon las instalaciones y equipos del Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. El diseño del prototipo de matriz se hizo con un software de diseño industrial en 3 dimensiones y está en este momento en proceso de fabricación.

El uso de las técnicas convencional de electro pulido, electro ataque y microscopía óptica no han permitido estudiar la microestructura del material tras un recocido. Los mapeos de microdureza no han revelado una homogeneización significativa de las piezas de trabajo mediante recristalización. Los análisis DSC han permitido destacar una temperatura de recristalización de 155°C. El prerrecocido ha permitido aumentar el número de ciclos en forja múltiple de 15 hacia 24 ciclos. No se logró caracterizar el material mediante ensayos de tracción por la heterogeneidad de las piezas obtenidas.

Abstract

Study of recrystallization and pre-annealing in 1050 aluminum subjected to multiple forging

This end-of-master project presents the last stage in the experimental validation of a new and original process of severe plastic deformation (SPD), the multiple rhomboidal forging. To be part of the SPD processes, the technique must provide a nanostructured material in the entire volume of the specimen and it is not currently the case. In the present work, different techniques are explored to homogenize the grain size in the workpiece.

The objectives of the research and development were: to characterize the potential homogenization in the grain size of the samples subjected to multiple rhomboidal forging by post-deformation recrystallization, to study the effect of a pre-annealing on the mechanical properties of samples submitted to the same process Multiple forging and design new and unique matrices for multiple forging to obtain nanostructured materials in a homogeneous way.

Optical microscopy, Vickers microhardness mapping and differential scanning calorimetry were used for the study of recrystallization. As for the experimental execution and characterization of the deformed material, the facilities and equipment of the Department of Materials Science and Metallurgical Engineering were used. The design of the matrix prototype was made with an industrial design software in 3 dimensions and is currently in the manufacturing process.

The use of conventional techniques of electro polishing, electro etching and optical microscopy have not allowed to study the microstructure of the material after annealing. The microhardness mappings have not revealed a significant homogenization of the workpieces by recrystallization. The DSC analyzes have allowed to highlight a recrystallization temperature of 155 ° C. The pre-annealing has allowed to increase the number of cycles in multiple forge from 15 to 24 cycles. The material could not be characterized by tensile tests due to the heterogeneity of the pieces obtained.

Agradecimientos

En primer lugar, quiero agradecer a mis asesoras Dra. Jessica Calvo Muñoz y Dra. Sandra Luz Rodríguez Reyna por su guía, apoyo y soporte a lo largo del presente Trabajo.

Muchas gracias a Dr. José María Cabrera y Dr. Alexander Zhilyaev por el conocimiento compartido y sobre todo por la confianza acordada.

Doy las gracias a la UPC y a los miembros del grupo de investigación y especialmente a Marco, Sergio, Ana, Humberto y Joachim por su amabilidad y la ayuda propuesta y proporcionada.

A mis compañeros franceses, en Barcelona como en las otras universidades asociadas a la EEIGM, especialmente Lorène, Saloua, Paul, Antoine, Léna, Christophe y Michel agradezco su amistad y apoyo.

Finalmente, quiero agradecer a mi familia por ser siempre a mi lado y estimularme en todos los proyectos de mi vida. Agradezco particularmente a mi padre Gilles y mis hermanos Briac y Axel por el conocimiento compartido a lo largo de este TFM.

Glosario

UFG	Materiales de granos ultrafinos, por sus siglas en inglés
TFM	Trabajo de Fin de Máster
SPD	Severa deformación plástica, por sus siglas en inglés
ECAP	Deformación en canal angular constante
HPT	Deformación por alta presión y torsión, por sus siglas en inglés
MF	Deformación por forja múltiple direccional, por sus siglas en inglés
EBSD	Difracción de electrones por retrodispersión, por sus siglas en inglés

Índice

Resumen	3
Abstract	4
Agradecimientos	5
Glosario	6
1 INTRODUCCIÓN	12
1.1 Objetivos del trabajo.....	13
1.2 Alcance del trabajo	14
2 REQUISITOS PREVIOS	17
2.1 Deformación Plástica Severa	17
2.1.1 HPT.....	18
2.1.2 ECAP	19
2.1.3 Forja múltiple romboidal.....	20
2.2 Recristalización.....	22
2.3 Técnicas de caracterización	24
2.3.1 Ensayos de Microdureza	24
2.3.2 Ensayos de Tracción	25
2.3.3 Calorimetría diferencial de barrido.....	26
3 MATERIAL Y MÉTODOS EXPERIMENTALES	29
3.1 El aluminio 1050.....	30
3.2 Métodos experimentales para el estudio de la estabilidad del tamaño de grano de muestras sometidas a forja múltiple.....	31
3.2.1 Recocido	31
3.2.2 Corte	33
3.2.3 Preparación de muestra	34
3.2.4 Caracterización	36
3.3 Métodos experimentales para el estudio del efecto del prerrecocido	38
3.3.1 Pretratamiento térmico	39
3.3.2 Ejecución experimental del proceso de FM.....	40
3.3.3 Preparación de muestras para tracción	46
3.3.4 Ensayos de tracción	46
4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	49
4.1 Estabilidad del tamaño de grano	49

4.1.1	Microscopía óptica.....	49
4.1.2	Microdureza Vickers	52
4.1.3	Calorimetría diferencial de barrido	54
4.2	Efecto del prerrecocido	55
4.2.1	Perfiles de temperatura durante la aplicación de MF.....	55
4.2.2	Tracción.....	56
5	PROPUESTA DE UN NUEVO DISEÑO DE FORJA MÚLTIPLE	60
5.1	Características del nuevo diseño	60
5.1.1	Dimensiones.....	60
5.1.2	Nuevo dado	60
5.1.3	Termopar.....	62
5.2	Elementos de sujeción.....	63
5.3	Materiales	65
	CONCLUSIONES	67
	BIBLIOGRAFIA	69
	ANEXO A	71
A1.	Características mecánicas y químicas del Al1050 Bronmetal.....	71
A.2	Información Técnica Sobre Acero de Utillaje ARNE	73
	ANEXO B	78
B.1	Plano de ensamble de la primera matriz de FM.....	78
B.2	matriz superior	79
B.3	matriz inferior	80
B.4	Paredes de confinamiento	81
B.5	Guías	82
	ANEXO C	83
C1.	Plano de extracción de probetas sometidas a FM.....	83
C.2	Plano de extracción para la muestra control.....	84
	ANEXO D	85
D.1	Ensamble de la nueva matriz	85
D.2	Matriz inferior	86
D.3	Guías laterales.....	87
D.4	Pared	88

D.5 Pared con termopar	89
D.6 matriz superior	90

LISTA DE TABLAS

TABLA 3-1 DESIGNACIÓN DE LAS MUESTRAS PARA EL ESTUDIO DE LA ESTABILIDAD TÉRMICA DE LA MICROESTRUCTURA.....	33
TABLA 3-2 PROCEDIMIENTO DE PREPARACIÓN DE MUESTRA PARA MICRODUREZA Y MICROSCOPIA ÓPTICA.....	34
TABLA 3-3 DESIGNACIÓN Y DIMENSIONES DE PROBETAS PARA ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	47
TABLA 4-1 DUREZA PROMEDIA DE LAS PROBETAS CON SU DESVIACIÓN ESTÁNDAR	53
TABLA 4-2 ALARGAMIENTOS DE ROTURA Y UTS DE LAS PROBETAS A1, B1, C1 Y D1.....	57
TABLA 4-3 ALARGAMIENTOS DE ROTURA Y UTS DE LAS PROBETAS A2, B2, C2 Y D2.....	58
TABLA 4-4 EFECTO DEL PRERRECOCIDO SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS	59
TABLA 5-1 LISTA DE LAS DIFERENTES PARTES DE LA MATRIZ	63

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2-1 ESQUEMA DEL PROCESO HPT [4]	19
FIGURA 2-2 ESQUEMA DEL PROCESO ECAP [4]	20
FIGURA 2-3 SECUENCIA A EJECUTAR EN EL PROCESO DE FORJA MÚLTIPLE [5].....	21
FIGURA 2-4 ESQUEMA DE LAS MATRICES EN EL PROCESO DE FORJA MÚLTIPLE [5]	22
FIGURA 2-5 RESTAURACIÓN (ANTES A LA IZQUIERDA Y DESPUÉS A LA DERECHA) [14].....	23
FIGURA 2-6 RECRISTALIZACIÓN: NUCLEACIÓN (A LA IZQUIERDA) Y CRECIMIENTO DE GRANO (A LA DERECHA) [14]	24
FIGURA 2-7 CURVA TENSIÓN VS DEFORMACIÓN [11]	26
FIGURA 2-8 ESQUEMA DEL DISPOSITIVO DE DSC [13]	27
FIGURA 3-1 DIAGRAMA DE BLOQUES DE LAS EXPERIENCIAS DEL TFM.....	29
FIGURA 3-2 DIAGRAMA DE FLUJO DE LA HISTORIA DEL MATERIAL UTILIZADO	31
FIGURA 3-3 CONFIGURACIÓN Y DIMENSIONES PARA CORTE DE MUESTRA.....	32
FIGURA 3-4 HORNO UTILIZADO PARA EL RECOCIDO	33
FIGURA 3-5 EQUIPO DE ELECTRO PULIDO Y ELECTRO ATAQUE.....	35
FIGURA 3-6 MICROSCOPIO ÓPTICO OLYMPUS.....	36
FIGURA 3-7 EQUIPO DE DSC (A LA IZQUIERDA) CON SE CELDA DE MEDICIÓN (A LA DERECHA).....	36
FIGURA 3-8 DURÓMETRO AKASHI	37
FIGURA 3-9 DESARROLLO DEL PRERRECOCIDO	39
FIGURA 3-10 ASPECTO DE LAS MUESTRAS ANTES (A LA DERECHA) Y TRAS EL PRERRECOCIDO (A LA IZQUIERDA)	40
FIGURA 3-11 CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS PRENSA HIDRÁULICA MECAMAQ DE-80	42
FIGURA 3-12 PROBETAS ANTES (A LA IZQUIERDA) Y DESPUÉS (A LA DERECHA) DEL PRIMER CICLO DE FORJA MÚLTIPLE	44
FIGURA 3-13 MONTAJE DE MATRIZ Y TERMOPAR EN PRENSA HIDRÁULICA.....	44
FIGURA 3-14 EVOLUCIÓN DE UNA DE LAS PROBETAS AL AUMENTAR EL NÚMERO DE CICLOS	45
FIGURA 3-15 DETALLE DE LAS DIMENSIONES DE UNA MUESTRA A EXTRAER.....	46
FIGURA 3-16 MONTAJE DE PROBETA DE TRACCIÓN.....	47
FIGURA 4-1 MICROGRAFÍA DE LA MUESTRA 8A (AL1050 CON 8 PASES DE MF Y RECOCIDO A 100 °C EN UNA ZONA CERCA DEL CENTRO) x5 A LA IZQUIERDA Y x50 A LA DERECHA.....	50
FIGURA 4-2 MICROGRAFÍA DE LA MUESTRA 8B (AL1050 CON 8 PASES DE MF Y RECOCIDO A 150 °C EN UNA ZONA CERCA DEL CENTRO) x5 A LA IZQUIERDA Y x10 A LA DERECHA.....	50
FIGURA 4-3 MICROGRAFÍA DE LA MUESTRA 8C (AL1050 CON 8 PASES DE MF Y RECOCIDO A 200 °C EN UNA ZONA CERCA DEL CENTRO) x5 A LA IZQUIERDA Y x50 A LA DERECHA.....	51

FIGURA 4-4 MICROGRAFÍA DE LA MUESTRA 8C (AL1050 CON 8 PASES DE MF Y RECOCIDO A 250 °C EN UNA ZONA CERCA DEL CENTRO) X5 A LA IZQUIERDA Y X20 A LA DERECHA.....	51
FIGURA 4-5 MAPA EBSD AL1050 LUEGO DE 8 CICLOS DE FORJA MÚLTIPLE [5].....	52
FIGURA 4-6 RESULTADOS DE MICRODUREZA	53
FIGURA 4-7 RESULTADOS DE DSC	54
FIGURA 4-8 CURVAS DSC SIN AJUSTE DE LAS ESCALAS.....	55
FIGURA 4-9 ELEVACIÓN DE TEMPERATURA DE LA PROBETA C DURANTE EL PROCESO DE FORJA MÚLTIPLE.....	56
FIGURA 4-10 CURVAS TENSIÓN VS DEFORMACIÓN PARA LAS PROBETAS A1, B1, C1 Y D1.....	57
FIGURA 4-11 CURVAS TENSIÓN VS DEFORMACIÓN PARA LAS PROBETAS A2, B2, C2 Y D2.....	58
FIGURA 5-1 SIMULACIÓN DEL ESTADO DE DEFORMACIÓN EN UNA PROBETA DESPUÉS DE 8 CICLOS DE FM CON EL DADO ACTUAL (A LA IZQUIERDA) Y DESPUÉS DE 1 CICLO CON UN DADO ELÍPTICO (A LA DERECHA).....	61
FIGURA 5-2 DETALLE DEL DADO ELÍPTICO.....	62
FIGURA 5-3 VISTA EN CORTE DE LA MATRIZ INFERIOR ACTUAL (A LA IZQUIERDA) Y VISTA ISOMÉTRICA DE LA NUEVA MATRIZ INFERIOR (A LA DERECHA).....	64
FIGURA 5-4 DAÑO DE LAS GUÍAS LATERALES.....	65

1 Introducció

Las propiedades de los materiales cristalinos sean ya metálicos o cerámicos, cambian fuertemente con el tamaño de grano de estos mismos. Desde hace mucho tiempo, los ingenieros recurren a esta característica cuando se trata, por ejemplo, de mejorar el límite elástico, las propiedades de fractura o incluso cambiar el comportamiento ferro magnético. Anteriormente las técnicas para reducir el tamaño de grano no permitían obtener granos más pequeños que el micrométrico [1] [2] [3].

No obstante, en la actualidad los materiales nano-estructurados son objetos de numerosas investigaciones y ya encuentran muchas aplicaciones en distintos campos. En efecto, los recientes progresos en las técnicas de elaboración para estos nuevos materiales han abierto innumerables aplicaciones en la industria. Los nanomateriales ofrecen propiedades muy específicas (ópticas, mecánicas, magnéticas) que no se pueden encontrar en los otros materiales.

Para obtener materiales nano-estructurados, existen dos vías posibles:

- producirlos construyendo con depósitos sucesivos de átomos hasta obtener un objeto manufacturado a la escala macroscópica (método dicho “bottom up”)
- producirlos modificando la estructura macroscópica mediante un refinamiento de su microestructura (método dicho “top down”)

De esa manera, con el método “top down” tal como con el método “bottom up”, se han desarrollado nuevas técnicas de refinamiento de grano que permitieron alcanzar microestructuras con UFG (ultra fine grain) es decir con granos de tamaño inferior a $1\ \mu\text{m}$ e incluso microestructuras nanométricas o, en otras palabras, con tamaño de grano entre 10 y 100 nanómetros. Entre estas técnicas, se puede mencionar la deposición en fase vapor (PVD), la cristalización de productos amorfos, así como la deformación plástica severa (en inglés *Severe Plastic Deformation* o SPD). Es importante destacar que los métodos “top down” tienen la ventaja sobre los métodos “bottom up” de eliminar los problemas en relación con la porosidad inherente. Es por esta razón que, en las últimas décadas, muchas investigaciones fueron realizadas con vistas a obtener materiales nano-estructurados, a partir de materiales cristalinos macizos utilizando el método “top down”. [4]

Por su facilidad de aplicación, los procesos SPD llamaron la atención de los investigadores y varios procesos nacieron al utilizar esta técnica. Los más importantes, que se detallarán más adelante en este TFM, son los siguientes:

- el ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*), se trata de la extrusión de una probeta cilíndrica en un canal de sección constante

- el HPT (High Pressure Torsión), se aplica torsión y al mismo tiempo presión a una probeta en forma de disco.
- MF (Multidirectional Forging), aplicación repetitiva de presión, variando el eje de aplicación, confinando la probeta en el interior de una matriz en una forma preestablecida, bajo distintos pases de deformación.

En este contexto, en el marco de un trabajo de fin de máster, dos estudiantes de la Universidad Politécnica de Cataluña (Mario Javier Torres Maldonado y Homero David Cadena Hernández) desarrollaron a partir de la idea del Dr. Alexander Zhilyaev un proceso SPD de la misma familia que el MF completamente nuevo: la forja múltiple romboidal. [5]

El presente TFM es la continuación directa de este trabajo de forja múltiple romboidal. La investigación se divide en tres partes independientes teniendo como denominador común el tema de la forja múltiple.

1. Estudio de la estabilidad térmica en el tamaño de grano de probetas deformadas por forja múltiple
2. Estudio del efecto de un pre tratamiento térmico sobre probetas sometidas a forja múltiple.
3. Diseño de una nueva matriz de sección elíptica para ser aplicada en forja múltiple.

1.1 Objetivos del trabajo

El problema mayor de las probetas obtenidas después de forja múltiple es que tienen una deformación heterogénea. Siendo un punto clave para que el proceso pueda ser considerado como de SPD, la problemática central de este trabajo fue como obtener una deformación homogénea, y por consiguiente un tamaño de grano homogéneo, en la pieza de trabajo.

Una primera etapa fue el estudio del comportamiento de la microestructura de probetas sometidas a forja múltiple tras un recocido mediante la caracterización microestructural, el comportamiento mecánico (Mapas de Microdurezas) y análisis de DSC. El objetivo principal siendo de mostrar que se puede homogeneizar la microestructura mediante recristalización. Un objetivo secundario de este trabajo fue de encontrar la temperatura de recristalización del material nano-estructurado obtenido con forja múltiple

Siempre con el objetivo de mejorar la homogeneidad, se estudió el efecto de un prerrecocido en probetas sometidas a forja múltiple, analizando los resultados obtenidos mediante el estudio de las propiedades mecánicas (esfuerzo máximo y porcentaje de ductilidad). Se supone que el recocido mejora la capacidad de deformación de las muestras. Un objetivo secundario de esta parte del trabajo fue medir la evolución de la temperatura durante el proceso de forja múltiple, para ver si desempeña un papel en las transformaciones microestructurales.

Finalmente, se hizo el diseño único y completamente nuevo de una matriz de forja múltiple en forma elíptica; que permita una distribución de deformaciones más homogénea a través de la sección transversal.

1.2 Alcance del trabajo

Según Valiev y al. [4], los granos ultrafinos producidos mediante procesos de Deformación Plástica Severa son estables. Pero pocos estudios describen la estabilidad térmica del tamaño de grano en materiales sometidos a SPD. Así, un primer objetivo fue el estudio del comportamiento de la microestructura de probetas sometidas a forja múltiple tras un recocido. Recientes estudios demostraron que es posible juntar placas de aluminio comercialmente puro con FSW (Friction Stir Welding) previamente sometidas a IECAP (Incremental Equal Channel Angular Pressing) [6]. Aunque la técnica pone de manifiesto resultados muy atractivos en comparación con otras técnicas como TIG y MIG, los granos ultra finos obtenidos por SPD no son estables a causa de la temperatura elevada durante FSW. Por lo tanto, conocer la temperatura de recristalización en materiales con UFG es un punto clave en el desempeño del material durante su aplicación industrial. Además, es necesario precisar que los UFG obtenidos por Forja Múltiple no tienen un tamaño homogéneo, por lo cual es interesante saber si es posible obtener un tamaño de grano homogéneo mediante un recocido.

El primer proceso de forja múltiple desarrollado fue limitado por la cantidad de deformación, o, en otras palabras, por el número de pases. El efecto adverso que los investigadores encontraron fue la presencia de fisuras. Sin embargo, recientes estudios con el proceso HPT (S.V. Divinski et al.) han mostrado que era posible generar las mismas propiedades mecánicas con un nivel mayor de deformación si el material era previamente sometido a un tratamiento térmico [7]. Más precisamente, la investigación sugiere que se puede obtener una combinación de propiedades óptimas para las aplicaciones deseadas mediante una elección adecuada de las condiciones de deformación, así como de los tratamientos térmicos de recocido previo y posterior a la deformación.

En los resultados obtenidos del trabajo previo a esta Investigación [5], se encontró que la sección transversal de la pieza posterior al proceso de forja múltiple genera una microestructura heterogénea. Esta heterogeneidad es debida a la fricción que se genera entre la probeta y la matriz durante la compresión (conos de compresión) y no puede evitarse. El problema de los conos de compresión es que son zonas sin deformaciones generando una heterogeneidad de la microestructura. No obstante, los estudiantes que desarrollaron este proceso de MF analizaron diferentes geometrías posibles de matriz y mostraron que se puede mejorar esta inestabilidad al cambiar la geometría de la matriz de forma romboidal hacia elíptica. Sin embargo, como se discutirá más adelante, por facilidad de procesamiento, la geometría óptima no fue la elegida. Así, una parte importante del presente TFM fue dedicado al diseño de una nueva matriz, con la finalidad de generar

una mayor uniformidad en la distribución de deformaciones sobre la sección de la probeta procesada por forja múltiple.

2 Requisitos previos

2.1 Deformación Plástica Severa

Es conocido que se puede endurecer un material cristalino por 4 medios diferentes que se describen a continuación [10]:

- *El endurecimiento por deformación plástica.* Al nivel macroscópico, la deformación plástica empieza cuando el material se deforma de manera irreversible al contrario de la deformación elástica que ocurre cuando el material vuelve a su forma inicial inmediatamente cuando se quita la carga aplicada al material. Al nivel microscópico, la deformación plástica aparece cuando se rompen los enlaces entre los átomos. Todos los materiales cristalinos termodinámicamente estables contienen defectos de su red cristalina y la deformación plástica se ayuda de uno de estos defectos para producirse: las dislocaciones. Se dice que el movimiento de las dislocaciones es responsable de la deformación plástica. Además, La deformación plástica se acompaña de la formación de nuevas dislocaciones aumentando la densidad de dislocaciones en el material. Más allá de la densidad de dislocaciones, el frenar su movimiento es una parte importante. Así, cuando se deforma plásticamente un material, se aumenta al mismo tiempo la energía que hay que imponer al material para que se deforme más. Eso es lo que se conoce como “endurecimiento por deformación plástica”.

- *El endurecimiento por refinamiento del grano.* En realidad, cualquier defecto que va a impedir el movimiento de las dislocaciones endurece el material y eso incluye los bordes de granos. Así, Se entiende que entre más pequeño sea el grano, este material será más duro. La ecuación que vincula la tensión de fluencia σ_y al tamaño de grano d se le conoce como relación de Hall-Petch que se puede observar en la Ecuación 2-1.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y * d^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Ecuación 2-1}$$

Donde σ_0 corresponde a la tensión por fricción y k_y es una constante de fluencia. Al analizar la ecuación se puede ver que cuando el tamaño de grano disminuye la tensión de fluencia aumenta.

- *El endurecimiento por solución sólida.* Una solución sólida se obtiene añadiendo otros elementos a un material puro. En otras palabras, se trata de una aleación. Los elementos de aleación distorsionan la red cristalina original generando tensiones internas que entorpecen el movimiento de las dislocaciones.

- *El endurecimiento por precipitación*. Siempre con la idea de impedir el movimiento de las dislocaciones este mecanismo de endurecimiento se produce cuando aparece una segunda fase en una aleación o un material puro. Es el caso por ejemplo de los aluminios endurecibles por envejecimiento.

Los procesos de Deformación Plástica Severa combinan la utilización de dos de estos mecanismos, el refinamiento del grano y el aumento de la densidad de dislocaciones. R.Z. Valiev et al. [4] precisaron los requerimientos para que un proceso de SPD pueda ser considerado como tal. Primero, es importante obtener UFG con bordes de granos con gran ángulo de desorientación ya que para esta condición las propiedades del material cambian cualitativamente. Luego, la microestructura obtenida tiene que ser homogénea en todo el volumen de la probeta para proporcionar propiedades estables (eso es el objetivo principal del presente trabajo). Finalmente, a pesar de que el material es sometido a grandes deformaciones, este no debe presentar grietas posteriores al proceso. Para cumplir con estos requisitos, generalmente los procesos de SPD se hacen bajo grandes presiones hidrostáticas con cambios poco importantes de las dimensiones iniciales de la probeta. A continuación, se describe los dos procesos más conocidos: el HPT y el ECAP, así que el proceso de forja múltiple romboidal.

2.1.1 HPT

En este proceso una muestra en forma de disco se somete a una alta presión hidrostática mientras que se aplica un esfuerzo de torsión. La forma de la muestra permanece constante. Se puede apreciar un esquema del dispositivo en la Figura 2-1.

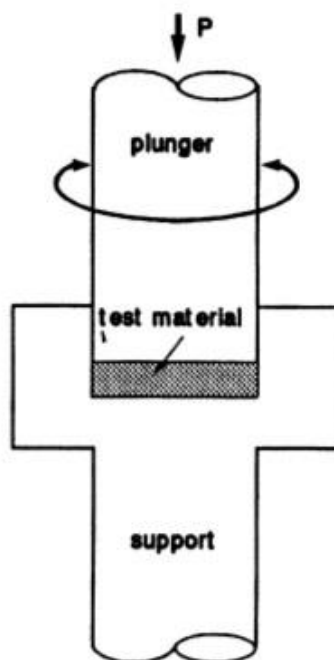


Figura 2-1 Esquema del proceso HPT [4]

Si no hay compresión, la deformación torsional verdadera γ viene dada por la Ecuación 2-2.

$$\gamma = \frac{2\pi RN}{l} \quad \text{Ecuación 2-2}$$

Donde R es la distancia desde el centro, N el número de vuelta y l el espesor del disco. En realidad, puesto que hay una presión, los valores de deformación son más altas que las previstas por la fórmula. Se puede también calcular la deformación verdadera equivalente ϵ con la Ecuación 2-3, de acuerdo con el criterio de von mises, para comparar con otras técnicas de SPD.

$$\epsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad \text{Ecuación 2-3}$$

2.1.2 ECAP

Es actualmente la técnica de SPD la más desarrollada. La idea se basa en introducir un alto nivel de deformación plástica en una barra sin cambiar su sección transversal. El proceso fue enseguida desarrollado y aplicado como un método de SPD. En este proceso, con la ayuda de un punzón, una barra travesa varias veces una hilera de sección constante y realiza un codo a la mitad de su trayecto. Después de cada ciclo, se gira la muestra, generalmente de 90°. El diámetro de la barra no

tiene que superar los 20 mm. Se puede observar un esquema del método en la Figura 2-2. Hay que mencionar que el codo tiene dos ángulos ψ y ϕ que corresponden respectivamente al ángulo externo e interno del codo.

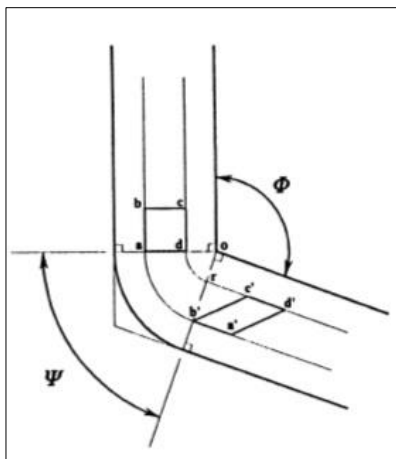


Figura 2-2 Esquema del proceso ECAP [4]

Aquí también se puede calcular la deformación con la Ecuación 2-4, N siendo el número de ciclo.

$$e_N = N \left\{ \frac{2 \cot\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\phi + \psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right\} \quad \text{Ecuación 2-4}$$

2.1.3 Forja múltiple romboidal

El proceso de forja múltiple es un proceso de SPD totalmente nuevo de la misma familia que los procesos de MF. Fue diseñado por dos estudiantes en el marco de un trabajo de fin de máster: “modelización de un proceso de severa deformación plástica por forja múltiple” por M.J. Torres Maldonado y H.D. Cadena Hernández.

En este proceso, dos matrices de forma romboidal aplican una presión elevada sobre una probeta cilíndrica de 20mm de diámetro y de 100 mm de longitud. Se puede observar una imagen de las matrices en la Figura 2-4. La presión se aplica a una velocidad constante hasta que la matriz superior toque la matriz inferior. Luego, se mantiene la carga durante 10 segundos para que el material fluya bien en la matriz. Finalmente, se retira la carga para terminar el primer ciclo. En el segundo ciclo, se gira la pieza de trabajo de un ángulo de 90° con respecto al eje longitudinal (para obtener una máxima deformación) y se coloca en la matriz, luego se aplica carga, obteniendo nuevamente una pieza de sección transversal romboidal terminando así el segundo ciclo. El segundo ciclo es la etapa la más crítica del proceso puesto que las caras donde se aplica la carga aún son redonda y la muestra

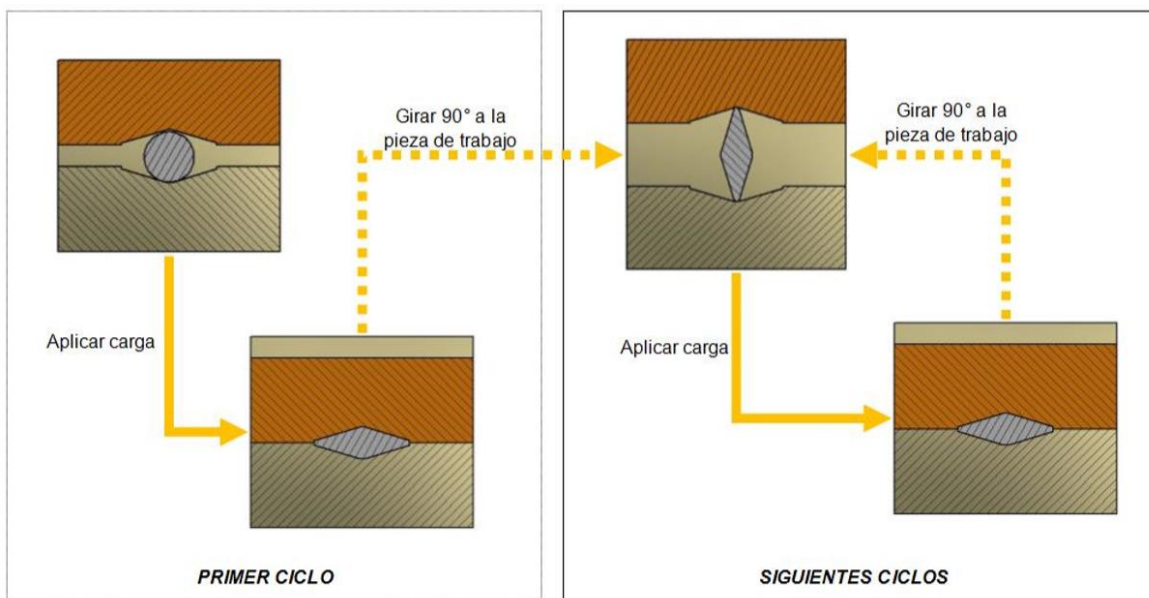


Figura 2-3 Secuencia a ejecutar en el proceso de forja múltiple [5]

puede girar alrededor de su eje longitudinal cuando se aplica la carga. La Figura 2-3 ilustra la secuencia a ejecutar.

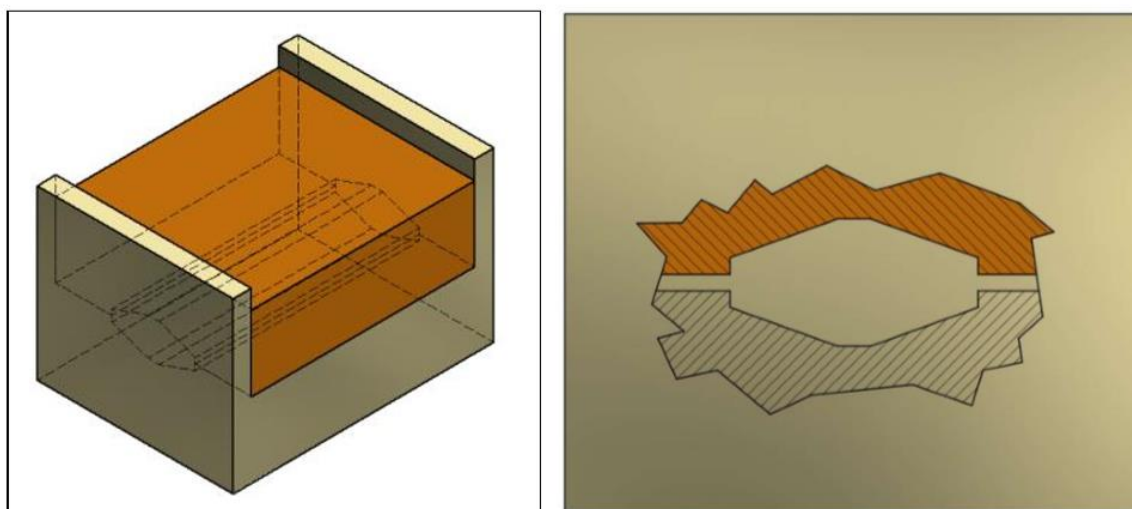


Figura 2-4 Esquema de las matrices en el proceso de forja múltiple [5]

Con este proceso, se obtuvieron granos con un tamaño promedio de $1\ \mu\text{m}$ después de 16 ciclos con el Al1050.

El mayor inconveniente de los procesos de compresión es que generan un campo de deformación heterogéneo. En efecto, por la fricción que hay en la intercara entre la probeta y la matriz, se crean zonas muertas, en forma de cono, sin deformaciones. En el caso de la forja múltiple, por los múltiples ciclos, la zona deformada tiene una forma de cruz al mirar la sección constante. Las otras zonas de la probeta son zonas con menor deformación. Se puede ver una simulación del estado de deformación después de 8 ciclos de forja múltiple en la Figura 5-1.

A partir de estas consideraciones, para que este proceso sea considerando con un proceso SPD según los requisitos enunciadas antes, hay que lograr una microestructura homogénea. Los dos estudiantes mostraron por simulación que era posible mejorar la homogeneidad de las deformaciones teniendo una matriz elíptica en vez de una matriz romboidal. En el presente trabajo, se desarrolló el diseño de una matriz con esta geometría en el apartado 5.

2.2 Recristalización

La energía libre de los materiales cristalinos aumenta durante una deformación por la creación de dislocaciones e interfaces, y un material conteniendo estos defectos es termodinámicamente inestable. Entonces, la termodinámica supone que estos defectos tendrían que desaparecer espontáneamente, pero en práctica este fenómeno es muy lento.

Si se calienta el material hacia una temperatura alta (recocido), procesos térmicamente activados, tal como la difusión, aniquilan o reordenan estos defectos en una configuración de más baja energía. Estos procesos son conocidos como la recuperación y la recristalización, y ocurren al mismo tiempo cuando se calienta un material cristalino deformado.

Durante la recuperación, la microestructura y entonces las propiedades se restauran parcialmente hacia sus valores iniciales, aniquilando y reordenando las dislocaciones creando subgranos como se puede ver en la Figura 2-5. La restauración puede ocurrir durante la deformación.

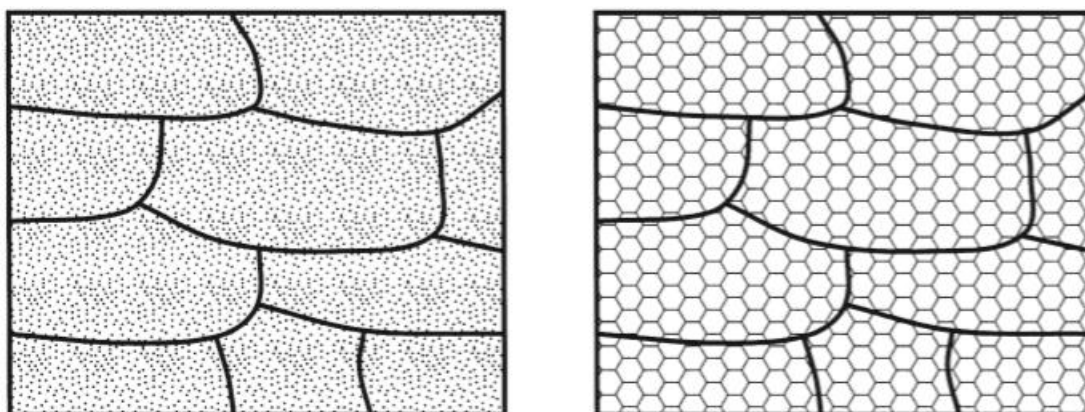


Figura 2-5 Restauración (antes a la izquierda y después a la derecha) [14]

Para recuperar sus propiedades iniciales completamente, el material requiere una recristalización. En este proceso, se crean nuevos granos sin dislocaciones en la estructura deformada o en la estructura recuperada. A continuación, estos granos crecen, consumiendo los antiguos y al final se obtiene una nueva estructura con una densidad de dislocación baja (ver Figura 2-6). Así, la recristalización se hace en dos etapas distintas: la nucleación y el crecimiento de grano. La recristalización puede ocurrir durante la deformación a temperatura alta, en este caso se habla de recristalización dinámica [14].

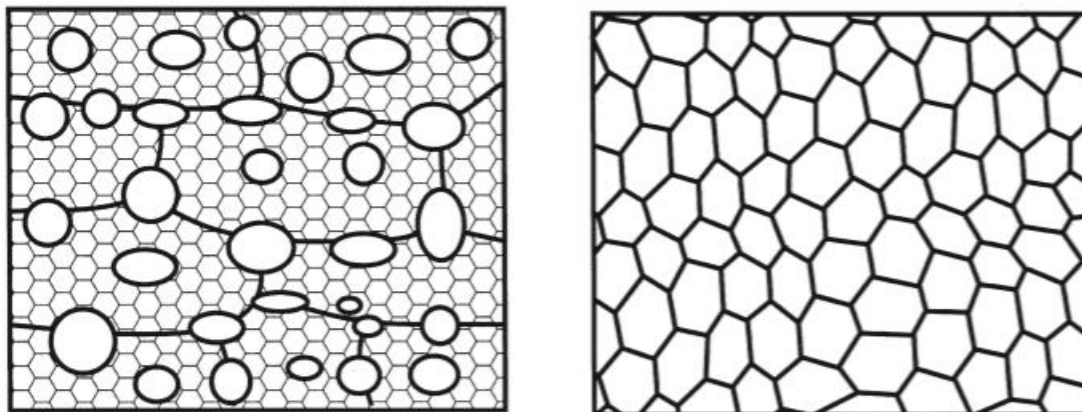


Figura 2-6 Recristalización: nucleación (a la izquierda) y crecimiento de grano (a la derecha) [14]

Es muy importante mencionar que, como todo proceso de nucleación y crecimiento, la recristalización ocurre a partir de una temperatura crítica. Esta temperatura, que es conocida como temperatura de recristalización, depende mucho del tamaño de grano. Por consiguiente, se puede hacer las observaciones siguientes:

- La temperatura de recristalización disminuye cuando el tiempo de recocido aumenta
- La temperatura de recristalización disminuye cuando la deformación previa es más importante.

En otras palabras, la temperatura de recristalización cambia mucho con el tamaño de grano.

2.3 Técnicas de caracterización

2.3.1 Ensayos de Microdureza

Durante un ensayo de microdureza Vickers, un indentador con una punta de diamante en forma de pirámide con 4 caras aplica una huella sobre el material testado. El ángulo entre las dos caras opuestas es de 136° . El indentador es aplicado con una fuerza normalizada durante un tiempo normalizado también. Un dispositivo óptico permite la medición de las diagonales de la huella cuadrada. El valor utilizado para el cálculo de la dureza es la media de las dos diagonales medidas [12].

La dureza Vickers **HV** se calcula a partir de la Ecuación 2-10.

$$HV = 1.8544 * \frac{P}{d^2} \quad \text{Ecuación 2-10}$$

Dónde **P** es la carga (kgf) y **d** la diagonal promedio (mm).

Es importante mencionar que, para que se pueda medir las diagonales con precisión, hay que pulir la muestra previamente.

2.3.2 Ensayos de Tracción

Durante un ensayo de tracción, se aplica una velocidad de deformación constante a una probeta normalizada, generalmente hasta la rotura, mientras que captors miden la respuesta en fuerza. Al mismo tiempo, un otro captor mide la variación de longitud de la probeta. El resultado de un ensayo de tracción es una curva que representa la tensión en función de la deformación como se puede ver en la Figura 2-7. La tensión se obtiene dividiendo la fuerza obtenida por el área de la sección de la probeta y la deformación dividiendo el incremento de longitud por la longitud inicial. Se puede obtener dos tipos de valores de deformación y de tensión. Los valores ingenieriles y los valores verdaderos. La deformación y la tensión ingenieril se obtienen considerando que el área de la sección permanece constante durante el ensayo y se calculan según las ecuaciones 2-5 y 2-6.

$$\sigma_{ingenieril} = \frac{F}{A_0} \quad \text{Ecuación 2-5}$$

$$\varepsilon_{ingenieril} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad \text{Ecuación 2-6}$$

Los valores verdaderos se calculan considerando que el área de la sección cambia durante el ensayo. Se puede pasar de los valores ingenieriles a los valores verdaderas mediante las ecuaciones 2-7 y 2-8.

$$\sigma_{verdadera} = \sigma_{ingenieril} * (1 + \varepsilon_{ingenieril}) \quad \text{Ecuación 2-7}$$

$$\varepsilon_{verdadera} = \ln(1 + \varepsilon_{ingenieril}) \quad \text{Ecuación 2-8}$$

Sobre la curva tensión-deformación, se puede extraer varias informaciones tal como entre otras:

- *El modulo de elasticidad o modulo de Young.* Se calcula a partir de la ley de Hooke que se puede ver en la Ecuación 2-9.

$$\sigma = \varepsilon E \quad \text{Ecuación 2-9}$$

Dónde **E** es modulo de Young.

- *La Tensión última o UTS.* Se define como la tensión máxima que el material puede aguantar sin que se localiza la deformación plástica. Este fenómeno, conocido como estricción, se caracteriza por un rápido incremento de la deformación sin aumento apreciable de la carga aplicada.

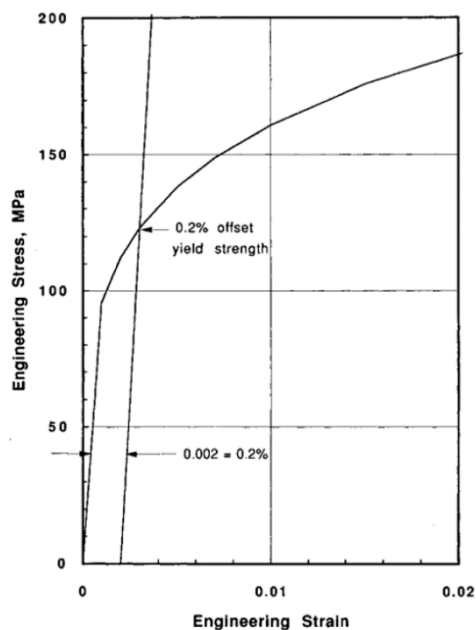


Figura 2-7 curva tensión vs deformación [11]

- *El límite elástico.* Es la tensión máxima que se puede aplicar al material sin que se produzcan deformaciones permanentes, es decir deformaciones plásticas. En la curva tensión vs deformación, el límite elástico se traduce por un cambio de comportamiento: a partir de este punto, la tensión se desvía de la linealidad impuesta por la ley de Hooke. Sin embargo, este punto no puede determinarse con precisión, entonces por convención se puede encontrar dibujando una línea recta paralela a la parte lineal inicial de la curva tensión deformación, pero compensada por $\epsilon = 0,002$ o 0,2% como se puede ver en la Figura 2-7.
- *El alargamiento de rotura.* Es la deformación total del material antes de su rotura quitando la deformación debida a la elasticidad del material.

2.3.3 Calorimetría diferencial de barrido

De manera general, un análisis de Calorimetría Diferencial de Barrido (en inglés *Differential Scanning Calorimetry* o DSC) es una técnica que permite medir las evoluciones de una propiedad física de una probeta sometida a una variación programada (generalmente lineal) de temperatura con el tiempo en una atmosfera controlada. Los ámbitos de aplicación de la DSC son numerosos: medida de pureza de un producto, estudio de diagramas de fases, estudio de los sólidos amorfos...

Se puede apreciar un esquema del dispositivo en la Figura 2-8.

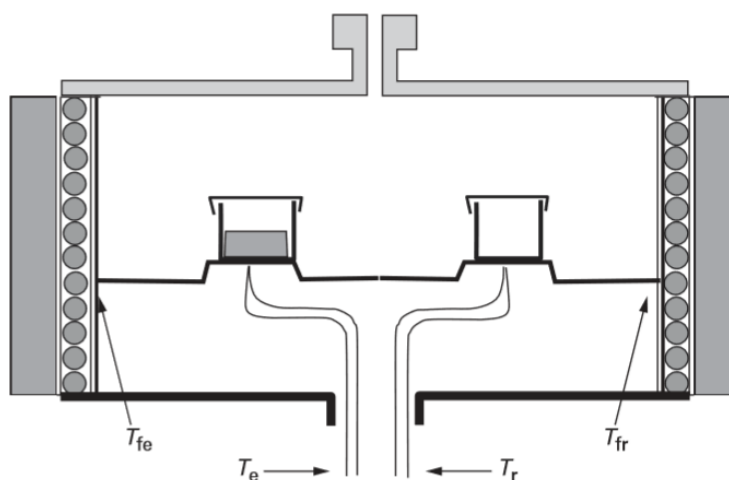


Figura 2-8 Esquema del dispositivo de DSC [13]

La parte la más importante del dispositivo es un horno en el cual la temperatura, lo más homogénea posible, puede variar de manera programada. Una cápsula contiene la muestra a estudiar y otra está vacía o contiene un cuerpo de referencia inerte en el rango de temperatura estudiada. Además, un dispositivo permite registrar las temperaturas T_e (temperatura de la muestra) et T_r (temperatura de la referencia) o su diferencia en función del tiempo o de la temperatura del horno. El ensamble del montaje tiene que ser perfectamente simétrico para que la muestra y la referencia reciban la misma cantidad de energía. Un flujo de gas inerte permite controlar la atmosfera en el interior del horno. El interés de incluir una referencia es de aumentar considerablemente la precisión de los resultados [13].

En primera aproximación los intercambios térmicos en el horno pueden expresarse según las ecuaciones 2-11, 2-12 y 2-13.

$$\varphi_e = \frac{T_{fe} - T_e}{R_e} \quad \text{Ecuación 2-11}$$

$$\varphi_r = \frac{T_{fr} - T_r}{R_r} \quad \text{Ecuación 2-12}$$

$$\Delta\varphi = \varphi_e - \varphi_r \quad \text{Ecuación 2-13}$$

Dónde R_e y R_r son respectivamente las resistencias térmicas de la muestra y del horno y T_e , T_{fe} , T_r y T_{fr} , las temperaturas de la muestra, de la pared al lado de la muestra, de la referencia, de la pared al lado de la referencia. Si no hay cápsulas y si el ensamble es perfectamente simétrico, $\Delta\varphi$ tiene que ser

nula. En este caso $R_e = R_f = R$ y $T_{fe} = T_{fr} = T_f$ y la diferencia de flujos de calor $\Delta\varphi$ es proporcional a la diferencia de temperaturas $\Delta T = T_e - T_f$.

El resultado de un análisis DSC es un gráfico, que representa la diferencia de flujo de calor $\Delta\varphi$ en función de la temperatura (o del tiempo).

Si la muestra experimenta una transformación física, absorba o libere calor, $\Delta\varphi$ se desvía de su línea de base, haciendo un pico endotérmico o exotérmico. El fenómeno estudiado en el presente trabajo es la recristalización que es una transformación exotérmica. Entonces se debería observar un pico cuya temperatura a la punta correspondería a la temperatura de recristalización.

Para comparar dos ensayos entre ellos, las masas de las muestras tienen que ser las mismas. Si no es el caso, hay que normalizar el flujo de calor dividiéndolo por la masa de la muestra.

Hay muchos parámetros que pueden influenciar la medida y que pueden ser fuentes de errores. Entre estos parámetros, se puede citar la masa de la muestra, la velocidad de calentamiento, el gas inerte utilizado, el material para las capsulas y el ambiente que tiene que ser seco.

3 Material y métodos experimentales

Durante este trabajo, se realizó muchos ensayos por razones diferentes. Para introducir esta parte y para tener una vista más clara del proyecto, se realizó un diagrama de bloques en la Figura 3-1 que describe paso a paso la ruta de caracterización de las muestras con los objetivos que hay detrás de cada una de las experiencias. En azul, se presentan las experiencias realizadas y en rojo las que estaban previstas y que no se realizaron por falta de tiempo.

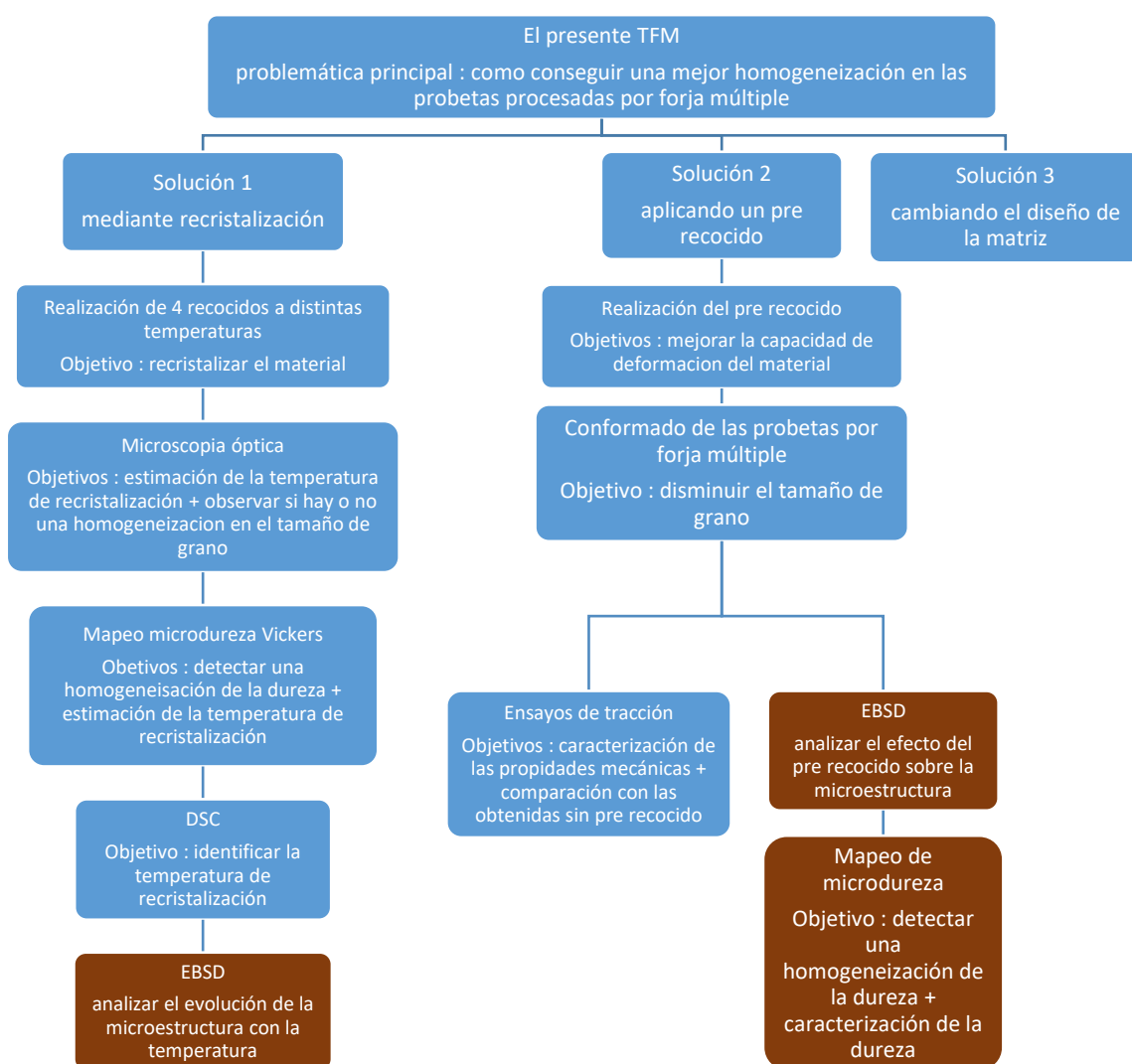


Figura 3-1 Diagrama de bloques de las experiencias del TFM

3.1 El aluminio 1050

El material utilizado para la caracterización de la estabilidad térmica del tamaño de grano tan como para la caracterización de las propiedades mecánicas de la preforma sometidas a un tratamiento térmico previo era un aluminio comercialmente puro con 99.5% de pureza, el Al 1050. Este material fue adquirido al proveedor BRONMETAL en forma de barra cilíndrica extruidas con dimensiones de 20 mm de diámetro y 3000 mm de largo. La información química y características mecánicas se pueden encontrar en el Anexo A1.

Cabe señalar que el material elegido fue el mismo que el utilizado por M.J. Torres Maldonado, H.D. Cadena Hernández [5]. Así, el aluminio 1050 utilizado en el presente trabajo se presentaba bajo dos estados distintos.

Las probetas para la caracterización de la estabilidad térmica del tamaño de grano fueron extraídas de una preforma deformada por las dos estudiantes. Hay que precisar que, antes de ser procesadas con forja múltiple, estas probetas fueron sometidas a un primer recocido a 350°C durante 1 hora, para eliminar las tensiones internas debidas al proceso de extrusión de las barras y homogeneizar el tamaño de grano mediante recristalización. Sin embargo, análisis EBSD mostraron que la recristalización no fue completa. Después del recocido, las muestras de este trabajo fueron sometidas a 8 ciclos de forja múltiple. es decir, con una deformación teórica (obtenida con simulación) de 8,2 [5].

Las probetas para el estudio del efecto del tratamiento térmico previo sobre UFG fueron de Al 1050 En estado de recepción del material comercial, extraídas de las barras proporcionadas por BRONMETAL.

En la Figura 3-2 se puede apreciar un diagrama de flujo que resume la historia del material utilizado (tal como se encontraba antes del presente TFM) con a la izquierda el material utilizado para el estudio de la estabilidad térmica de la microestructura y a la derecha el material utilizado para el estudio del efecto de un prerrecocido.

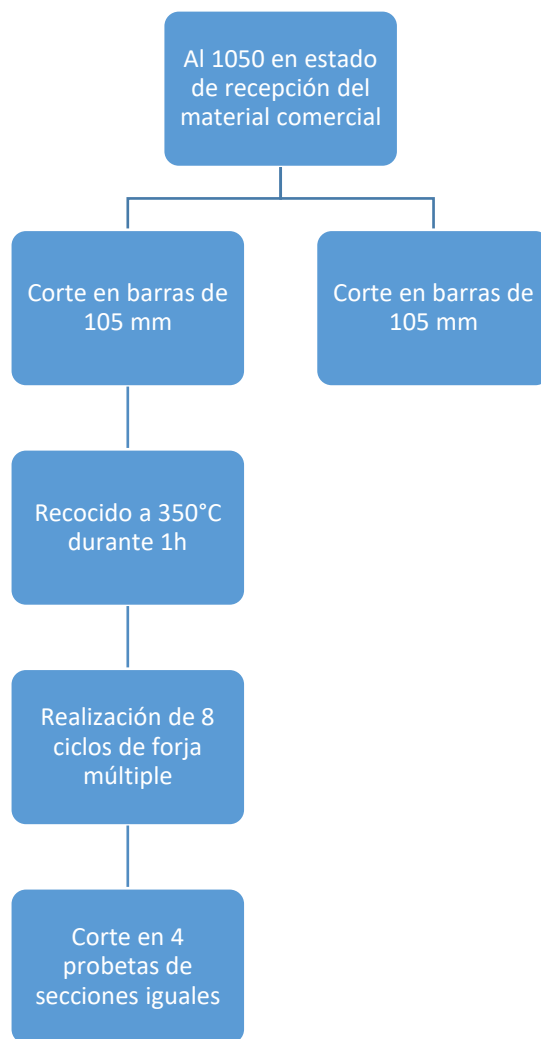


Figura 3-2 Diagrama de flujo de la historia del material utilizado

3.2 Métodos experimentales para el estudio de la estabilidad del tamaño de grano de muestras sometidas a forja múltiple

3.2.1 Recocido

Con el objetivo de encontrar la temperatura de recristalización de los granos ultra finos obtenidos por forja múltiple, se decidió cortar una muestra, ya sometida a 8 ciclos, en 4 trozos de aproximadamente 10 mm de espesor de tal manera que las probetas obtenidas tienen 2 secciones transversales paralelas de la muestra original como se puede ver en la Figura 3-3.

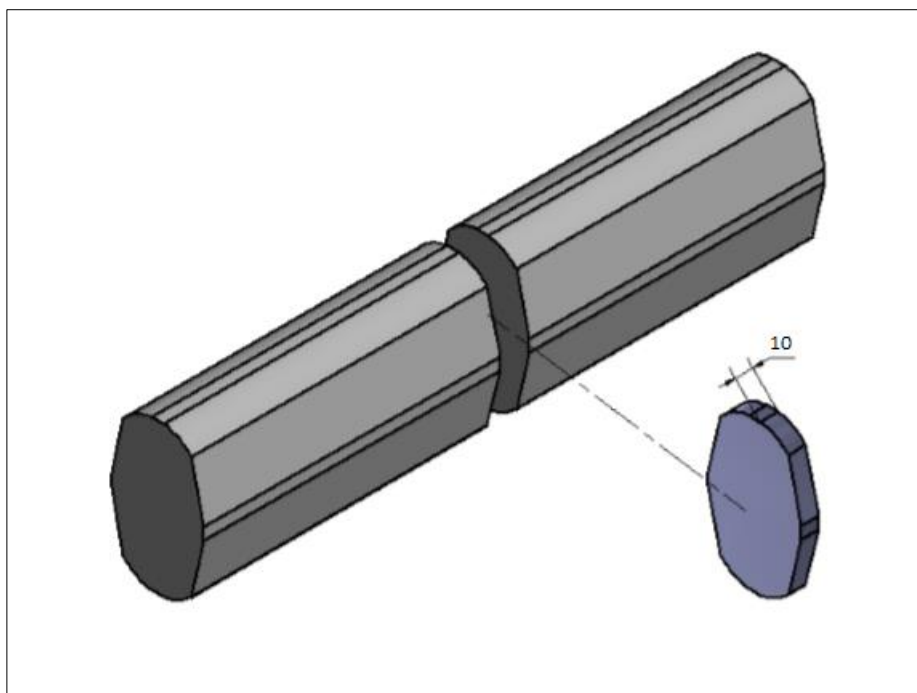


Figura 3-3 Configuración y dimensiones para corte de muestra

El corte se realizó de tal manera que la probeta pueda observarse luego al microscopio óptico y que se pueda hacer un mapa de dureza de toda la sección transversal.

Se ha demostrado que la temperatura de nucleación y de recristalización del aluminio comercialmente puro disminuye cuando el nivel de deformación aumenta y el tamaño de grano disminuye [8]. Así, se ha estimado que la temperatura de recristalización del Al-1050 con UFG debería estar entre 100 y 250 °C.

Se utilizó un horno tubular de alta temperatura de marca Hobersal modelo ST-16 con programador de rampas WEST 6400. Se puede ver una fotografía de este horno en la Figura 3-4.

Sobre las 4 muestras más pequeñas obtenidas, se realizó 4 tratamientos térmicos de 30 minutos cada uno a 4 diferentes temperaturas: 100, 150, 200 y 250°C. Se colocaron las muestras justo después de la etapa de precalentamiento, una vez que la temperatura del horno se estableció. Todo el recocido se realizó en atmósfera inerte contralada con un flujo de argón. Se sacó las muestras del horno después de exactamente 30 minutos y se enfriaron al aire libre hasta que alcanzaron la temperatura ambiente.



Figura 3-4 Horno utilizado para el recocido

3.2.2 Corte

Cabe señalar que después de ser observada con el microscopio óptico se cortaron cada muestra en dos partes, una para hacer calorimetría y la otra para los ensayos de microdureza. La Tabla 3-1 resume las designaciones utilizadas para las muestras y sus características asociadas.

Tabla 3-1 Designación de las muestras para el estudio de la estabilidad térmica de la microestructura

Designación microscopía óptica	Designación microdureza	Designación calorimetría	Número de ciclos	recocido	
				Duración (min)	Temperatura (°C)
8a	A	A'	8	30	100
8b	B	B'	8	30	150
8c	C	C'	8	30	200
8d	D	D'	8	30	250
N/A	N/A	ref	0	N/A	N/A

3.2.3 Preparación de muestra

3.2.3.1 Preparación de muestras para microscopía óptica y microdureza

En cuanto a la preparación de muestra para microscopía óptica y microdureza, es necesario que la sección transversal que se analice presente un buen acabado superficial, es decir limpio y sin rayas. Se utilizó el mismo protocolo de pulido para la microdureza y la microscopía óptica. Este protocolo, que se detalla en la Tabla 3-2, es muy similar al que M.J. Torres Maldonado, H.D. Cadena Hernández utilizaron para caracterizar la microdureza de sus muestras, de acuerdo con la tesis doctoral de Higuera [9]. Dentro de este protocolo, se añade una etapa de pulido con pasta de diamante de 1 μm puesto que la microscopía óptica requería un acabado superficial mejor.

Tabla 3-2 Procedimiento de preparación de muestra para microdureza y microscopía óptica

Etapas	Actividad	Material por usar	R.P.M disco	Tiempo
1	Desbaste de caras opuestas hasta conseguir planitud y paralelismo	P400 y P600	250	Necesario
2	Pulir cara de medición	P1200	250	10 minutos
3	Pulir cara de medición	P2500	250	10 minutos
4	Pulir cara de medición	P4000	250	10 minutos
5	Pulir cara de medición	Pasta de diamante 6 μm	250	20 minutos
6	Lavar	Agua destilada y Etanol	N/A	N/A
7	Pulir cara de medición	Pasta de diamante 1 μm	250	20 minutos
8	Lavar	Agua destilada y Etanol	N/A	N/A

3.2.3.2 Electro pulido y electro ataque

Para completar el pulido y revelar la microestructura en la sección transversal de las probetas, se realizó sucesivamente un electro pulido y un electro ataque. Los dos tratamientos fueron ejecutados con el mismo equipo de marca Struers modelo LelectroPol-5. El aparato para enfriar la solución utilizada fue de la marca Grant modelo GR150. Se puede apreciar una imagen del equipo en la Figura 3-5.

Se realizaron el electro pulido y el electro ataque con respecto al proceso convencional que se puede encontrar en la bibliografía [15].

La primera etapa fue la realización de la solución de electro pulido. El electro pulido se realizó con una solución constituida de 20 % de ácido perclórico(HClO₄) diluido en etanol (C₂H₆O). Después se colocó la solución en el aparato. Para disminuir la cinética de la reacción, se llevó la temperatura de la solución en el equipo a -5°C. Para hacer el electro pulido en sí mismo, un soporte permite poner la muestra arriba de un flujo controlado de solución y un electrodo permite a la vez mantener la muestra y cerrar el circuito eléctrico. La cara pulida se coloca arriba del flujo de solución. Se ajustó la velocidad de flujo al mínimo de manera a obtener un flujo plano. En cuanto a los parámetros eléctricos, se utilizó un voltaje de 12 V DC y un corriente de 100 mA/cm². Cada muestra fue procesada durante 60 segundos.

Para el electro ataque, se cambiaron los parámetros. La solución contenía 2% de ácido fluorhídrico (HF) diluido en agua (H₂O). La temperatura era de 0°C, el voltaje de 20 V DC, y el tiempo de exposición de 10 segundos, excepto la muestra 8d (10 y 20 segundos).



Figura 3-5 Equipo de electro pulido y electro ataque

3.2.3.3 Preparación de muestras para calorimetría

El aparato utilizado para hacer análisis DSC requiere que las muestras pesen entre 10 y 80 mg. Así, se decidió hacer la microscopía óptica en primer lugar y después dividir las muestras en dos partes: una para la calorimetría y una otra para la microdureza. El corte se hizo de tal manera que la parte diseñada para la microdureza contenía dos secciones transversales paralelas como para la microscopía óptica. El último trozo fue desbastado hasta conseguir una muestra que pesaba entre 10 y 80 mg.

Para que la medición de calor no sea falseada, es imprescindible que el corte no afecta la microestructura de la muestra por deformación plástica. Normalmente, el corte se hace con máquinas de precisión, pero ninguna de estas máquinas del CMEM estaban disponible. Así, todo el

procedimiento de desbaste se hizo a mano por pulido, empezando con un papel P240 y después con un P800.

3.2.4 Caracterización

3.2.4.1 Microscopía óptica

Se hicieron las observaciones con un microscopio óptico estándar marca Olympus variando el aumento las distintas posibilidades siendo x5 x10 x20 y x50. Se utilizó luz polarizada. Se puede encontrar una imagen del equipo utilizado en la Figura 3-6.



Figura 3-6 Microscopio óptico Olympus

3.2.4.2 Calorimetría

El equipo utilizado para los ensayos de calorimetría fue una máquina de la marca TA instruments modelo 2920 MDSC V2.4F, que se encuentra en los laboratorios de BBT. Todas las manipulaciones fueron realizadas por una persona externa del grupo de investigación BBT. Se puede observar una imagen del equipo en la Figura 3-7.



Figura 3-7 Equipo de DSC (a la izquierda) con se celda de medición (a la derecha)

En primer lugar, se colocaron las muestras en una cápsula de aluminio. Luego se colocó la cápsula con la muestra en la celda de medición al lado de una cápsula vacía de acuerdo con el apartado 2.3.3. El aparato registra la temperatura del horno y la diferencia de flujo de calor durante el calentamiento programado.

En cuanto a la configuración, la velocidad de calentamiento fue de $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ y se calentó la muestra de la temperatura ambiente (alrededor de 18°C) hasta 550°C . El gas inerte que se utilizó para controlar el ambiente en el equipo fue nitrógeno y las cápsulas eran de aluminio.

Para tener una referencia, se hizo el mismo protocolo con una probeta que provenía de las barras de aluminio 1050 en estado de recepción del material comercial (muestra “ref” en la Tabla 3-1).

Para tratar los resultados, se dividió las diferencias de flujo de calor por la masa de la muestra correspondiente para tener un flujo de calor normalizado. Luego, se sustrajo la diferencia de flujo de calor de cada muestra a la diferencia de flujo de calor de la muestra referencia “ref”. Al final, se obtuvo 4 curvas representando la diferencia de flujo de calor de cada muestra en función de la temperatura.

3.2.4.3 Medición de dureza Vickers

Para la medición de microdureza Vickers, se prepararon las muestras de acuerdo con el apartado 3.2.3. Para la realización de los ensayos se utilizó un micro durómetro marca Akashi modelo MVK-HO, el mismo que se encuentra en el laboratorio de imágenes del CMEM. Se puede apreciar una fotografía del equipo utilizado en la Figura 3-8.



Figura 3-8 Durómetro Akashi

La configuración del durómetro fue la siguiente: la carga aplicada fue de 50 g y el tiempo de aplicación de la punta de diamante fue de 20 segundos, de acuerdo con lo que hicieron los dos estudiantes que diseñaron la forja múltiple [5]. El equipo permite desplazar la muestra y medir las diagonales de la huella con la ayuda de tornillos micrométricos. El tratamiento de los datos recopilados se hace a mano después de cada medición con la ayuda de un archivo EXCELL.

Se midió la dureza de las 4 muestras (A, B, C y D) (ver Tabla 3-1) sobre toda la superficie de la sección transversal haciendo un mapa de dureza para tener una idea del nivel de heterogeneidad que se encuentra en la pieza de trabajo y ver su evolución tras el recocido.

Se realizó pruebas en primero con la muestra C haciendo una medición de dureza cada 0.5mm. Por la dificultad de ejecución y el número importante de ensayos de dureza, se decidió cambiar este protocolo para las muestras siguientes. Se aumentó el ancho del paso de 0.5mm a 1mm y siguiendo el algoritmo siguiente:

- Sean D_n el valor de dureza HV asociado a la huella actual y D_{n-1} el valor de dureza HV asociado a la huella anterior
- Si $|D_n - D_{n-1}| < \frac{D_{n-1}}{3}$ entonces se reduce el paso para la medición siguiente, de 2mm a 1mm si el paso actual es de 2mm y de 1mm a 0.5mm si el paso actual es de 1mm. si el paso actual ya es de 0.5, no se cambia.
- Si $|D_n - D_{n-1}| > \frac{D_{n-1}}{3}$ entonces se aumenta el paso para la medición siguiente, de 1mm a 2mm si el paso actual es de 1mm y de 0.5mm a 1mm si el paso actual es de 0.5mm. si el paso actual ya es de 2, no se cambia.
- Si $D_n \sim D_{n-1}$ no se cambia el paso.

3.3 Métodos experimentales para el estudio del efecto del prerrecocido

Con el objetivo de estudiar el efecto de un prerrecocido sobre muestras de Al1050 sometidas a forja múltiple, se cortaron 4 probetas de 100 mm de longitud a partir de una barra de este material de 20 mm de diámetro en estado de recepción del material comercial.

3.3.1 Pretratamiento térmico

El tratamiento térmico se realizó en un horno de marca OBERSAL y de modelo 12 PR/ 300, con una capacidad máxima de 1200°C.

Una vez que se alcanza la temperatura de 630°C, se colocaron las muestras cilíndricas de 100mm de longitud en el horno. Se mantiene esta temperatura durante 48 horas y luego se baja la temperatura a la velocidad de 66 °C.h⁻¹ hasta que alcanza 300°C manteniendo esta temperatura durante 3 horas. El recocido se acaba con el enfriamiento de las piezas al interior del horno apagado. Se puede apreciar un gráfico asociado al tratamiento térmico en la Figura 3-9 y en la Figura 3-10 se puede ver las muestras antes y después del recocido.

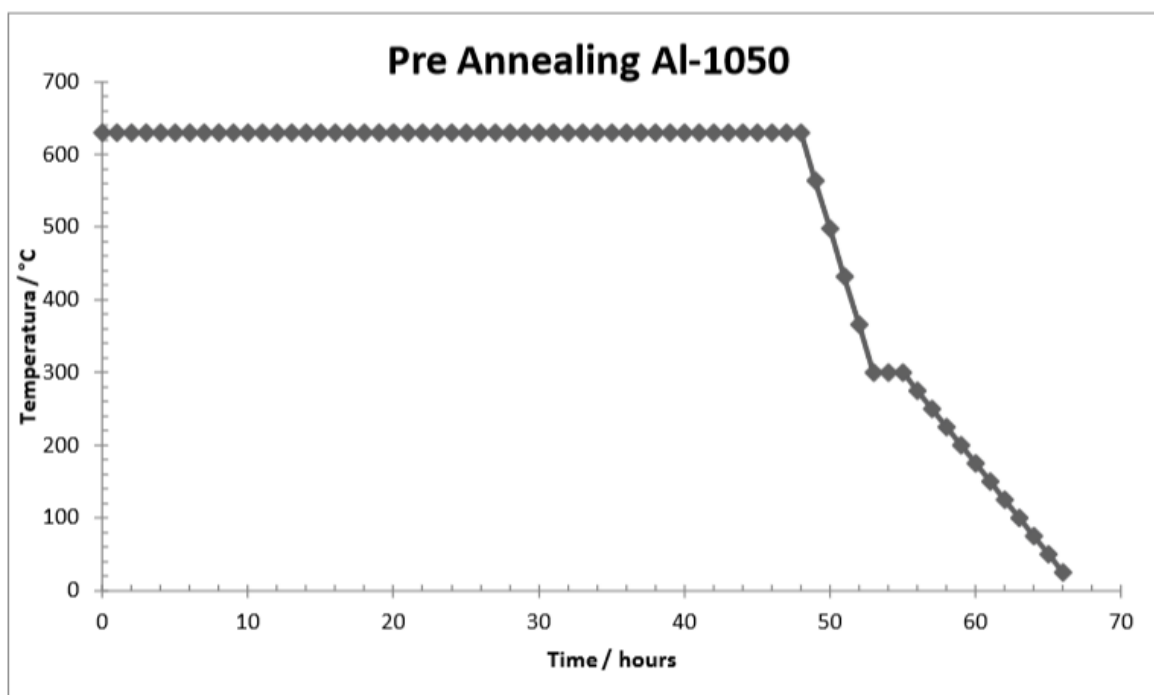


Figura 3-9 Desarrollo del prerrecocido



Figura 3-10 Aspecto de las muestras antes (a la derecha) y tras el prerrecocido (a la izquierda)

3.3.2 Ejecución experimental del proceso de FM

Después del recocido, se discutió el número de pases que hacer para cumplir con los objetivos. Se decidió deformar una probeta hasta 24 pases con el fin de a la vez mostrar que se pueda aumentar el número de ciclo, sin que aparezcan grietas, mediante un prerrecocido y ver si se mejore la homogeneización de la deformación en la pieza de trabajo tras un numero de ciclos más elevados. Se debe mencionar que para que el material fluya bien en la pieza, se tiene que mantener la carga durante un cierto tiempo, y para la pieza deformada hasta 24 ciclos este tiempo no fue controlado. Por consiguiente, una segunda pieza fue deformada hasta 24 ciclos controlando el tiempo de mantenimiento de la carga. Una tercera pieza fue deformada hasta 16 ciclos para que se pueda comparar las propiedades mecánicas de esta pieza con la de M.J. Torres Maldonado y H.D. Cadena Hernández. Por fin, una última no fue procesada para servir de muestra control.

La ejecución experimental del proceso de forja múltiple se hizo siguiendo las recomendaciones y el protocolo indicado en el TFM de los diseñadores de la forja múltiple [5]. Se puede encontrar los planos de la matriz en Anexo B. La prensa hidráulica utilizada es de la marca Mecamaq modelo DE-80 con una capacidad de 80 Tn. Se observa en la Figura 3-11 la prensa con sus características técnicas.

Para ejecutar el proceso de SPD, se requirió herramientas y material para montaje y desmontaje de las matrices y la pieza de trabajo, de acuerdo con el siguiente detalle: dos pares de llaves hexagonales de 12 mm y 5 mm; una palanca de fuerza para apriete de pernos; un tornillo para extracción de matriz superior de 5 mm de diámetro; guantes de nitrilo, aceite lubricante SAE 90 para lubricar interior de matrices y pieza de trabajo, rotuladores de tinta permanente.

El procedimiento completo se describe a continuación:


1.- Montar la matriz inferior con sus paredes de confinamiento sin apretar los tornillos sobre la mesa de trabajo.

- 2.- Trazar líneas de referencia en ejes longitudinal y transversal de la pieza de trabajo sin deformar, colocando una señal que indique el punto inicial para rotación de la pieza.
- 3.- Colocar las Piezas de Trabajo dentro de la Matriz Inferior, haciendo coincidir las líneas de referencia longitudinales con el centro de la matriz.
- 4.- Apretar los pernos de sujeción de las paredes con el torque adecuado.
- 5.- Colocar las paredes guías laterales apretando sus tornillos con el torque adecuado.
- 6.- Lubricar con una capa muy fina de aceite SAE 90, las paredes de la matriz inferior y los lados de la matriz superior.
- 7.- Verificar la alineación de la pieza de trabajo dentro de la matriz.
- 8.- Colocar la matriz Superior dentro de las paredes y guías de la matriz inferior, utilizar el tornillo de 5 mm para alinear e introducir la matriz.
- 9.- Montar la Matriz ensamblada sobre la mesa de la prensa.
- 10.- Direccional los tornillos de 12 mm hacia los costados de la prensa y las paredes laterales hacia el frente y la parte posterior.
- 11.- Colocar la termocupla dentro del orificio de la pared.
- 12.- Poner en servicio la prensa y regular la válvula de presión de aceite, según la carga deseada, usar tabla de presión vs carga que existe en la prensa.
- 13.- Bajar lentamente el cabezal hacia la matriz superior, alinear el cabezal dejando las paredes de la matriz equidistante al cabezal.
- 14.- Poner en cero el indicador de la carrera del cabezal.
- 15.- Cerrar la jaula de seguridad de la prensa.
- 16.- Realizar el ciclo de forja, utilizando el pedal para accionar la prensa, tomar mediciones de presión y temperatura.
- 17.- Una vez finalizado el ciclo, levantar el cabezal de la prensa con el pedal, poner fuera de servicio la prensa.
- 18.- Desconectar la termocupla y desmontar la matriz de la prensa.

19.- Extraer la matriz superior con el tornillo de extracción, realizar inspección visual de la pieza de trabajo deformada, apuntar los parámetros del ciclo que fueron observados.

20.- Rotar la pieza de trabajo 90° en sentido antihorario desde la marca referencial inicial e iniciar nuevamente con el procedimiento.

Prensas de doble efecto	
DE-80	
Características	
Potencia Tn.	80
Bomba mot. nº vel.	1
Carrera (mm.)	250
Luz vertical (mm.)	260/860
Velocidad mm. x min.	300
Potencia motor (Hp)	4
Luz frontal (mm.)	1000
Luz lateral (mm.)	220
Luz bancada (mm.)	260
Alto (mm.)	2340
Ancho (mm.)	1400
Fondo (mm.)	1000
Peso (Kg.)	850
Opcionales	
Regulador presión	•
Bomba motor 2 vel.	•
Maniobra por pedales y electro-válvula	•
Regulación por finales de carrera y antigiro	•
Bancada motorizada	-
Ancho especial 1500 mm.	•
Equipo de plegado 415 Mm.	•



MAQUINA EQUIPADA CON ACCESORIOS OPCIONALES

Figura 3-11 Características Técnicas Prensa Hidráulica Mecamaq DE-80

Con la finalidad de observar el incremento de la temperatura dentro de la matriz, fue colocado un termopar en el orificio destinado a este fin. A través de videos digitales de aproximadamente 7 minutos empezando al momento exacto del principio de la deformación, se obtuvo la gráfica de temperatura vs tiempo del calentamiento como del enfriamiento de la matriz durante la aplicación de la carga. Es conocido que la deformación plástica produce calor. Así, sería interesante establecer

un perfil de temperatura durante el ensayo para ver si, por ejemplo, el material sufre recristalización dinámica.

En cuanto a los parámetros, la velocidad de deformación impuesta fue medida antes de procesar las muestras y fue de $1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. El tiempo de aplicación de la carga fue controlado (salvo para una de las muestras) con un cronómetro y fue de 10s. En la Figura 3-13 se puede ver el montaje de la matriz con el termopar. En la Figura 3-12 se puede encontrar la forma de las piezas de trabajo juntas antes y después del primer ciclo. Sabiendo que en su interior la matriz tiene una forma romboidal, la probeta deformada tiene la forma esperada.



Figura 3-13 Montaje de Matriz y termopar en prensa hidráulica

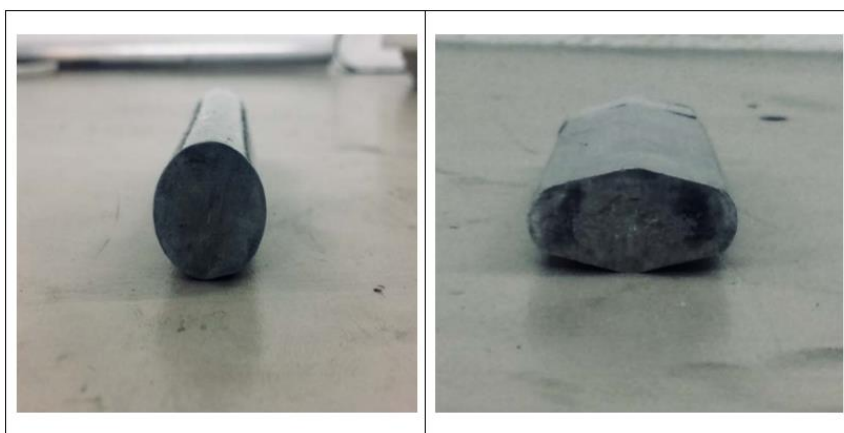


Figura 3-12 Probetas antes (a la izquierda) y después (a la derecha) del primer ciclo de forja múltiple

La Figura 3-14, que presenta la evolución de la forma de las piezas de trabajo, muestra que a medida que se aumenta el número de pases la inestabilidad debida a la fricción se hace más marcada.



Figura 3-14 Evolución de una de las probetas al aumentar el número de ciclos

3.3.3 Preparación de muestras para tracción

Una vez que se ha obtenido las piezas de trabajo procesadas por forja múltiple (16 y 24 pases), se realizó planos para la extracción de probetas para la caracterización de la microdureza, ensayos de tracción y análisis EBSD. En este trabajo, solo se tratarán los resultados de los ensayos de tracción puesto que no se dispuso de bastante tiempo para realizar microdureza y análisis EBSD. Se puede mirar estos planos en Anexo C1 y Anexo C2. El taller externo que se encargó de la mecanización de las probetas fue la empresa Mecánica Busquets S.A. en Barcelona.

A partir de la parte central de las probetas sometidas a forja múltiple, se extrajo un disco de 3 mm de espesor para análisis EBSD y mediciones de dureza. Además, a partir de los extremos se maquinó dos probetas para hacer ensayos de tracción. Las muestras obtenidas tienen un diámetro nominal de 6.35 mm y una longitud calibrada de 20mm. Se puede observar un detalle de las dimensiones de una muestra a extraer en la Figura 3-15.

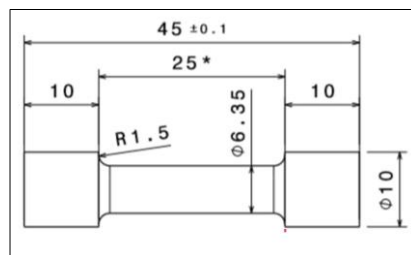


Figura 3-15 Detalle de las dimensiones de una muestra a extraer

Se procesó de la misma manera para la probeta control.

3.3.4 Ensayos de tracción

Una parte importante de la caracterización del proceso de forja múltiple son los resultados obtenidos mediante ensayos de tracción. De acuerdo con el apartado 2.3.2 se midió a partir de las curvas tensión vs deformación, la resistencia UTS y el porcentaje de alargamiento. Se describe la realización de las probetas en el apartado 3.3.3, entonces se dispuso de dos probetas de tracción para cada muestra procesada por forja múltiple.

Una primera etapa fue de medir cada una de las probetas y de elegir una designación para cada una de ellas. En la Tabla 3-3 se puede ver la designación de las muestras acompañadas de sus dimensiones iniciales, D_0 siendo el diámetro de la muestra, A_0 el área de la sección transversal y L_0 su longitud.

Tabla 3-3 Designación y dimensiones de probetas para ensayos de tracción

Designación	Números de ciclos	Control del tiempo de mantenimiento de la carga	D ₀ (mm)	A ₀ (mm ²)	L ₀ (mm)
A1	24	no	6.30	31.17	20
A2	24	no	6.31	31.27	20
B1	16	sí	6.29	31.07	20
B2	16	sí	6.32	31.37	20
C1	24	sí	6.34	31.57	20
C2	24	sí	6.32	31.37	20
D1	0	N/A	6.32	31.37	20
D2	0	N/A	6.34	31.57	20

Se utilizó una maquina universal INSTRON modelo 4507. En cuanto a los parámetros, se fijó la velocidad de deformación a 0.001 s^{-1} y se impuso una precarga de 10N. Se montó la probeta alineando y ajustando lo suficiente para que los extremos de la probeta no resbalen, como se muestra en la Figura 3-16.



Figura 3-16 Montaje de probeta de tracción

Se aplicó el desplazamiento a tracción hasta la rotura mientras el software de la máquina universal registró la fuerza empleada y el desplazamiento.

Es importante señalar que se hizo un doble ensayo para las probetas B1 y B2. En efecto, debido a la heterogeneidad de las muestras conformadas por forja múltiple, la parte externas de las probetas de tracción tienen una mayor ductilidad que la parte central. Así, la parte de las probetas encerradas por las mordazas se deformó durante el desplazamiento a tracción y el ensayo se paró sin que la probeta se rompa. Para continuar el ensayo hasta la rotura, se colocó de nuevo la probeta entre las mordazas, pero más por dentro.

4 Resultados y discusión

4.1 Estabilidad del tamaño de grano

4.1.1 Microscopía óptica

En las figuras 4-1, 4-2, 4-3 y 4-4, se puede apreciar micrografías del material tras estado de recocido después de su pase por las matrices de forja multidireccional a diferentes aumentos. Las observaciones se hicieron en una zona cerca del centro, dónde se supone que la deformación es máxima y que por consiguiente hay los granos los más finos tras conformado por forja múltiple.

La micrografía de izquierda de la Figura 4-1, que presenta la superficie de la probeta recocida a 100°C a mayor aumento (x5), muestra una microestructura con una textura, con granos muy estirados. En la misma figura a la derecha, se puede observar una micrografía del mismo lugar de la superficie, pero con un aumento más importante (x50), que revela una microestructura más fina que la que se observa a la izquierda.

Se puede hacer las mismas observaciones sobre la Figura 4-2 y la Figura 4-3 que presentan respectivamente las micrografías de las probetas recocidas a 150°C y a 200°C : se observa granos estirados que revelan una microestructura más fina cuando el aumento se hace mayor.

La Figura 4-4 presenta la micrografía de la probeta recocida a 250°C con un aumento x5 a la derecha y x20 a la izquierda. La micrografía de la derecha muestra una microestructura diferente de las otras en el sentido de que se encuentran granos en la textura. La micrografía de la derecha muestra estos granos a mayor aumento (x20) y revela una mezcla de granos grandes y pequeños.

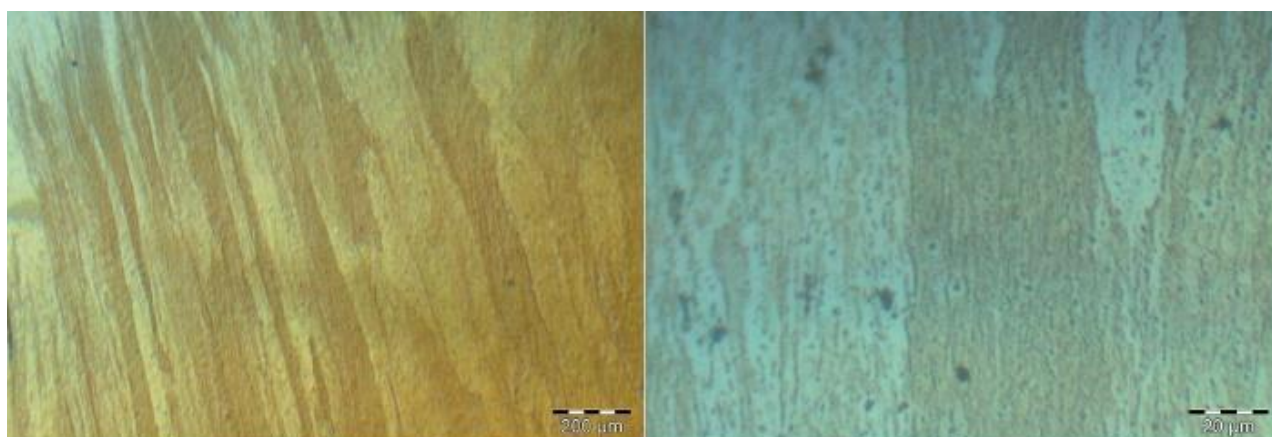


Figura 4-1 Micrografía de la muestra 8a (Al1050 con 8 pases de MF y recocido a 100 °C en una zona cerca del centro) x5 a la izquierda y x50 a la derecha

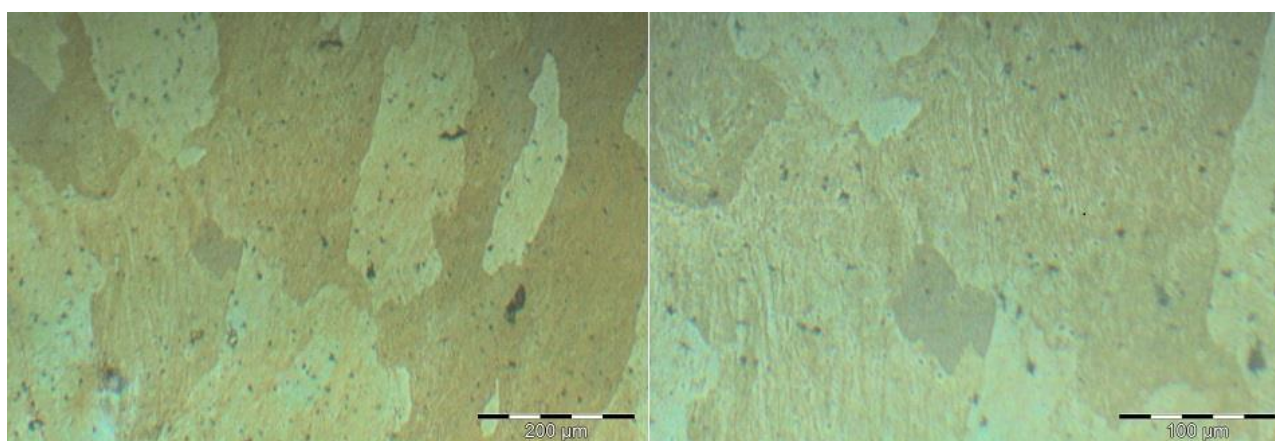


Figura 4-2 Micrografía de la muestra 8b (Al1050 con 8 pases de MF y recocido a 150 °C en una zona cerca del centro) x5 a la izquierda y x10 a la derecha

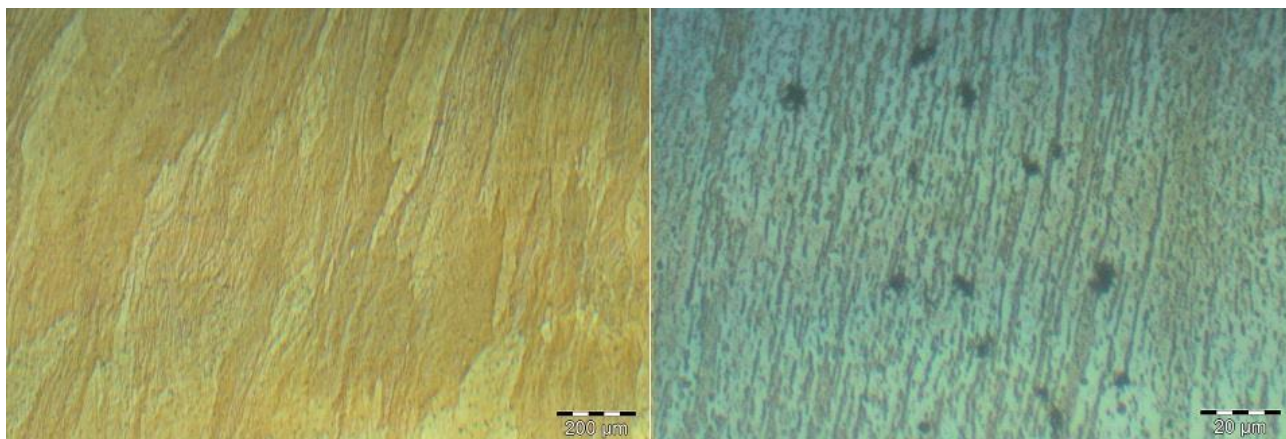


Figura 4-3 Micrografía de la muestra 8c (Al1050 con 8 pases de MF y recocido a 200 °C en una zona cerca del centro) x5 a la izquierda y x50 a la derecha

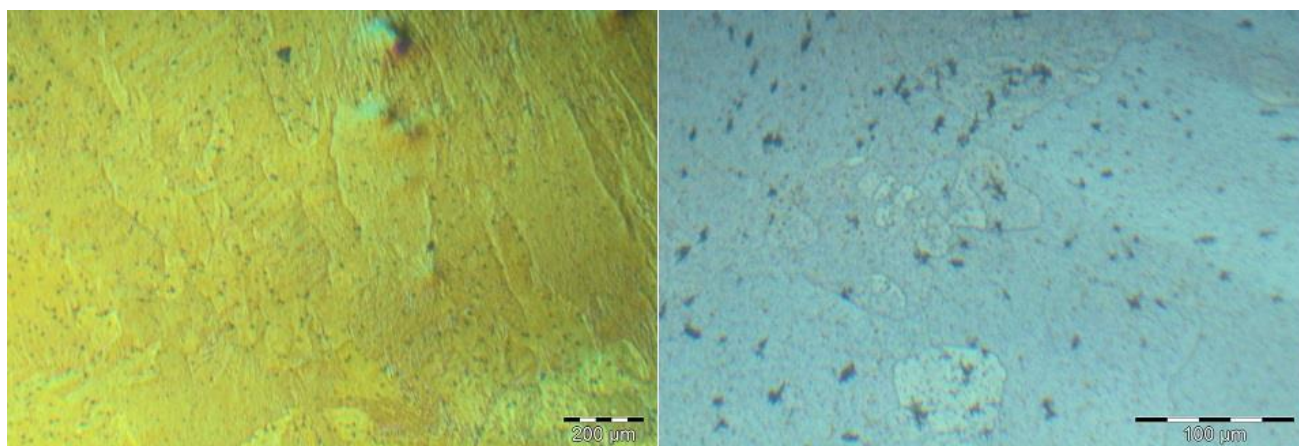


Figura 4-4 Micrografía de la muestra 8c (Al1050 con 8 pases de MF y recocido a 250 °C en una zona cerca del centro) x5 a la izquierda y x20 a la derecha

La textura que se observa en todas las micrografías viene del conformado durante el último ciclo de forja múltiple.

Cabe señalar que el ataque químico permite revelar solamente los granos recristalizados. Entonces los resultados obtenidos en microscopía no permiten estudiar la recristalización, ya que los granos que se ven podrían proceder del primer recocido de homogeneización (ver Figura 3-2). En efecto, la microestructura observada es muy parecida a la que Mario Javier Torres Maldonado y Homero David Cadena Hernández observaron con la técnica de EBSD. Se puede apreciar el mapa EBSD del mismo material luego de 8 ciclos de SPD antes del recocido en la Figura 4-5. Este mapa es representativo de la evolución típica de la microestructura durante un proceso SPD: dentro de los granos ya existentes antes de procesar el material, se crean granos más pequeños con bajo

ángulo de desorientación ($<15^\circ$) y a medida que se aumenta el nivel de deformación, el ángulo de desorientación aumenta. En el mapa de la Figura 4-5 se puede ver que pequeños granos se forman al interior de granos más grandes, que pertenecen a la microestructura ya recrystalizada durante el recocido pre forja múltiple.

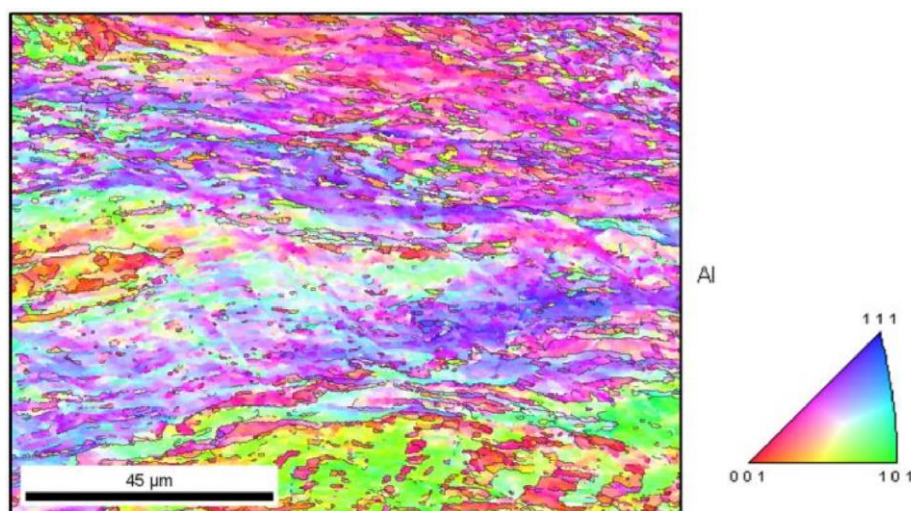


Figura 4-5 Mapa EBSD Al1050 luego de 8 ciclos de forja múltiple [5]

En conclusión, puesto que lo que se busca durante la microscopía óptica son granos recrystalizados después del proceso de conformado, el uso de la técnica no es relevante.

Por eso, se decidió de perseguir la investigación con análisis de microdureza y ensayos de calorimetría.

4.1.2 Microdureza Vickers

En la Figura 4-6 se puede observar el mapeo obtenido con los resultados de dureza HV. En la probeta A (ver Tabla 3-1), se puede ver que la forma de cruz debida a la heterogeneidad de la deformación en la muestra está bien marcada. Visualmente, se ve que la deformación se hace más uniforme a medida que se aumenta la temperatura de recocido (la forma de cruz desaparece poco a poco). También, se puede notar que la dureza máxima se obtiene en el centro de la muestra, de acuerdo con lo que encontraron M.J. Torres Maldonado y H.D. Cadena Hernández [5].

De los mapeos, se nota que la dureza máxima no se obtiene tras el recocido a 100°C que es el con la temperatura la menos elevada. Para comprobar este resultado, como se puede ver en la Tabla 4-1, se calculó la dureza promedio en cada configuración. Se encontró una dureza promedio más elevada tras el recocido a 150°C que tras el recocido a 100°C . Después, la dureza promedio disminuye a medida que se aumenta la temperatura.

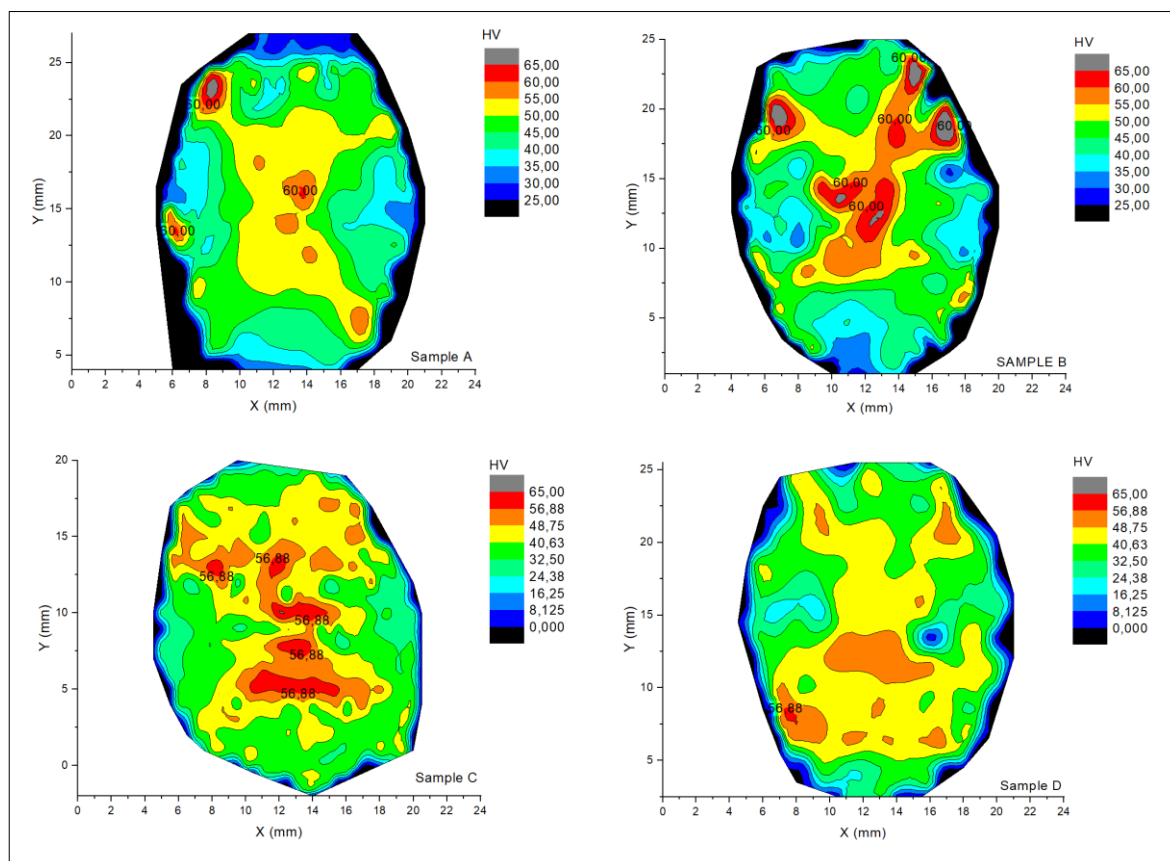


Figura 4-6 Resultados de microdureza

Tabla 4-1 Dureza promedio de las probetas con su desviación estándar

Probeta	A (100°C)	B (150°C)	C(200°C)	D(250°C)
Dureza HV promedio	43	45	42	39
Desviación estándar	8	9	8	9

Estos resultados son muy parecidos a los que obtuvieron Divinski et al. [7] Sobre probetas procesadas con HPT y después recocidas. De hecho, cuando se calienta un aluminio 1050 tras su conformado con una técnica de SPD, dos fenómenos entran en competición. Por una parte, los granos crecen mediante recristalización y las dislocaciones se aniquilan disminuyendo las propiedades mecánicas del aluminio. Por otra parte, la deformación plástica previa aumenta la densidad de defectos en el material y estos defectos proporcionan sitios para la nucleación de partículas enriquecidas en hierro. Entonces, la aumentación de dureza sería debida a la formación de estas partículas y la disminución de dureza a la recristalización [7].

El cálculo de la desviación estándar demuestra que la microdureza varía mucho dependiendo del lugar donde se toma la medida. Por consiguiente, la dureza no se homogeneiza al aumentar la temperatura de recocido.

Los ensayos de microdureza muestran que la temperatura de recristalización se encuentra en el rango de temperatura estudiado. Sin embargo, no permite su determinación con precisión. Así se hizo ensayos de calorimetría.

4.1.3 Calorimetría diferencial de barrido

La Figura 4-7 presenta los resultados de DSC obtenidos según el procedimiento descrito en el apartado 3.2.4.2. Para cada curva, se observa claramente un pico alrededor de los 155°C.

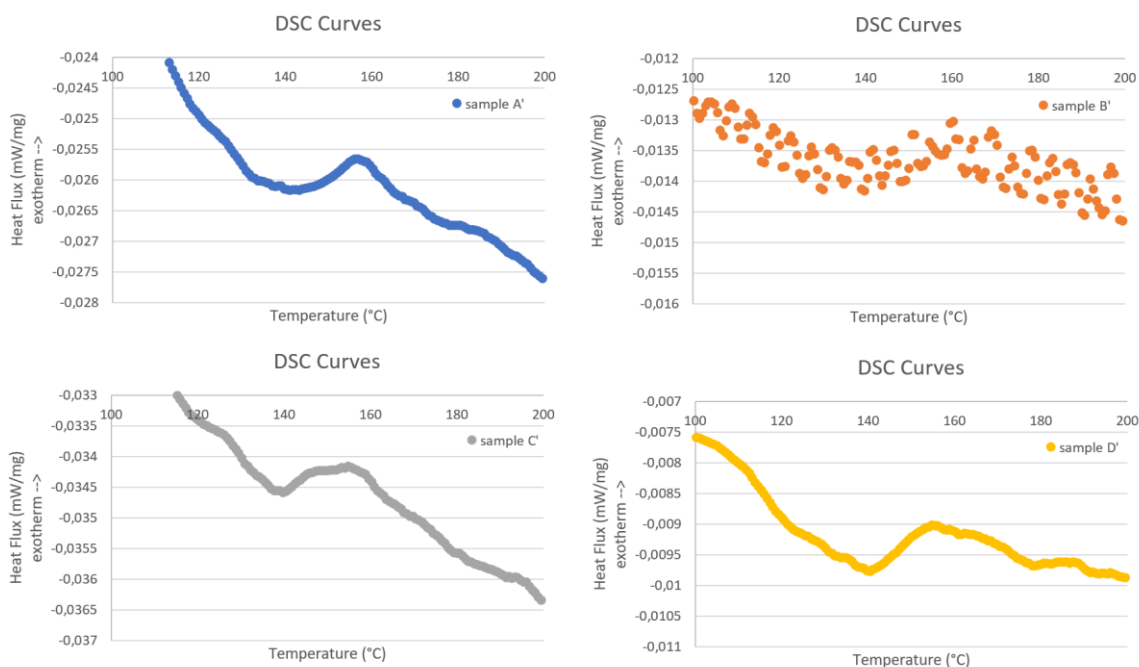


Figura 4-7 Resultados de DSC

Como se puede observar en la Figura 4-8, no se ve ningún otro pico común a todas las curvas en el intervalo de temperatura estudiado, este pico debería ser relacionado con la temperatura de recristalización del material.

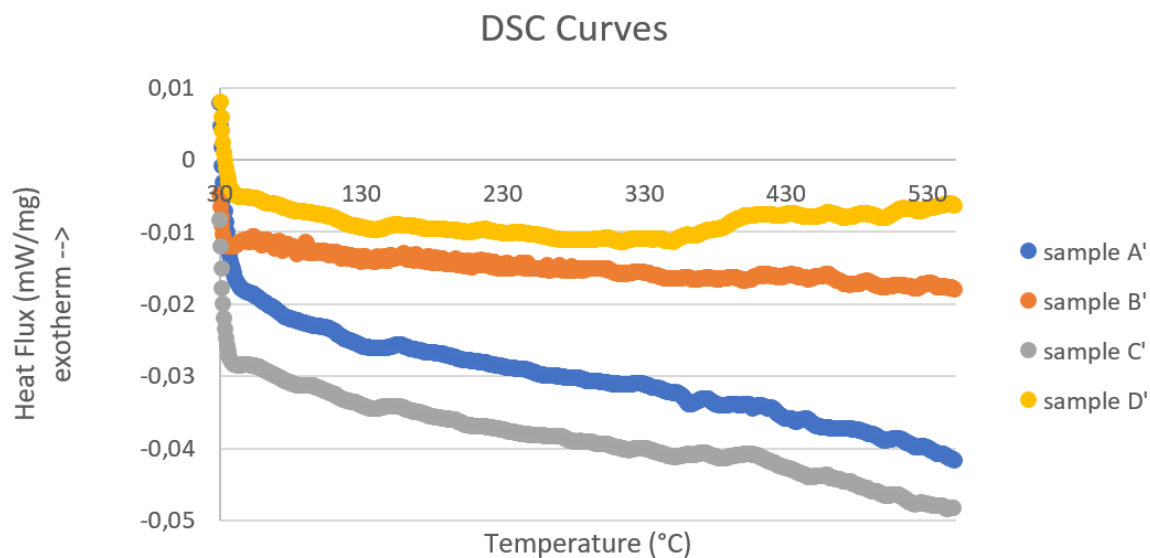


Figura 4-8 Curvas DSC sin ajuste de las escalas

4.2 Efecto del prerrecocido

4.2.1 Perfiles de temperatura durante la aplicación de MF

A partir de los videos hechas según el procedimiento que se encuentra en el apartado 3.3.2. se realizó las gráficas temperatura vs tiempo que se presentan en la Figura 4-9. Se observa un cambio notable de temperatura alrededor de 2.5°C cuando el material empieza a deformarse. Se nota igualmente que el cambio se hace más importante después del primer pase, pasando de aproximadamente 0.5 °C a 2.5°C antes de establecerse. Además, es importante resaltar que el incremento de temperatura ocurre durante el cierre de la matriz y que el enfriamiento se hace muy lentamente.

También, es necesario indicar que la posición del termopar no era óptima en el sentido de que el agujero para colocar el aparato está ubicado solamente en la pared de la matriz y no se extiende en la matriz inferior. Así, los cambios de temperatura que se midieron deberían ser en realidad mucho más grande. En otras palabras, el proceso de conformado produce calor que no se puede ignorar. Es conocido que cualquier proceso de conformado por deformación plástica genera calor. Una parte de este calor viene de la fricción entre las matrices y la pieza de trabajo y la otra de la deformación plástica. Sería entonces interesante de poder medir con más exactitud este cambio de calor para sacar cantidad de calor que viene de la deformación plástica.

Para tener mediciones de temperatura más representativas de la realidad, es necesario acercar el termopar. Esta consideración fue un objetivo del diseño de la nueva matriz que se describe en el apartado 5.1.3.

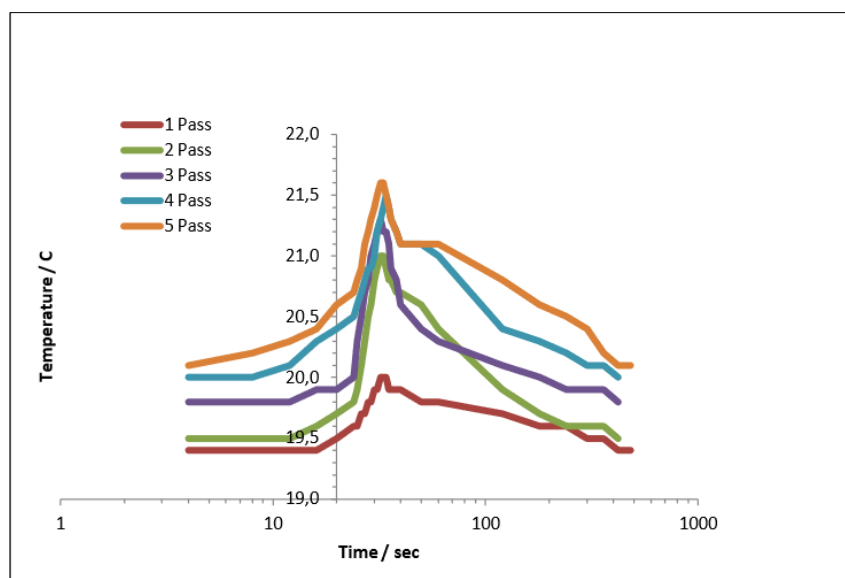


Figura 4-9 Elevación de temperatura de la probeta C durante el proceso de Forja Múltiple

4.2.2 Tracción

Parte importante de la caracterización de las propiedades mecánicas del Al1050 luego de haber sido sometido a diferentes ciclos SPD, fueron los ensayos de tracción, para lo cual se mecanizaron probetas de acuerdo con los planos en Anexo C1 y C2.

Se puede encontrar los gráficos tensión ingenieril vs deformación ingenieril en la Figura 4-10 y la Figura 4-11.

Los alargamientos de rotura y las tensiones UTS se resumen en la Tabla 4-2 y la Tabla 4-3.

Tabla 4-2 Alargamientos de rotura y UTS de las probetas A1, B1, C1 y D1

Probetas	Alargamiento de rotura (probeta)	Alargamiento de rotura (grafica)	UTS
A1	32 %	32 %	209 MPa
B1	32.5 %	40 % (doble ensayo)	190 MPa
C1	33 %	32 %	226 MPa
D1	68 %	70 %	70 MPa

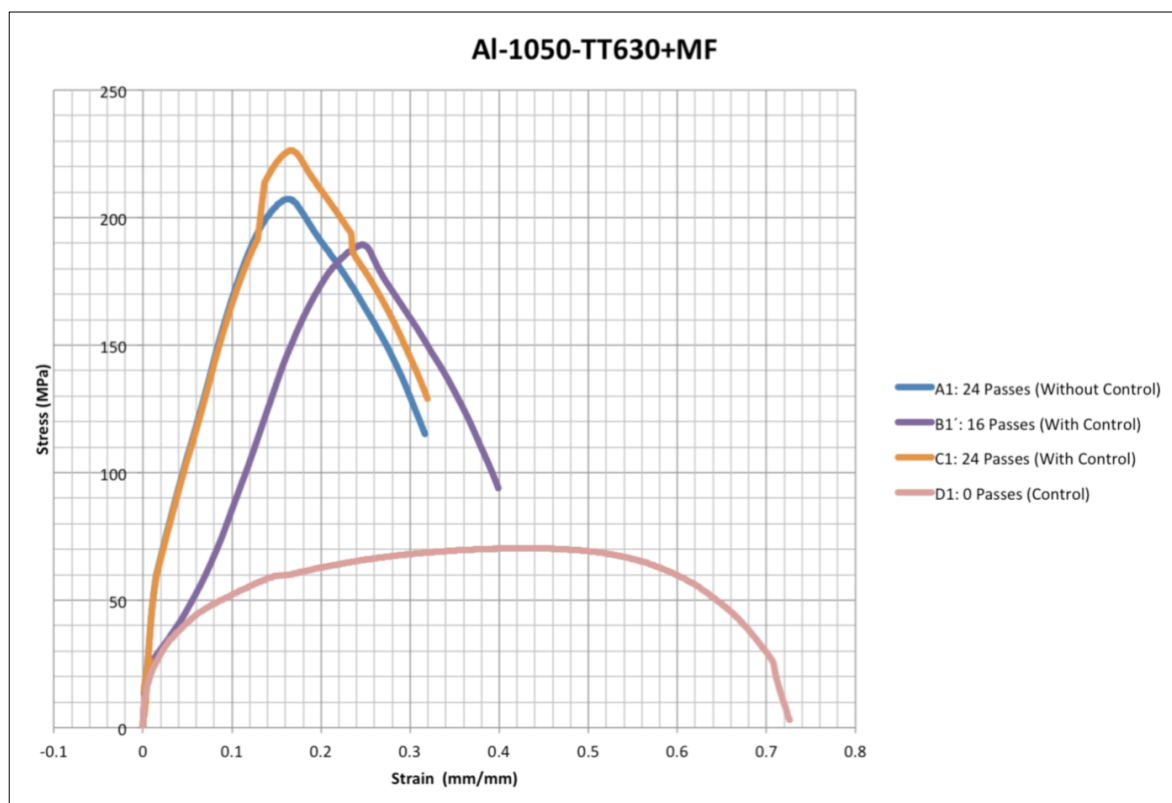


Figura 4-10 Curvas tensión vs deformación para las probetas A1, B1, C1 y D1

Tabla 4-3 Alargamientos de rotura y UTS de las probetas A2, B2, C2 y D2

Probetas	Alargamiento de rotura (probeta)	Alargamiento de rotura (grafica)	UTS
A2	31%	31.5%	225 MPa
B2	32.5%	32% (doble ensayo)	192 MPa
C2	30%	30%	191 MPa
D2	68%	66%	70 MPa

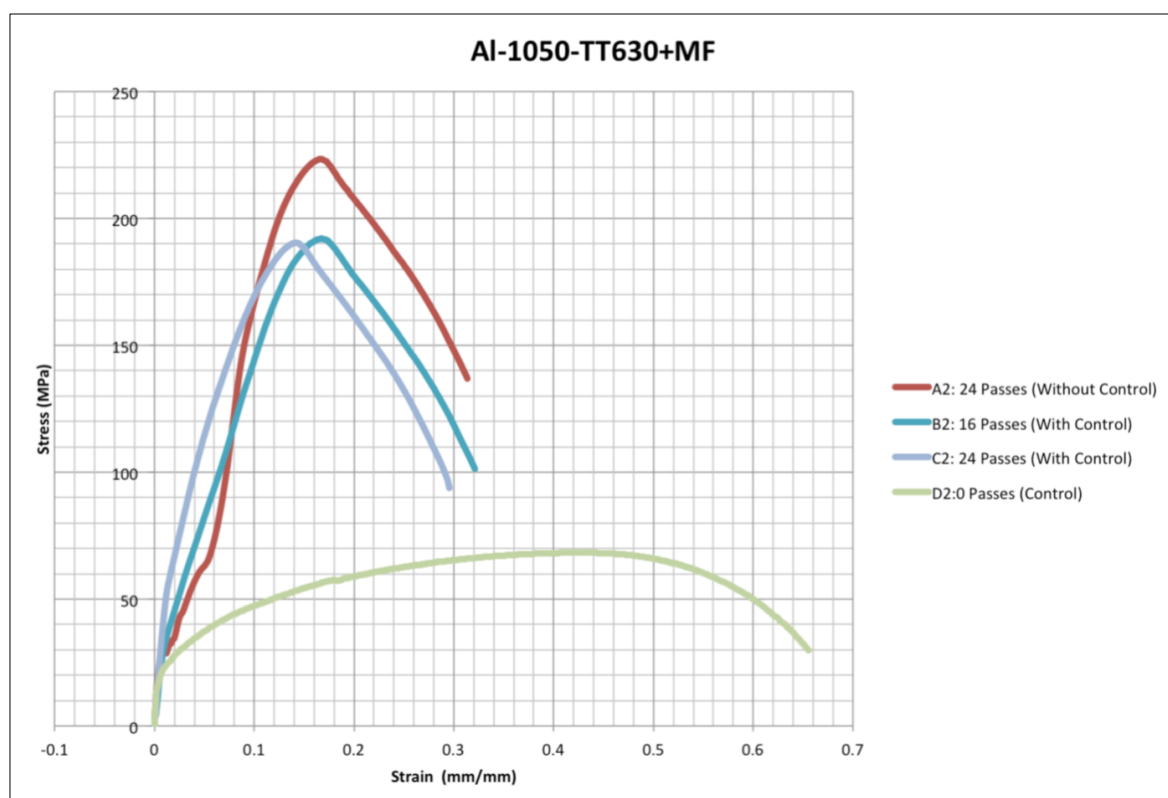


Figura 4-11 Curvas tensión vs deformación para las probetas A2, B2, C2 y D2

La primera observación que se puede hacer es que, en comparación con la muestra control, cuando la probeta es sometida a forja múltiple, el UTS aumenta y la ductilidad disminuye. La evolución de estas propiedades mecánicas continua en este sentido cuando se aumenta el número de ciclos.

Para comparar con los resultados obtenidos sin tratamiento previo, se recopilaron los datos en la Tabla 4-4.

Tabla 4-4 Efecto del prerrecocido sobre las propiedades mecánicas

probeta	15 ciclos de MF sin recocido previo [5]	B1 (16 ciclos)	B2 (16 ciclos)
UTS (MPa)	156.66	190	192
Alargamiento de rotura (probeta) (%)	12.06	32.5	32.5

Se nota una diferencia considerable entre las propiedades mecánicas de la probeta sin prerrecocido y de las probetas con prerrecocido. La ductilidad casi fue multiplicada por 3 y el UTS se incrementa en un 37 % aproximativamente.

Esta diferencia puede explicarse por las consideraciones siguientes:

- El material ha experimentado un prerrecocido.
- El ensayo se hizo en dos veces visto que los hombros de esta probeta se deformaron.
- Las probetas no tenían las mismas dimensiones, en este caso es un factor muy importante puesto que las probetas no tienen una deformación homogénea

Tras estas observaciones, se concluyó que lo mejor sería de eliminar la heterogeneidad en la sección transversal para hacer una mejor caracterización mediante los ensayos de tracción. Por eso se propuso el diseño completamente nuevo de las matrices de forja múltiple que se detalla en la parte 5 del presente trabajo.

Para completar estos resultados, varios ensayos son previstos para el futuro tal como ensayos de microdureza de la sección transversal de las probetas pre recocidas sometidas a forja múltiple, análisis EBSD de la misma superficie.

5 Propuesta de un nuevo diseño de forja múltiple

Por las diferentes razones que se describió a lo largo de este trabajo, se decidió hacer una nueva matriz con un dado de geometría diferente. Cabe resaltar que este diseño de matrices es totalmente nuevo y único. La motivación principal de este de lograr un tamaño de grano fino en toda la pieza de trabajo que es un punto imprescindible para que la forja múltiple sea reconocida como un proceso de SPD.

La realización de los planos se hizo con CATIA V5 un software de diseño industrial en tres dimensiones. El desarrollo de la nueva matriz se apoya mucho sobre los planos de la primera matriz que son en el TFM de los estudiantes que la diseñaron [5]. Se puede encontrar estos mismos planos en Anexo B del presente TFM. En cuanto a la nueva matriz, se constituye de 5 partes, cuyos los planos se presentan en Anexo D. Al primer diseño se hizo algunos cambios que se detallan en las partes siguientes.

5.1 Características del nuevo diseño

5.1.1 Dimensiones

Un primer cambio importante fue la reducción del tamaño de la matriz. En efecto, las dimensiones de la antigua matriz se decidieron en función de las dimensiones del cabezal y solo se puede deformar probetas de 105mm de longitud. Una ventaja del aluminio comercialmente puro es que casi no tiene elementos de aleación y entonces se deforma muy fácilmente. El problema con las longitudes de las probetas es que resulta difícil prensar materiales menos blandos que el Aluminio 1050, puesto que la capacidad de la prensa es de solamente 80 Tn. Los estudiantes que diseñaron la primera matriz tuvieron este problema al deformar probetas de cobre. Así, para alcanzar una presión más grande y entonces poder deformar otros materiales como por ejemplo aluminios endurecibles por envejecimiento, se decidió reducir esta longitud, pasando de 105mm a 55mm.

5.1.2 Nuevo dado

La mejora la más importante fue sin duda el cambio de forma del dado pasando de una forma romboidal a una forma elíptica. La ventaja de utilizar una forma elíptica es que se disminuye de manera drástica la fricción entre la matriz y la probeta y así casi se elimina las zonas muertas, sin deformación, que genera la compresión. M.J. Torres Maldonado y H.D. Cadena Hernández hicieron simulaciones para conocer el estado de deformación en las dos configuraciones [5]. Se puede

apreciar el resultado de esta simulación en la Figura 5-1. En esta figura se puede observar que la deformación es mucho más homogénea cuando se utiliza un dado elíptico.

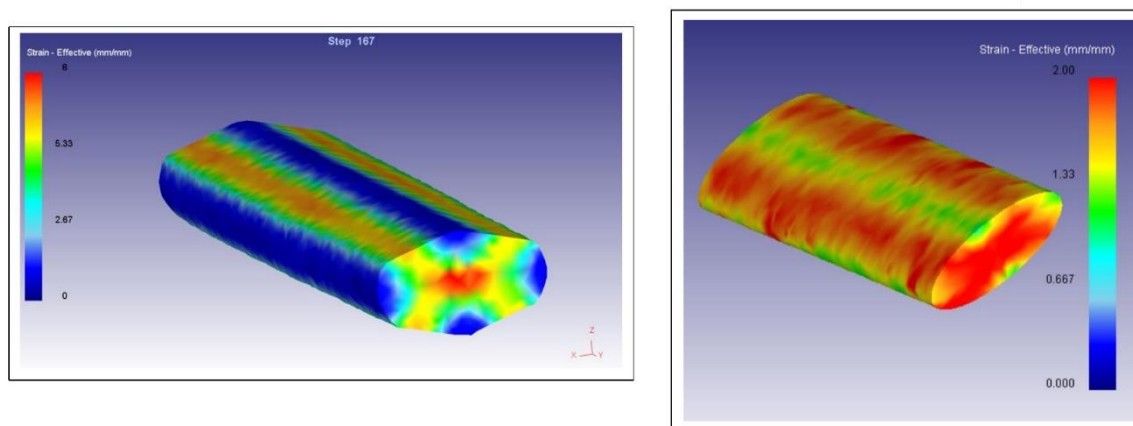


Figura 5-1 Simulación del estado de deformación en una probeta después de 8 ciclos de FM con el dado actual (a la izquierda) y después de 1 ciclo con un dado elíptico (a la derecha)

En la Figura 5-2 se puede ver un detalle del nuevo dado con sus dimensiones. Las dimensiones se calcularon en base al área de la sección transversal de las probetas y a utilizadas, es decir con un diámetro de 20mm. El detalle de los caculos de las dimensiones de la elipse se presenta a continuación.

Sean A_c el área de la sección inicial de las probetas, d el diámetro de la probeta cilíndrica, A_e el área de la elipse, a su radio pequeño y b su radio grande. Las áreas se calculan según las ecuaciones 5-1 y 5-2.

$$A_c = \frac{\pi d^2}{4} \quad \text{Ecuación 5-1}$$

$$A_e = \pi ab \quad \text{Ecuación 5-2}$$

Durante el proceso, el volumen de la probeta no cambia, entonces el área de la sección transversal es la misma antes y después del primer ciclo. Igualando las áreas A_c y A_e se obtiene la ecuación 5-3.

$$d = \sqrt{ab} \quad \text{Ecuación 5-3}$$

Se ha demostrado que para que esta deformación corresponda aproximadamente a la deformación tras un ciclo de ECAP la relación b/a tiene que ser igual a 3. Así, las dimensiones a y b se expresan en función del diámetro inicial de la barra según las ecuaciones 5-4 y 5-5.

$$a = \frac{d\sqrt{3}}{2} \quad \text{Ecuación 5-4}$$

$$b = \frac{d}{2\sqrt{3}} \quad \text{Ecuación 5-5}$$

Sustituyendo el diámetro por su valor (20mm), se obtuvo una elipse con un radio grande a de 17.32 mm y un radio pequeño b de 5.78 mm.

El símbolo acompañado de la mención N6, indica el acabado superficial que requiere el material, es el mismo que el de la antigua matriz.

Las tolerancias se eligieron de forma a obtener una precisión importante y de forma que el material pueda fluir bien en el dado sin que se produzcan rebabas.

El pequeño agujero de 1.6 mm de diámetro que se ve abajo del dado es para introducir el termocupar. Los cambios relativos a este agujero se describen en la parte siguiente.

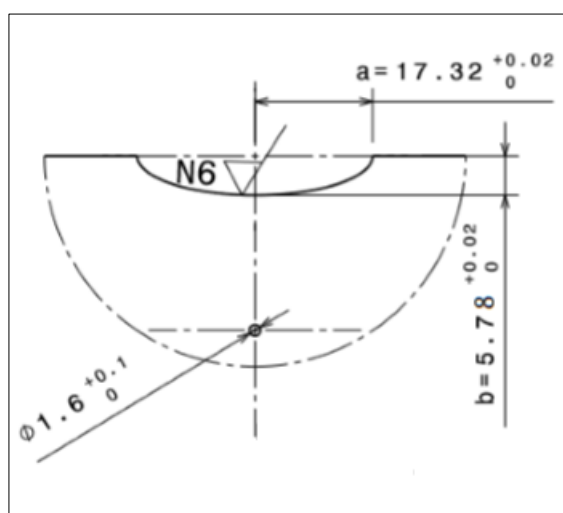


Figura 5-2 Detalle del dado elíptico

5.1.3 Termopar

En la primera matriz, ya hay un agujero para colocar un termopar, pero de acuerdo con el apartado 4.2.1, es solamente presente en la pared y no se prolonga hacia la matriz inferior. Así, resulta difícil obtener medidas relevantes de temperatura. Un objetivo del nuevo dispositivo fue luego de extender este agujero de manera a medir temperaturas lo más cerca posible de la pieza de trabajo. Por un otro lado, fue muy importante de no acercarse demasiado de la pieza de trabajo para no dañar la matriz, el agujero siendo un concentrador de tensiones. El plano de la matriz en Anexo B2 describe muy bien su colocación.

5.2 Elementos de sujeción

El nuevo dispositivo dispone de tres tipos de elementos de sujeción que se describen más adelante. Se puede encontrar estos elementos entre las diferentes partes de la matriz que se enumera en la Tabla 5-1.

Los tornillos ISO 4762 M5x30 sirven para mantener juntas las paredes y las guías laterales. Son los mismos que se utilizaron para la primera matriz.

Los tornillos ISO 4762 M12-1.5x100 que van juntos con las tuercas ISO 4034 M12x1.5 sirven para sujetar la matriz con las paredes. Se eligió el diámetro y el paso de rosca en función los tornillos de la antigua matriz son los mismos. Sin embargo, no se podía seleccionar pernos de misma longitud a causa de la dimensión reducida de la matriz.

Tabla 5-1 Lista de las diferentes partes de la matriz

Número	Cantidad	Nombre	Material/Descripción
1	1	Matriz inferior	UNE F5220 62 HRC
2	1	Pared	UNE F5220 62 HRC
3	1	ParedTC	UNE F5220 62 HRC
4	2	ISO 4762 TORNILLO M12-1.5x100	CALIDAD 8.8
5	2	ISO 4034 TUERCA M12x1.5	CALIDAD 8
6	2	Guía lateral	UNE F5220 62 HRC
7	8	ISO 4762 TORNILLO M5x30	CALIDAD 8.8
8	2	ISO 4762 TORNILLO M8x80	CALIDAD 8.8
9	1	Matriz superior	UNE F5220 62 HRC

Así, como se puede ver en la Figura 5-3, en vez de colocar 4 tornillos, se diseñó dos agujeros pasantes. Las paredes y la matriz inferior se mantendrán juntas con la ayuda de 2 tornillos y dos tuercas. Es importante señalar que, en su TFM, M.J. Torres Maldonado y H.D. Cadena Hernández calcularon la tensión que aguantan los pernos y se concluyó, tomando como referencia las normas EN-ISO-898-1, que la calidad de los pernos debería ser de la clase de calidad 8.8. Siguiendo el mismo procedimiento se encontró que los pernos de sujeción deberían ser de la misma clase de calidad.

Un inconveniente mayor de la utilización de una matriz de forma elíptica es que al segundo pase de FM, la probeta es sometida a pandeo. En efecto, a causa de este fenómeno, el segundo pase es la etapa la más crítica del proceso. Es para evitarlo que se eligió hacer una matriz de forma romboidal. Para resolver este problema, y así poder utilizar una matriz de forma elíptica sin que se produzca pandeo, se decidió colocar dos pernos en las guías laterales para mantener la probeta en su posición durante el proceso. Más precisamente, la idea es de empezar a deformar el material manteniendo la muestra en posición vertical con pernos hasta que no hay riesgo de pandeo y después quitar los

pernos para continuar y terminar el ciclo. Así, se tendrá que cambiar algunas líneas al protocolo de ejecución que se describió en el apartado 3.3.2.

“7.- Verificar la alineación de la pieza de trabajo dentro de la matriz **y colocar los pernos de sujeción para mantener la matriz en su posición.**

8.- Colocar la matriz Superior dentro de las paredes y guías de la matriz inferior, utilizar el tornillo de 5 mm para alinear e introducir la matriz.”

“15.a- Cerrar la jaula de seguridad de la prensa. **Utilizar el pedal para accionar la prensa y deformar la pieza de trabajo sobre 1mm**

15.b- Quitar los pernos de sujeción que mantienen la pieza de trabajo en su posición.

16.- Realizar el ciclo de forja, utilizando el pedal para accionar la prensa, tomar mediciones de presión y temperatura.”

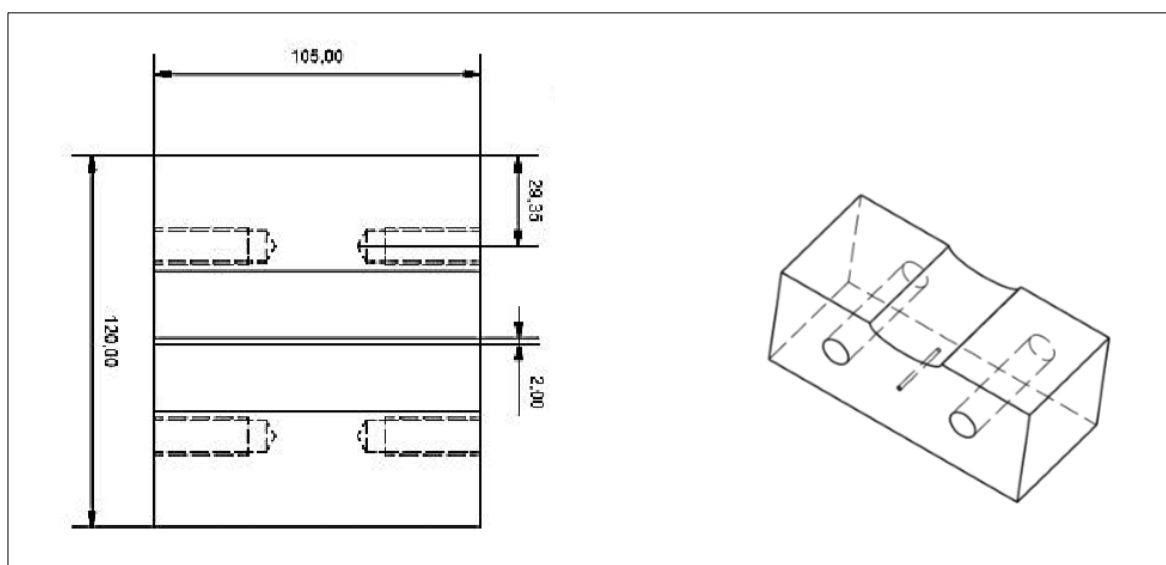


Figura 5-3 Vista en corte de la matriz inferior actual (a la izquierda) y vista isométrica de la nueva matriz inferior (a la derecha)

5.3 Materiales

El material elegido para las diferentes partes de la matriz es el mismo que el de la antigua, un acero de herramienta para el trabajo en frío. Su denominación es UNE F-5220, tiene una dureza de 62 HRC y el fabricante es Uddeholm. Su denominación comercial es ARNE, se puede encontrar en Anexo A2 toda la información técnica sobre este acero.

Dado que las guías laterales no aguantaban ningunos esfuerzos, los diseñadores eligieron de hacerlas en un acero de muy baja calidad (no se indica en los planos que se encuentran en el TFM). Pero se nota que después de varios pases de forja múltiple, el material empieza a dañarse como se puede ver en la Figura 5-4. Por esta razón y puesto que se van a colocar pernos de sujeción en las guías laterales, se decidió hacerlas en el mismo material que las otras partes de la matriz.



Figura 5-4 Daño de las guías laterales

Conclusiones

Con el objetivo de estudiar la estabilidad del tamaño de grano de un aluminio 1050 conformado por un proceso totalmente nuevo de SPD (la forja múltiple con matrices romboidales) se hizo 4 recocidos a temperaturas distintas (100°C, 150°C, 200°C, 250°C) durante 30 minutos. Para caracterizar el material, se empleó sucesivamente las técnicas de microscopía óptica, microdureza y DSC. No se logró encontrar ninguna información con la microscopía óptica. Gracias al análisis DSC, se logró encontrar una temperatura de recristalización de 155°C para granos refinados mediante ocho ciclos de forja múltiple. Sin embargo, la microdureza reveló que no se logró homogeneizar el estado de deformación mediante estos recocidos. Futuras investigaciones en proceso deberían comprobar estos resultados por análisis EBSD.

Para poder alcanzar potenciales mejoras de las propiedades mecánicas de un aluminio 1050 sometido a forja múltiple y obtener un refinamiento de grano más homogéneo, se hizo un prerrecocido antes de procesar probetas con la técnica de forja múltiple. Las propiedades se caracterizaron mediante ensayos de tracción. Tras el tratamiento térmico se logró deformar el material hasta 24 ciclos de forja múltiple sin que aparezcan grietas. En comparación se pudo hacer solamente 15 ciclos sin prerrecocido. Por la heterogeneidad de las piezas de trabajo no se logró hacer ensayos de tracción utilizables. Futuras investigaciones en proceso deberían comprobar estos resultados por análisis EBSD y mapeo de dureza de la sección transversal de las piezas sometidas a SPD.

Con el fin de disminuir al máximo la heterogeneidad de las deformaciones en la pieza de trabajo, se hizo un diseño único y completamente nuevo de la forma de las matrices. En lugar de tener matrices romboidales, se diseñó matrices de forma elíptica. Con esta forma, se espera eliminar la fricción que ocurre entre la pieza de trabajo y las matrices para tener un estado de deformación final más homogéneo y entonces por consiguiente con tamaño de grano fino en toda la pieza de trabajo. Futuras investigaciones consistirán en procesar y luego caracterizar materiales utilizando la técnica de forja múltiple con matrices elípticas.

Bibliografía

- [1] **P, Costa.** *Nanomatériaux – Structure et élaboration.* Techniques de l'ingénieur, 2001.
- [2] **D, François.** *Propriétés mécaniques des matériaux nanostructurés.* Techniques de l'ingénieur, 2010.
- [3] **P, Costa.** *Nanomatériaux – Propriétés et applications.* Techniques de l'ingénieur, 2001
- [4] **R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov.** *Bulk Nanostructured Materials From Severe Plastic Deformation.* 2000. Págs. 103-189.
- [5] **M.J. Torres Maldonado, H.D. Cadena Hernández.** *Modelización de un proceso de severa deformacion plastica por forja múltiple.* TFM, 2017.
- [6] **M. Lipinska, L. Olejnik, A. Pietras, A. Rosochowski, P. Bazanik, J. Golinski, T. Brynsk, M. Lewandowska.** *Microstructure and mechanical properties of stir welded joints made from ultrafine grained aluminium 1050.* Materials and Design 88. 2015. Págs. 22-31
- [7] **M. Naderi, M. Peterlechner, S.V. Divinski, G. Wilde.** *The effect of pre-annealing on defects, microstructure and recrystallisation of ultra-fine grained Al produced by high-pressure torsion.* 2017. Págs. 171-181
- [8] **B. Bay, N. Hansen.** *Recrystallization in Commercially Pure Aluminium.* 1984. Págs. 287-297
- [9] **O, Higuera.** *Relación Microestructura y Propiedades de Cobre Sometido a Deformación Severa Plástica Mediante Presión en Canal Angular de Sección constante.* Barcelona: Universidad Politècnica de Catalunya, 2013.
- [10] **J.A. Muñoz Bolaños.** *Propiedades Mecánicas y Microestructurales del Hierro Armco Sometido a Severa Deformación Plástica Mediante Presión en Canal Angular de Sección Constante (ECAP).* Barcelona: Universidad Politècnica de Catalunya, 2016.
- [11] **ASM-International.** *Tensile testing.* 2004.
- [12] **D. François.** *Essais mécaniques des métaux – Essais de dureté.* Techniques de l'ingénieur, 2005
- [13] **J. Grenet, B. Legendre** *Analyse calorimétrique différentielle à balayage (DSC).* Techniques de l'ingénieur, 2010

[14] **F.J. Humphreys, M. Hatherly** *Recrystallization and Related Annealing Phenomena (Second Edition)*, 2004

[15] **R. George, K.T. Kashyap, S. Dilip**, *Dark-field optical microscopy—a new technique to study recrystallization in commercial purity aluminium*, In *Materials Characterization*, Volume 58, Issue 10, 2007, Págs. 1016-1018, ISSN 1044-5803

Anexo A

A1. Características mecánicas y químicas del Al1050 Bronmetal



Aluminio Al
Producto formato:
Extruido
Características técnicas:
Pletinas, barras, tubos y perfiles de aluminio extruido

ALEACIONES DE ALUMINIO SERIE 1000

Designación de la aleación		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ga	V	Notas	Otros ^A	Aluminio	
Númérica	Simbólica													Cada	Total ^B	min.
EN AW-1050A	EN AW-Al 99,5	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	-	-	0,07	0,05	-	-	-	0,03	-	99,50 ^C
EN AW-1060	EN AW-Al 99,6	0,25	0,35	0,05	0,03	0,03	-	-	0,05	0,03	-	0,05	-	0,03	-	99,60 ^C
EN AW-1070A	EN AW-Al 99,7	0,20	0,25	0,03	0,03	0,03	-	-	0,07	0,03	-	-	-	0,03	-	99,70 ^C
EN AW-1080A	EN AW-Al 99,8(A)	0,15	0,15	0,03	0,02	0,02	-	-	0,06	0,02	0,03	-	E	0,02	-	99,80 ^C
EN AW-1085	EN AW-Al 99,85	0,10	0,12	0,03	0,02	0,02	-	-	0,03	0,02	0,03	0,05	-	0,01	-	99,85 ^C
EN AW-1090	EN AW-Al 99,90	0,07	0,07	0,02	0,01	0,01	-	-	0,03	0,01	0,03	0,05	-	0,01	-	99,90 ^C
EN AW-1098	EN AW-Al 99,98	0,01	0,006	0,003	-	-	-	-	0,015	0,003	-	-	-	0,003	-	99,98 ^C
EN AW-1100	EN AW-Al 99,0Cu	0,95	Si + Fe	0,05-0,20	0,05	-	-	-	0,10	-	-	-	E	0,05	0,15	99,00 ^C
EN AW-1110	EN AW-Al 99,1	0,30	0,80	0,04	0,01	0,25	0,01	-	-	-	-	-	0,02B,0,03V+Ti	0,03	0,15	99,10 ^C
EN AW-1198	EN AW-Al 99,98(A)	0,01	0,006	0,006	0,006	-	-	-	0,01	0,006	0,006	-	-	0,003	-	99,98 ^B
EN AW-1199	EN AW-Al 99,99	0,006	0,006	0,006	0,002	0,006	-	-	0,006	0,002	0,005	0,005	-	0,002	-	99,99 ^B
EN AW-1200	EN AW-Al 99,0	1,00	Si + Fe	0,05	0,05	-	-	-	0,10	0,05	-	-	E	0,05	0,15	99,00 ^C
EN AW-1200A	EN AW-Al 99,0(A)	1,00	Si + Fe	0,10	0,30	0,30	0,10	-	0,10	-	-	-	-	0,05	0,15	99,00 ^C
EN AW-1235	EN AW-Al 99,35	0,65	Si + Fe	0,05	0,05	0,05	-	-	0,10	0,06	-	0,05	-	0,03	-	99,35 ^C
EN AW-1350	EN AW-Al 99,5	0,10	0,40	0,05	0,01	-	0,01	-	0,05	-	0,03	-	0,05B,0,02V+Ti	0,03	0,10	99,50 ^C
EN AW-1350A	EN AW-Al 99,5(A)	0,25	0,40	0,02	-	0,05	-	-	0,05	-	-	-	0,03Cr+Mn+Ti+V	0,03	-	99,50 ^C
EN AW-1370	EN AW-Al 99,7	0,10	0,25	0,02	0,01	0,02	0,01	-	0,04	-	0,03	-	0,02B,0,02V+Ti	0,02	0,10	99,70 ^C
EN AW-1450	EN AW-Al 99,5Ti	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	-	-	0,07	0,10-0,20	-	-	E	0,03	-	99,50 ^C

^A "Otros" incluye los elementos citados para los que no se ha indicado un límite específico, así como los elementos metálicos no citados. El fabricante puede analizar muestras en busca de trazas de elementos no especificados en el registro o especificación. Sin embargo tales análisis no se requieren y pueden no cubrir todos los elementos presentes en "Otros". Si un análisis del fabricante o el comprador establece que un elemento de "Otros" supera el límite de "Cada" o que el agregado de varios elementos de "Otros" supera el límite de "Total", el material debe considerarse no conforme.

^B La suma de "Otros" elementos metálicos cuyos contenidos son, cada uno, mayores o iguales que 0,010% expresado con dos cifras decimales antes de efectuar la suma.

^C El contenido de aluminio para el no aleado que no se obtiene por un procedimiento de refinado es igual en la diferencia entre 100,00% y la suma de todos los demás elementos metálicos presentes en cantidades iguales o superiores a 0,0010% cada uno, expresando cada sumando en dos cifras decimales antes de la suma.

^D El contenido de aluminio para el no aleado que se obtiene por un procedimiento de refinado es igual en la diferencia entre 100,00% y la suma de todos los demás elementos metálicos presentes en cantidades iguales o superiores a 0,0010% cada uno, expresando cada sumando con tres cifras decimales, redondeando el resultado de la citada suma a dos cifras decimales antes de proceder a la sustracción.

^E 0,0003 máx. Be para electrodos y vanilla de soldo y alambre de aporte solamente.



CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS

ALEACIÓN : EN AW-1050A [Al99,5]

Barra extruida										
Estado de tratamiento	Medidas			R _m		R _{p0,2}		A		A _{50 mm}
	mm	D ¹	S ²	min.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	%
F ⁴ , H112	todas	todas	todas	60	-	20	-	25	-	23
O, H111	todas	todas	todas	60	95	20	-	25	-	23
Tubo extruido										
Estado de tratamiento	Medidas			R _m		R _{p0,2}		A		A _{50 mm}
	mm	e ³	todas	min.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	%
F ⁴ , H112	todas	todas	todas	60	-	20	-	25	-	23
O, H111	todas	todas	todas	60	95	20	-	25	-	23
Perfil extruido										
Estado de tratamiento	Medidas			R _m		R _{p0,2}		A		A _{50 mm}
	mm	e ³	todas	min.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	%
F ⁴ , H112	todas	todas	todas	60	-	20	-	25	-	23

1 D = Diámetro de barras de sección circular.
 2 S = Distancia entre caras para barras de sección cuadrada y hexagonal, espesor de barras de sección rectangular.
 3 e = Espesor de pared.
 4 Estado de tratamiento "F": los valores de las características se indican a título meramente informativo.

www.bronmetal.com



A.2 Información Técnica Sobre Acero de Utilaje ARNE

Generalidades

ARNE es un acero al manganeso-cromo-tungsteno templable en aceite y muy versátil, para uso general. Es apto para una gran variedad de aplicaciones de trabajo en frío. Entre sus principales características se cuentan:

- Buena mecanibilidad
- Buena estabilidad dimensional en el temple
- Una buena combinación de gran dureza superficial y tenacidad tras el temple y revenido.

Unidas, estas características reportan un acero apropiado para la fabricación de herramientas de gran longevidad y alta rentabilidad en la producción.

ARNE puede suministrarse en varios acabados, incluyendo el laminado en caliente, pre-mecanizado, mecanizado fino y rectificado de precisión. También puede obtenerse en forma de barras huecas y anillos.

Análisis típico %	C 0,95	Mn 1,1	Cr 0,6	W 0,6	V 0,1
Normas equivalentes	UNE F-5220, W-Nr. 1.2510 AISI O1, (SS 2140)				
Estado de suministro	Recocido blando aprox. 190 HB				
Código de color	Amarillo				

Aplicaciones

Herramientas para	Espesor del material	HRC
Corte Cizallado, punzonado, troquelado, desbarbado, tronzado	hasta 3 mm 3- 6 mm 6-10 mm	60-62 56-60 54-56
Cizallas cortas para trabajar en frío		54-60
Herramientas de tronzado y desbarbado para piezas de forja	caliente frío	58-60 56-58
Conformado Doblar, acuñar, embutición profunda, repujado y conformado por estirado		56-62
Troqueles de acuñar en frío pequeños		56-60
Puntos de torno Manguitos guía, expulsores, brocas y machos de roscar de tamaño pequeño y mediano Levas, boquillas, pistones y ruedas dentadas pequeñas		58-62

Propiedades

CARACTERÍSTICAS FÍSICAS

Templado y revenido a 62 HRC.

Características a la temperatura ambiental y temperaturas elevadas.

Temperatura	20°C	200°C	400°C
Densidad kg/m ³	7 800	7 750	7 700
Módulo de elasticidad N/mm ² kp/mm ²	190 000 19 500	185 000 19 000	170 000 17 500
Coefficiente de dilatación térmica por °C a partir de 20°C	-	11,7 x 10 ⁻⁶	11,4 x 10 ⁻⁶
Conductibilidad térmica W/m °C	32	33	34
Calor específico J/kg °C	460	-	-

RESISTENCIA A LA COMPRESION

Valores aproximados.

Dureza HRC	Resistencia a la compresión	
	Rm N/mm ²	Rp0,2 N/mm ²
62	3000	2200
60	2700	2150
55	2200	1800
50	1700	1350



Herramienta de desbarbado y corte de cantos fabricada con ARNE para recipientes de chapa de acero inoxidable de 0,914 mm de espesor y unas dimensiones de 254 x 152 x 203 mm.

Tratamiento térmico

RECOCIDO BLANDO

Proteger el acero y calentarlo en toda su masa a 780° C. Luego enfriarlo en el horno 15° C por hora hasta 650° C y por último libremente en el aire.

ELIMINACION DE TENSIONES — ESTABILIZADO

Después del desbastado en máquina, debe calentarse la herramienta en toda su masa a 650° C, tiempo de mantenimiento 2 horas. Enfriar lentamente hasta 500° C y después libremente al aire.

TEMPLE

Temperatura de precalentamiento: 600–700° C

Temperatura de austenización: 790–850° C

Temperatura °C	Tiempo de mantenimiento* minutos	Dureza antes del revenido HRC
800	30	aprox. 65
825	20	aprox. 65
850	15	aprox. 63

* Tiempo de mantenimiento = tiempo a la temperatura de temple después de que la herramienta está plenamente calentada en toda su masa.

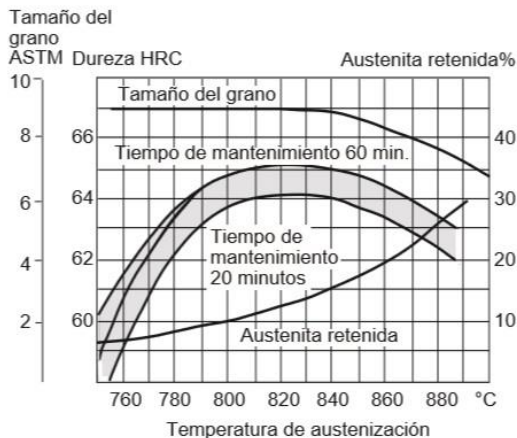
Proteger la herramienta contra decarburación y oxidación durante el proceso de temple.

AGENTES DE ENFRIAMIENTO

- Aceite
- Temple escalonado martensítico a 180–225° C, después, enfriar al aire.

Nota: Revenir inmediatamente que la herramienta alcance 50–70° C.

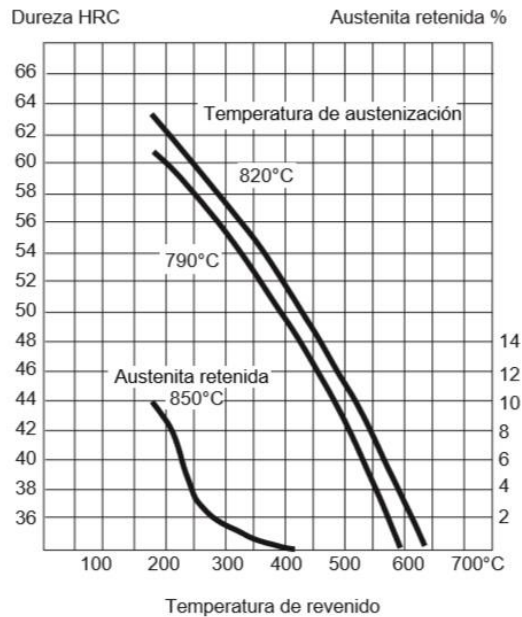
Dureza, tamaño del grano y austenita retenida, en función de la temperatura de austenización.



REVENIDO

Elegir la temperatura de acuerdo con la dureza requerida según el gráfico de revenido. Revenir dos veces con enfriamiento intermedio a la temperatura ambiental. Mínima temperatura de revenido 180° C. Tiempo mínimo de mantenimiento de temperatura, 2 horas.

Gráfico de revenido



TEMPLE ESCALONADO MARTENSÍTICO

Las herramientas se sumergen en el baño de temple a la temperatura de austenización durante el tiempo indicado, enfriándose luego en aire hasta una temperatura no inferior a 100° C. Revenir inmediatamente al igual que al templar en aceite.

Temperatura de austenización °C	Temperatura del baño de temple °C	Tiempo en el baño de temple minutos	Dureza superficial antes del revenido*
825	225	máx. 5	64 ±2 HRC
825	200	máx. 10	63 ±2 HRC
825	180	máx. 20	62 ±2 HRC
850	225	máx. 10	62 ±2 HRC

* Obtenida mediante temple escalonado martensítico.

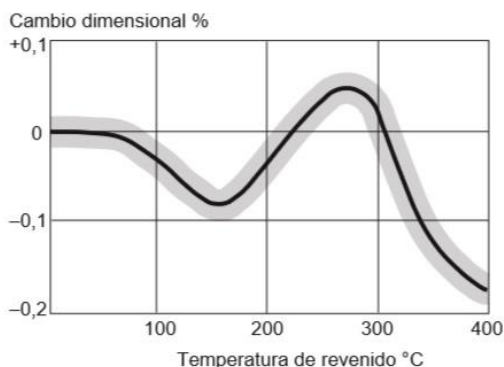


CAMBIOS DIMENSIONALES DURANTE EL TEMPLE

Plancha de muestra, 100 x 100 x 25 mm

		Ancho %	Longitud %	Espesor %
Temple en aceite desde 830°C	mín.	+0,03	+0,04	-
	máx.	+0,10	+0,10	+0,02
Temple escalonado martensítico desde 830°C	mín.	+0,04	+0,06	-
	máx.	+0,12	+0,12	+0,02

CAMBIOS DIMENSIONALES DURANTE EL REVENIDO



Nota: Hay que sumar los cambios dimensionales experimentados en el temple y revenido. Tolerancia recomendada 0,25%.



Herramienta de troquel fabricada en acero ARNE mecanizado de precisión.

TRATAMIENTO SUB-CERO Y ENVEJECIMIENTO

Las piezas que requieran una estabilidad dimensional máxima deberán someterse a tratamiento sub-cero y/o envejecimiento artificial, para que con el tiempo no experimenten cambios en el volumen. Esto se aplica, por ejemplo, a las herramientas de medición y ciertas piezas de construcción.

Tratamiento sub-cero

Inmediatamente después del temple la pieza se enfriará entre -70 y -80°C durante un tiempo de 3-4 horas, seguido de revenido o envejecimiento. El tratamiento sub-cero confiere un aumento de dureza de 1-3 HRC. Evitar las formas complicadas debido al riesgo de formación de grietas.

Envejecimiento

El revenido después del temple se sustituirá por envejecimiento a 110-140°C durante 25-100 horas.

Recomendaciones de mecanizado

Los datos de corte mostrados a continuación deben ser considerados como guía debiendo ser adaptados a las condiciones específicas existentes.

TORNEADO

Parámetros de corte	Torneado con metal duro		Torneado con acero rápido
	Torneado de desbaste	Torneado fino	Torneado fino
Velocidad de corte (v_c) m/min	140–170	170–220	20
Avance (f) mm/r	0,3–0,6	–0,3	–0,3
Profundidad de corte (a_p) mm	2–6	–2	–2
Mecanizado grupo ISO	P20–P30 Metal duro revestido	P10 Metal duro revestido o cemet	—

FRESADO

Fresado frontal y axial

Parámetros de corte	Fresado con metal duro		Fresado con acero rápido
	Fresado de desbaste	Fresado fino	Fresado fino
Velocidad de corte (v_c) m/min	160–200	200–240	25
Avance (f_z) mm/diente	0,2–0,4	0,10–0,20	0,1
Profundidad de corte (a_p) mm	2–5	–2	–2
Mecanizado grupo ISO	P20–P40 Metal duro revestido	P10–P20 Metal duro revestido o cemet	—

Fresado de acabado

Parámetros de corte	Tipo de fresa		
	Metal duro integral	Insertado metal duro	Acero rápido
Velocidad de corte (v_c) m/min	50	120–170	25 ¹⁾
Avance (f_z) mm/diente	0,03–0,2 ²⁾	0,08–0,2 ²⁾	0,05–0,35 ²⁾
Mecanizado grupo ISO	K20, P40	P20–P30	—

- ¹⁾ Para fresas de acabado revestidos $v_c \approx 35$ m/min.
²⁾ Dependiendo de la profundidad de corte radial y del diámetro.

TALADRADO

Taladrado con brocas de acero rápido

Diámetro de la broca mm	Velocidad de corte (v_c), m/min	Avance (f) mm/r
–5	16*	0,08–0,20
5–10	16*	0,20–0,30
10–15	16*	0,30–0,35
15–20	16*	0,35–0,40

* Para brocas de acero rápido recubiertos $v_c \sim 22$ m/min.

Taladro con brocas de metal duro

Parámetros de corte	Tipo de broca		
	Metal duro insertado	Metal duro sólido	Taladro con canales de refrigeración ¹⁾
Velocidad de corte (v_c) m/min	120–160	60	55
Avance (f) mm/r	0,05–0,25 ²⁾	0,10–0,25 ²⁾	0,15–0,25 ²⁾

- ¹⁾ Brocas con canales de refrigeración interna y plaqueta de metal duro.
²⁾ Dependiendo del diámetro de la broca.

RECTIFICADO

A continuación damos unas recomendaciones generales sobre muelas de rectificado, pueden obtener más información en el catálogo de Uddeholm «Rectificado de Acero para Herramientas».

Tipo de rectificado	Muelas recomendadas	
	Estado recocido blando	Estado templado
Rectificado frontal	A 46 H V	A 46 G V
Rectificado frontal por segmentos	A 24 G V	A 36 G V
Rectificado cilíndrico	A 46 L V	A 60 J V
Rectificado interno	A 46 J V	A 60 I V
Rectificado de perfil	A 100 L V	A 120 J V

Soldadura

Se pueden obtener buenos resultados al soldar un acero para herramientas si se toman las precauciones necesarias durante la operación de soldadura (temperatura de trabajo elevada, preparación de la junta, elección de los consumibles y buen procedimiento de soldadura). Si la herramienta debe ser pulida o fotograbada debe utilizarse un electrodo que tenga la misma composición.

Metodo de soldadura	Temperatura de trabajo	Material de soldadura	Dureza después de soldadura
MMA	200–250°C	AWS E312 ESAB OK 84.52 UTP 67S Castolin 2 Castolin N 102	300 HB 53–54 HRC 55–58 HRC 54–60 HRC 54–60 HRC
TIG	200–250°C	AWS ER312 UTPA 67S UTPA 73G2 Castotig 5	300 HB 55–58 HRC 53–56 HRC 60–64 HRC

Mecanizado por electroerosión

Si la electroerosión se efectúa en material templado y revenido, deberá darse a la herramienta un revenido adicional a aprox. 25° C por debajo de la temperatura de revenido anterior.

Información adicional

Póngase en contacto con la oficina local de Uddeholm para obtener una mayor información sobre la selección, tratamiento térmico, aplicaciones y disponibilidad de los aceros de Uddeholm para herramientas incluyendo la publicación «Aceros para utillaje de estampación».

Cuadro comparativo del acero Uddeholm para aplicaciones de trabajo en frío

PROPIEDADES DEL MATERIAL Y RESISTENCIA A LOS MECANISMOS DE FALLO

Calidad Uddeholm	Norma UNE	Dureza/ Resist. deformación plástica	Mecanibilidad	Rectificabilidad	Estabilidad dimensional	Desgaste abrasivo	Desgaste adhesivo	Resistencia a	
								Melladuras/ Ductilidad	Roturas/ Tenacidad
ARNE	F-5220	████	████	████	█	█	█	████	████
CALMAX	Spec.	████	████	████	████	█	████	████	████
RIGOR	F-5227	████	████	████	████	█	█	████	████
SVERKER 21	F-5211	████	████	█	████	████	█	█	████
SVERKER 3	F-5213	████	█	█	████	████	█	█	█
VANADIS 4	Spec. PM	████	████	████	████	████	████	████	████
VANADIS 6	Spec. PM	████	█	█	████	████	████	████	█
VANADIS 10	Spec. PM	████	█	█	████	████	████	████	█
VANADIS 23	Spec. PM	████	████	████	████	████	████	████	█

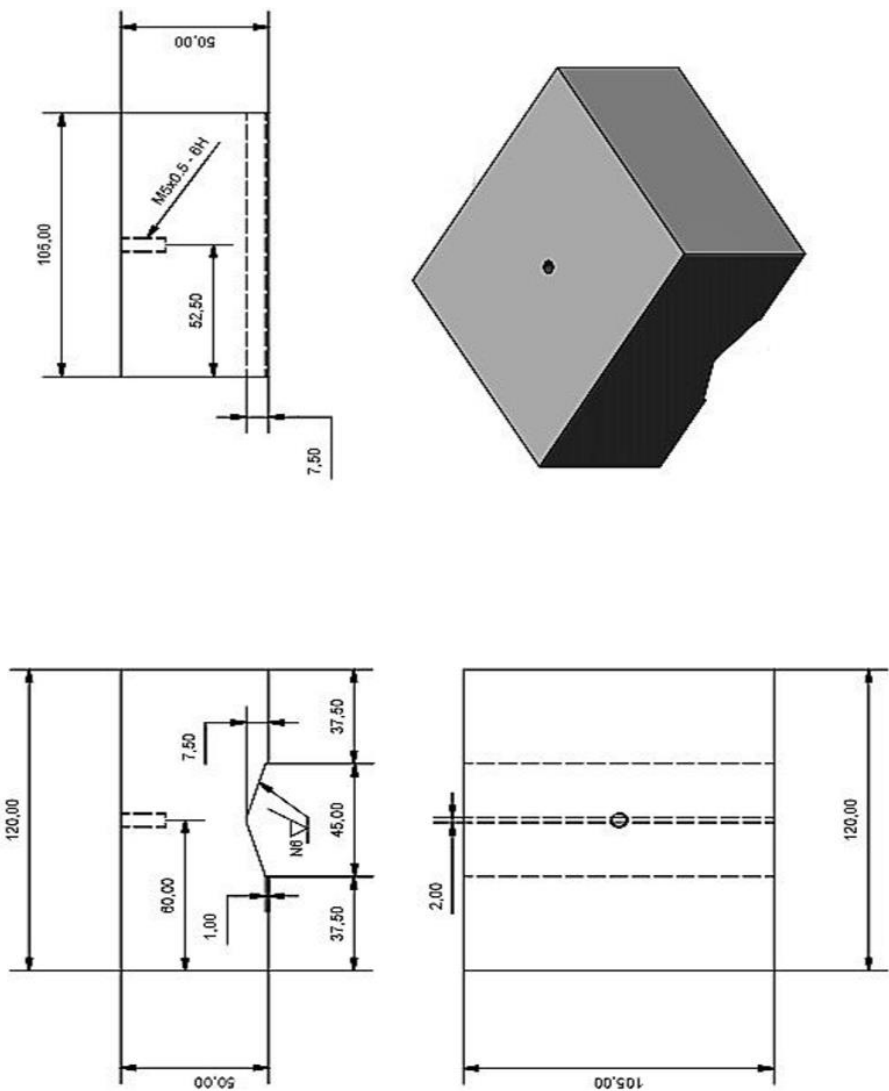
Anexo B

B.1 Plano de ensamble de la primera matriz de FM

LISTA DE PIEZAS		
ELEMENTO	CTDAD	MATERIAL
1	1	MATRIZ SUPERIOR UNE F5220 62HRC
2	1	MATRIZ INFERIOR UNE F5220 62HRC
3	1	PARED DELANTERA UNE F5220 62HRC
4	1	PARED POSTERIOR UNE F5220 62HRC
5	2	GUIA LATERAL UNE F5220
6	4	ISO 4015 - M12 x 45 Stainless Steel, 440C
7	8	ISO 4762 - M5 x 30 Stainless Steel, 440C

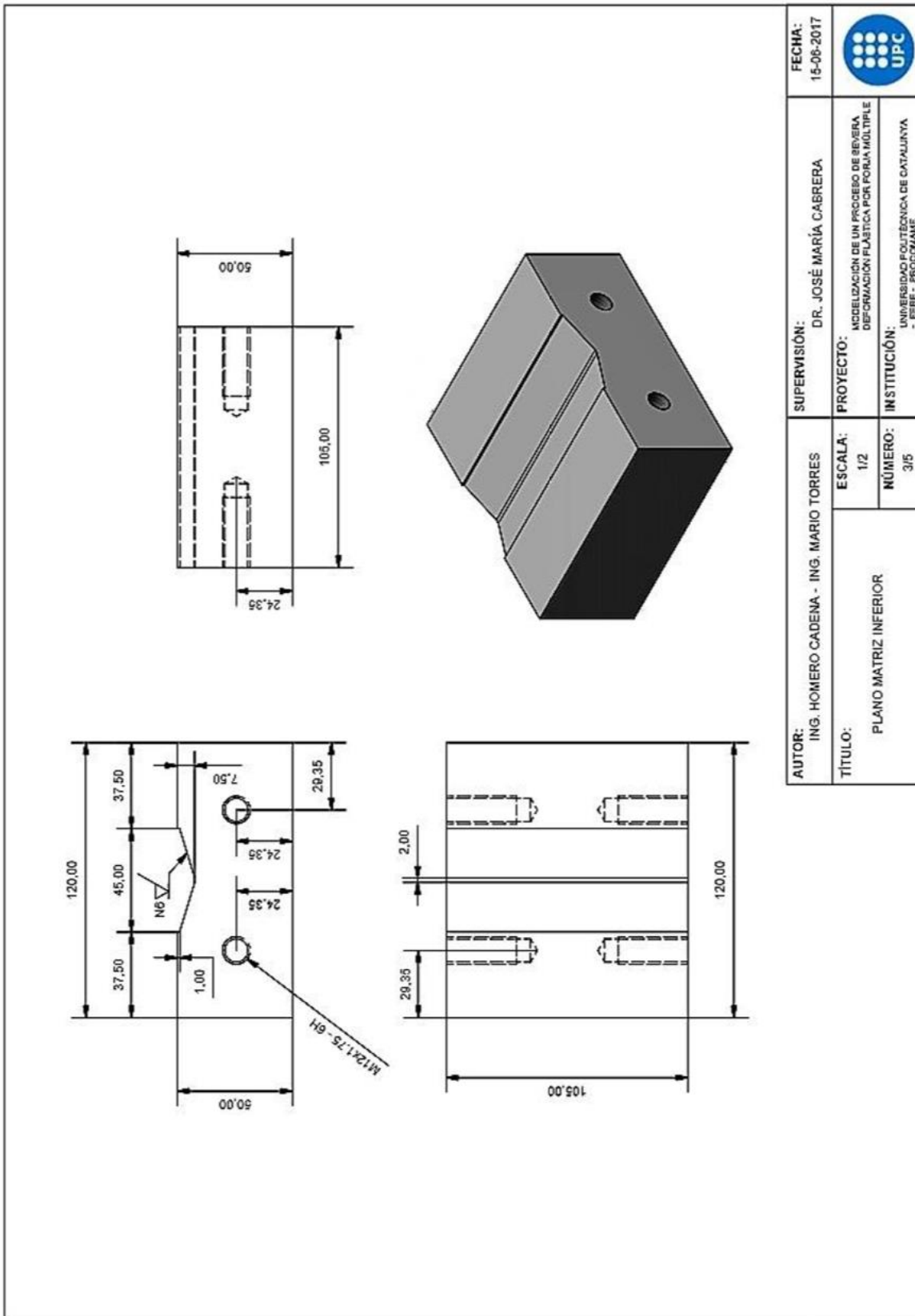
AUTOR: ING. HOMERO CADENA - ING. MARIO TORRES	ESCALA: 1/2	FECHA: 15-06-2017
TÍTULO: PLANO DE ENSAMBLE DE MATRIZ	NÚMERO: 1/5	
PROYECTO: MODELIZACION DE UN PROCESO DE SOWERA DEFORMACION PLASTICA POR FORJA MULTIPLE		
INSTITUCIÓN: UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE CATALUNYA - EEE - PROCOMAME		

B.2 matriz superior

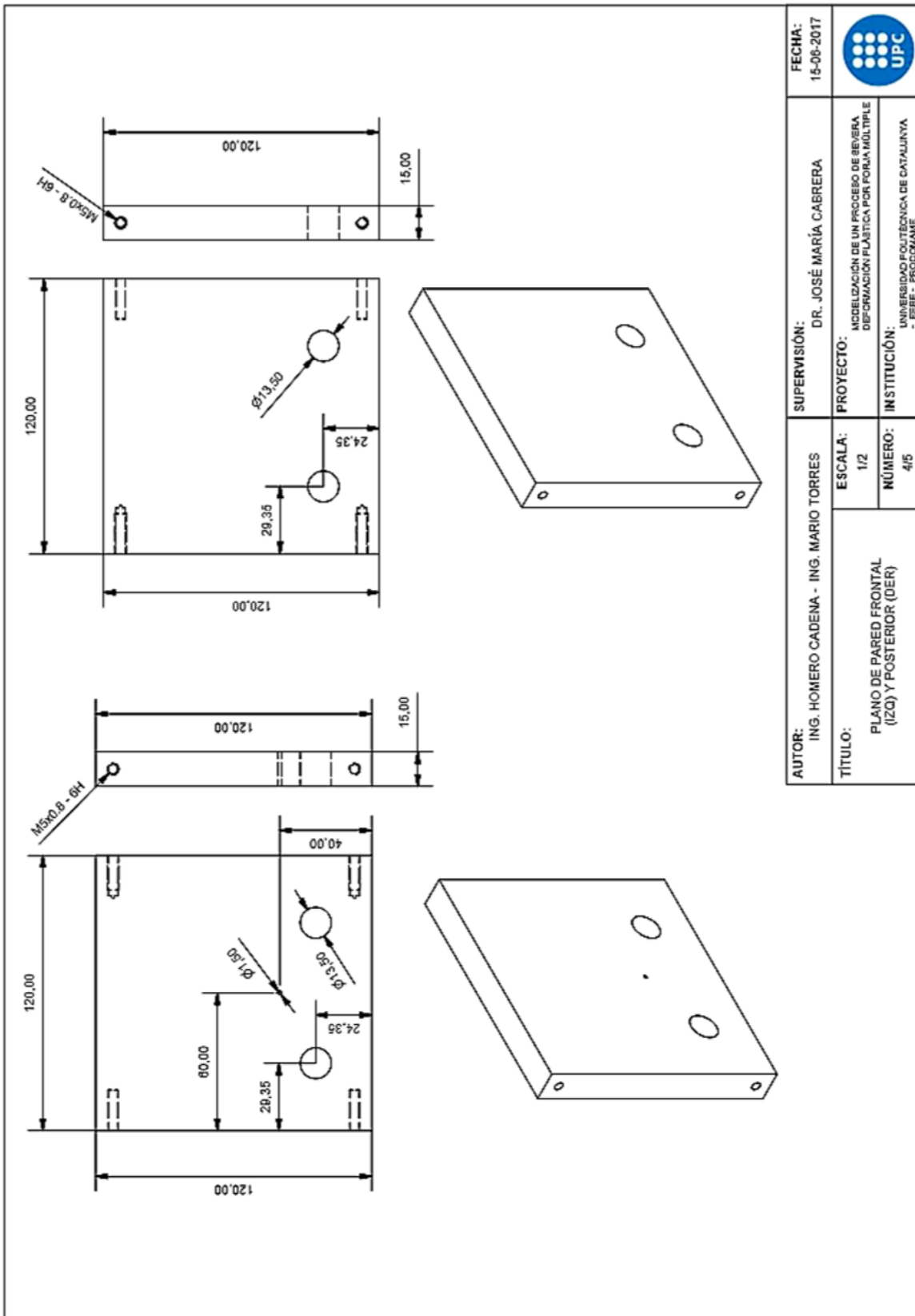


AUTOR: ING. HOMERO CADENA - ING. MARIO TORRES		SUPERVISIÓN: DR. JOSÉ MARÍA CABRERA		FECHA: 15-06-2017
TÍTULO: PLANO MATRIZ SUPERIOR		PROYECTO: MODELACIÓN DE UN PROCESO DE BEBIERA DEFORMACIÓN PLÁSTICA POR FORJA MÚLTIPLE		
		INSTITUCIÓN: UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE CATALUNYA - EBBE - PROCOMAME		
		ESCALA: 1/2	NÚMERO: 2/5	

B.3 matriz inferior



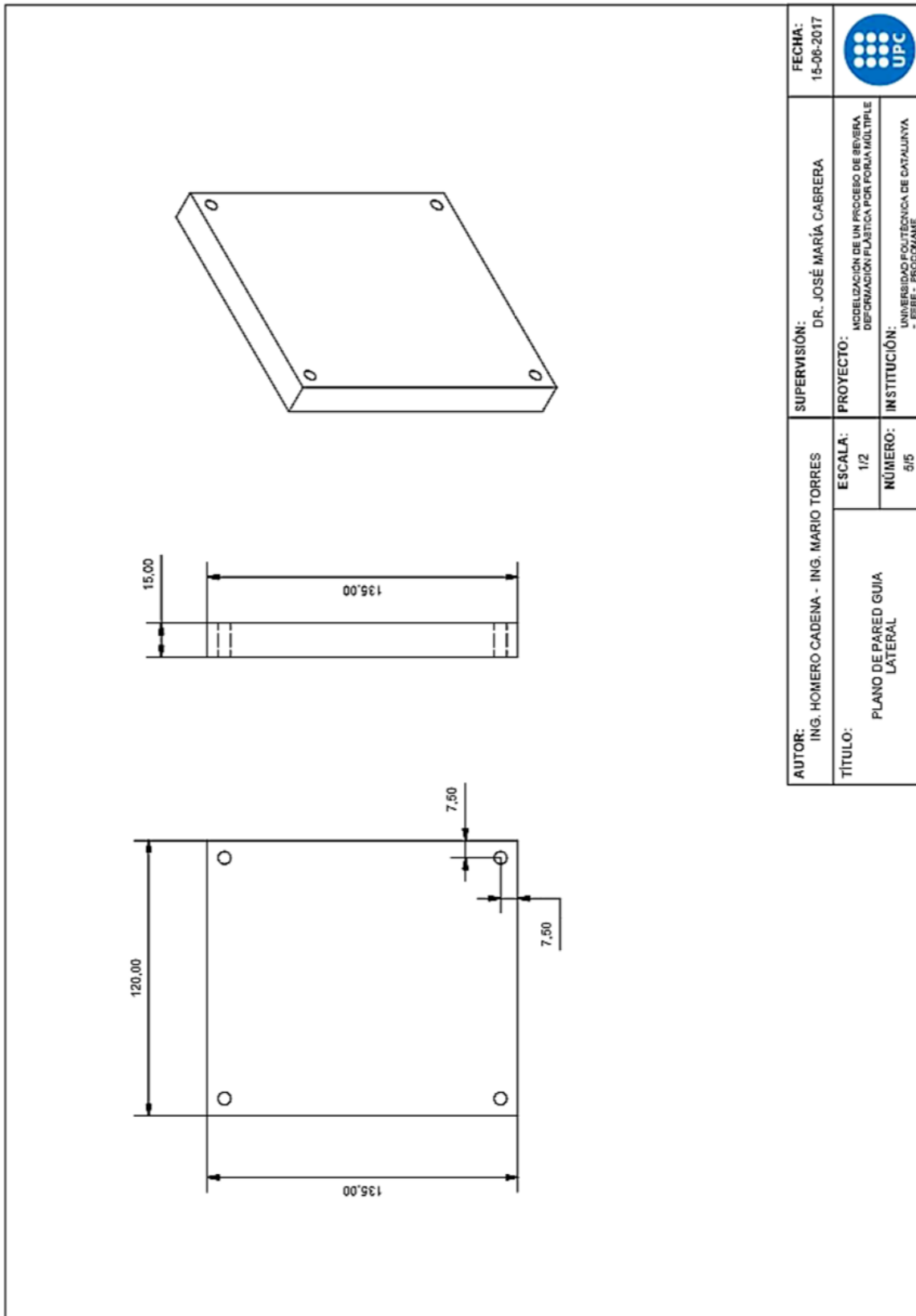
B.4 Paredes de confinamiento




AUTOR: ING. HOMERO CADEMA - ING. MARIO TORRES		SUPERVISIÓN: DR. JOSÉ MARÍA CABRERA		FECHA: 15-06-2017
TÍTULO: PLANO DE PARED FRONTAL (IZQ) Y POSTERIOR (DER)		ESCALA: 1/2	PROYECTO: MODELIZACIÓN DE UN PROCESO DE SEVERA DEFORMACIÓN PLÁSTICA POR FORJA MÚLTIPLE	
		NÚMERO: 4/5	INSTITUCIÓN: UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE CATALUNYA - EBBE - PROCOMAME	

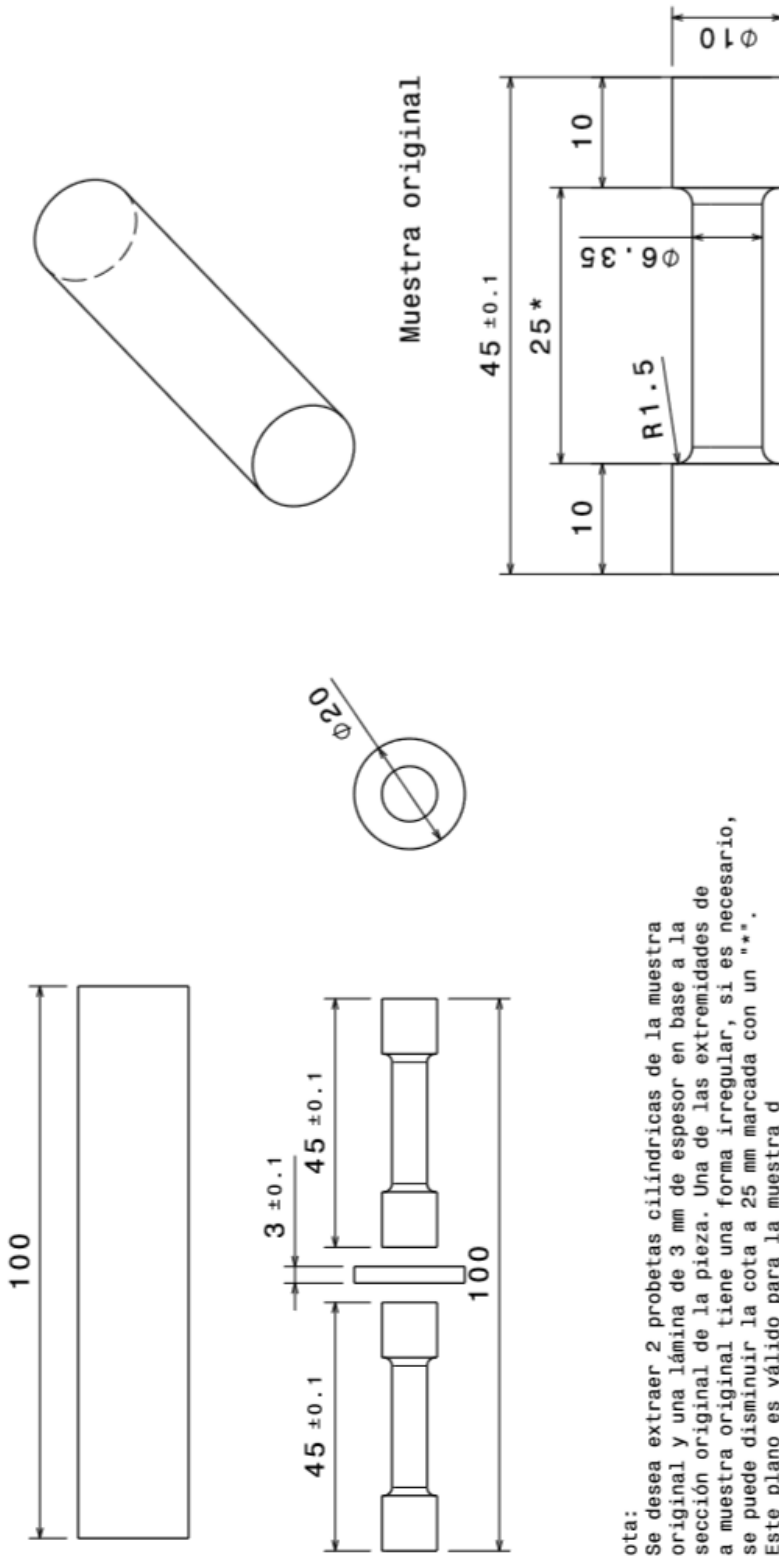


B.5 Guías



AUTOR: ING. HOMERO CADENA - ING. MARIO TORRES	SUPERVISIÓN: DR. JOSÉ MARÍA CABRERA	FECHA: 15-06-2017
TÍTULO: PLANO DE PARED GUJA LATERAL	PROYECTO: MODELIZACION DE UN PROCESO DE SEVERA DEFORMACION PLASTICA POR FORJA MÚLTIPLE	
	INSTITUCIÓN: UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE CATALUNYA - EBBE - PROGRAMME	
	ESCALA: 1/2	
	NÚMERO: 5/5	

C.2 Plano de extracción para la muestra control



Autor : Hubert Toussaint		Diseño: Dr. Alexander Zhilyaev Supervisión: Dr. José María Cabrera Dr. Sandra Luz Rodríguez Reyna	Fecha : 07/12/2017
Título : PROBETA	Escala : 1/1 - 2/1 Formato : A4 Sistema de medición : SI Número : 1/1	Proyecto : Forja multiple Institución : Universidad Polytécnica de Catalunya - EEBE - PROCOMAME	

Anexo D

D.1 Ensamble de la nueva matriz

Nota:
 -La matriz superior (número 9) debe de moverse sin dificultad entre guías y paredes
 -Sobre los planos de las matrices (2 y 6), las superficies señaladas necesitan un acabado superficial N6 - rectificado

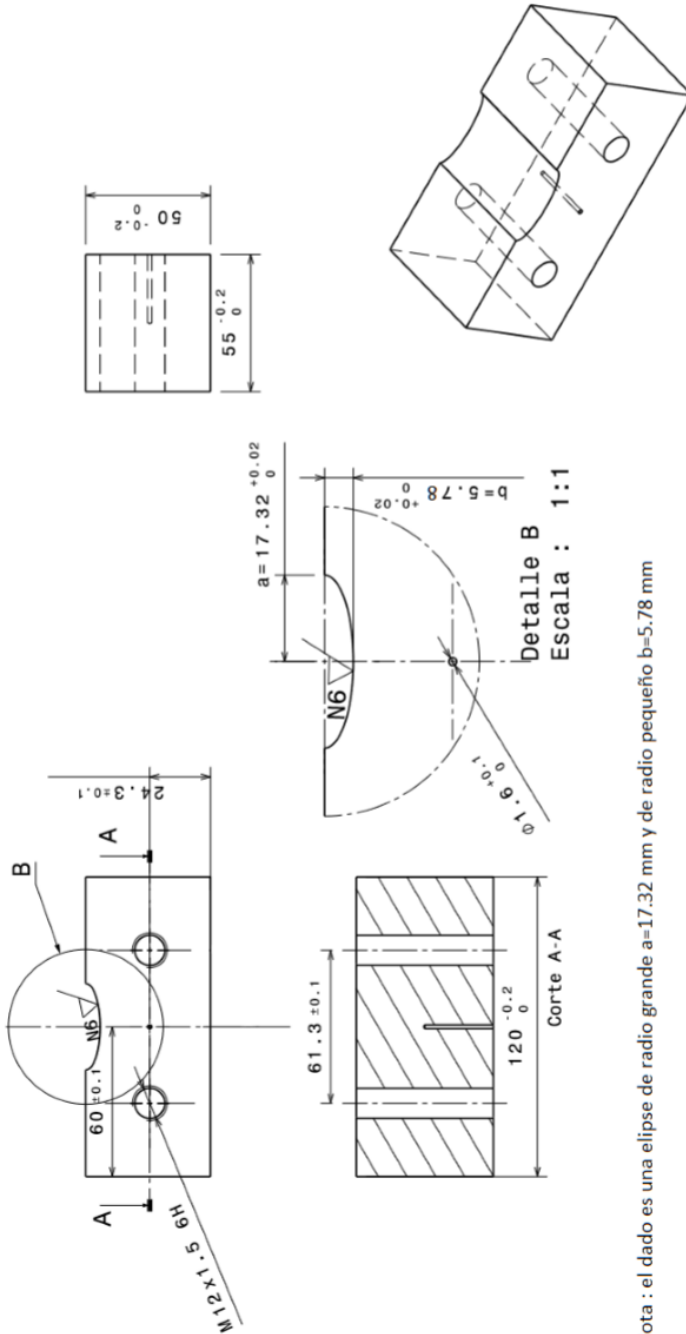
PARTS LIST

Número	Cantidad	Nombre	Materia./Descripción
1	1	Matriz inferior	LINE F5220 62 HRC
2	1	Pared	LINE F5220 62 HRC
3	1	ParedTC	LINE F5220 62 HRC
4	2	ISO 4762 TORNILLO M12-1.5x100	CALIDAD 8.8
5	2	ISO 4034 TUERCA M12x1.5	CALIDAD 8
6	2	Guía lateral	LINE F5220 62 HRC
7	8	ISO 4762 TORNILLO M6x30	CALIDAD 8.8
8	2	ISO 4762 TORNILLO M6x80	CALIDAD 8.8
9	1	Matriz superior	LINE F5220 62 HRC




Autor : Hubert Toussaint		Diseño : Dr. Alexander Zhilyaev	Fecha : 10/12/2017
Título : PLANO DE ENSAMBLE	Escala : 1/2 Formato : A3	Supervisión: Dr. José María Cabrera Dr. Sandra Luz Rodríguez Reyna	
	Número : 1/6	Institución : Universidad Politécnica de Catalunya - EEBE - PROCOMAME	

Detalle A
 Escala : 2:1
 Escala : 1:3

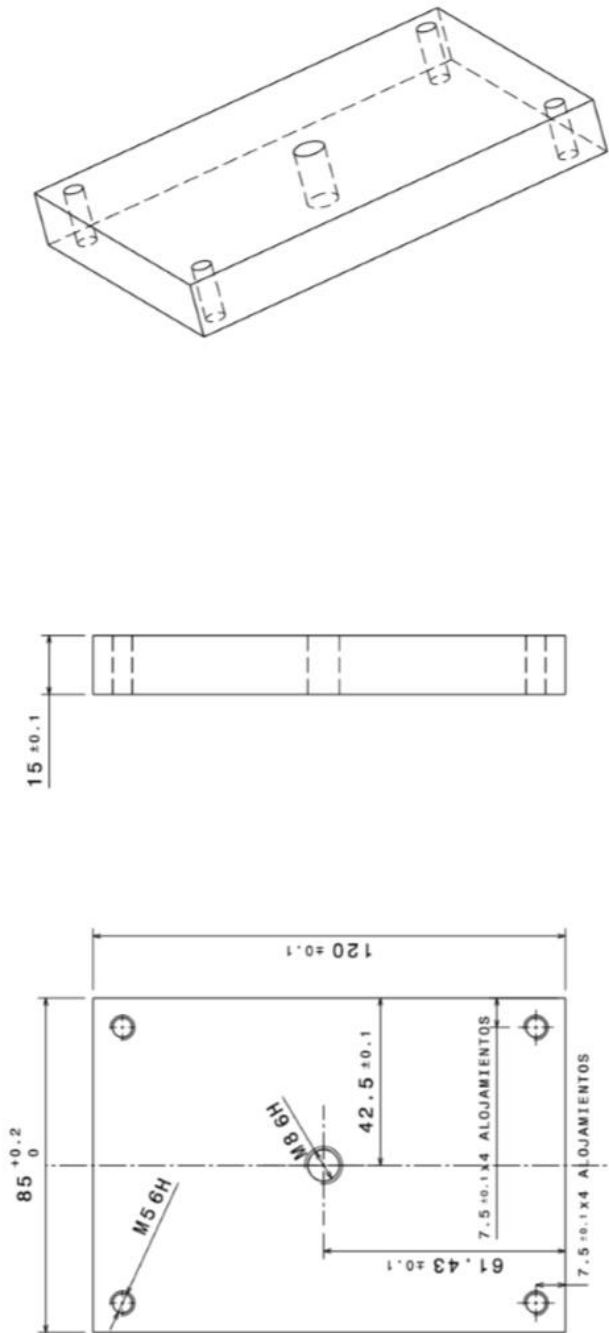
D.2 Matriz inferior



Nota : el dado es una elipse de radio grande $a=17.32$ mm y de radio pequeño $b=5.78$ mm

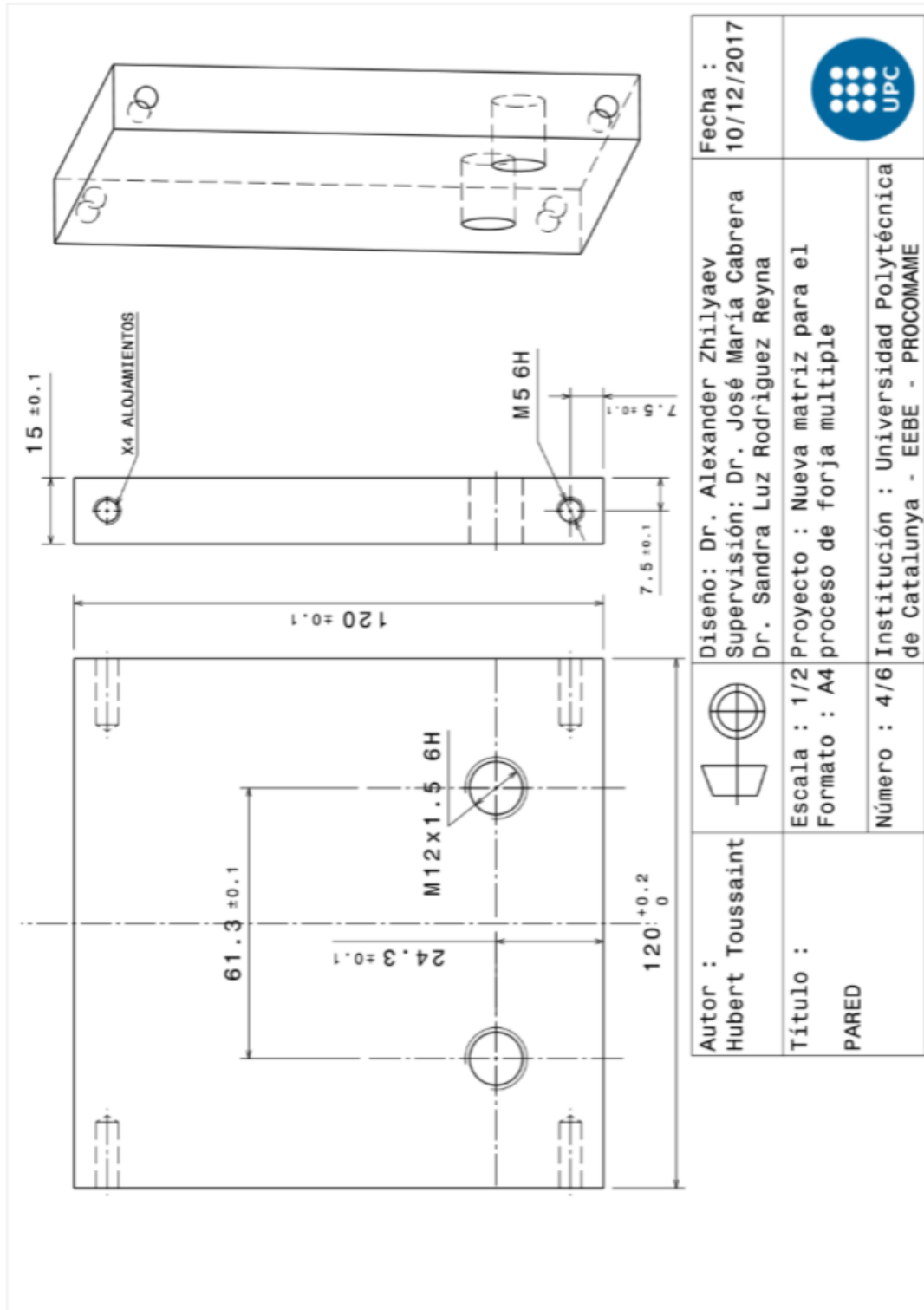
Autor : Hubert Toussaint	 	Diseño: Dr. Alexander Zhilyaev Supervisión: Dr. José María Cabrera Dr. Sandra Luz Rodríguez Reyna	Fecha : 10/12/2017
Título : MATRIZ INFERIOR	Escala : 1/2 Formato : A4	Proyecto : Nueva matriz para el proceso de forja multiple	
Número : 2/6	Institución : Universidad Polytécnica de Catalunya - EEBE - PROCOMAME		

D.3 Guías laterales

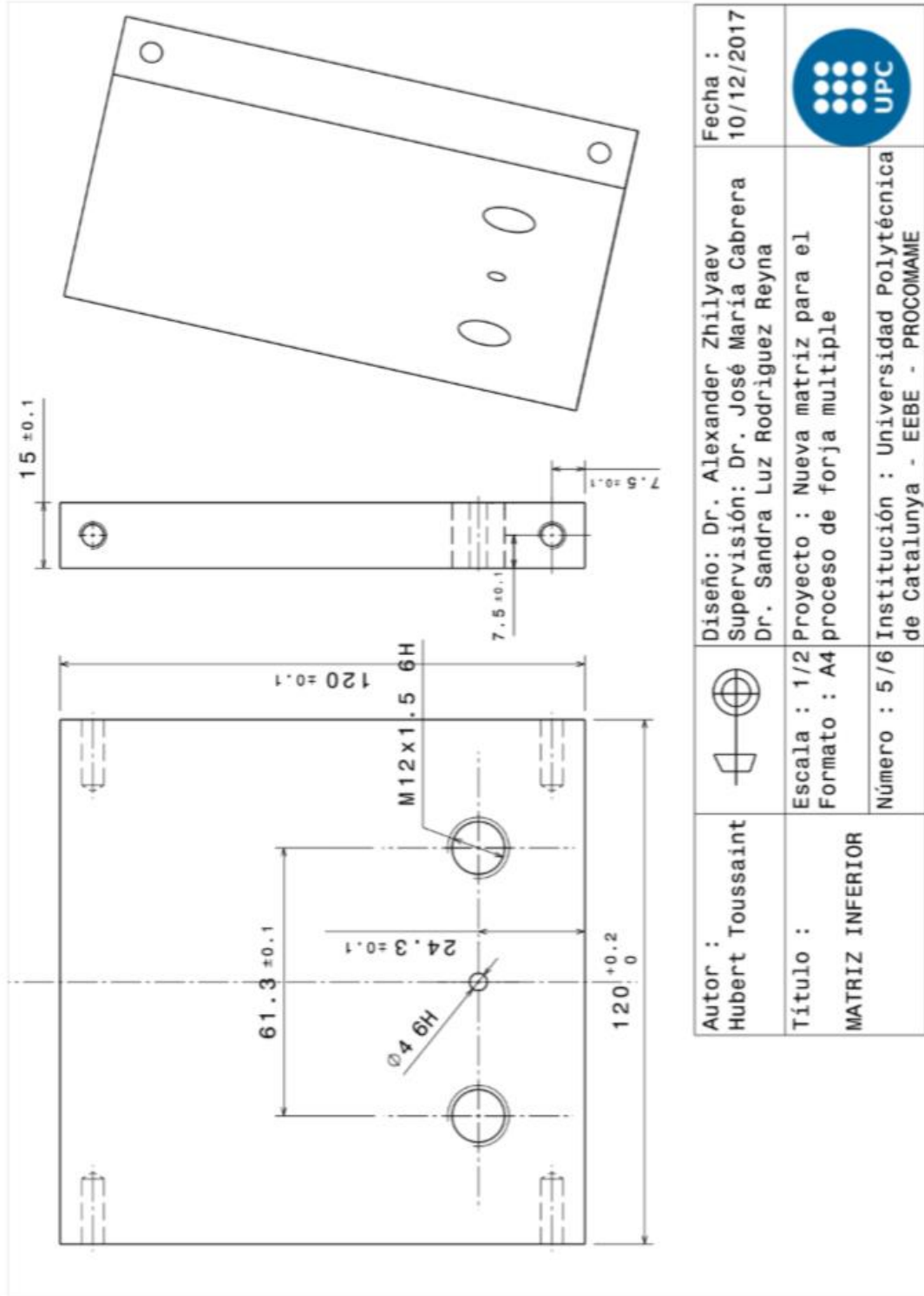


<p>Autor : Hubert Toussaint</p>		<p>Diseño: Dr. Alexander Zhilyaev Supervisión: Dr. José María Cabrera Dr. Sandra Luz Rodríguez Reyna</p>	<p>Fecha : 10/12/2017</p>
<p>Título : GUÍAS LATERALES</p>	<p>Escala : 1/2 Formato : A3 Número : 3/6</p>	<p>Proyecto : Nueva matriz para el proceso de forja múltiple</p>	
<p>Institución : Universidad Polytécnica de Catalunya - EEBE - PROCOMAME</p>			

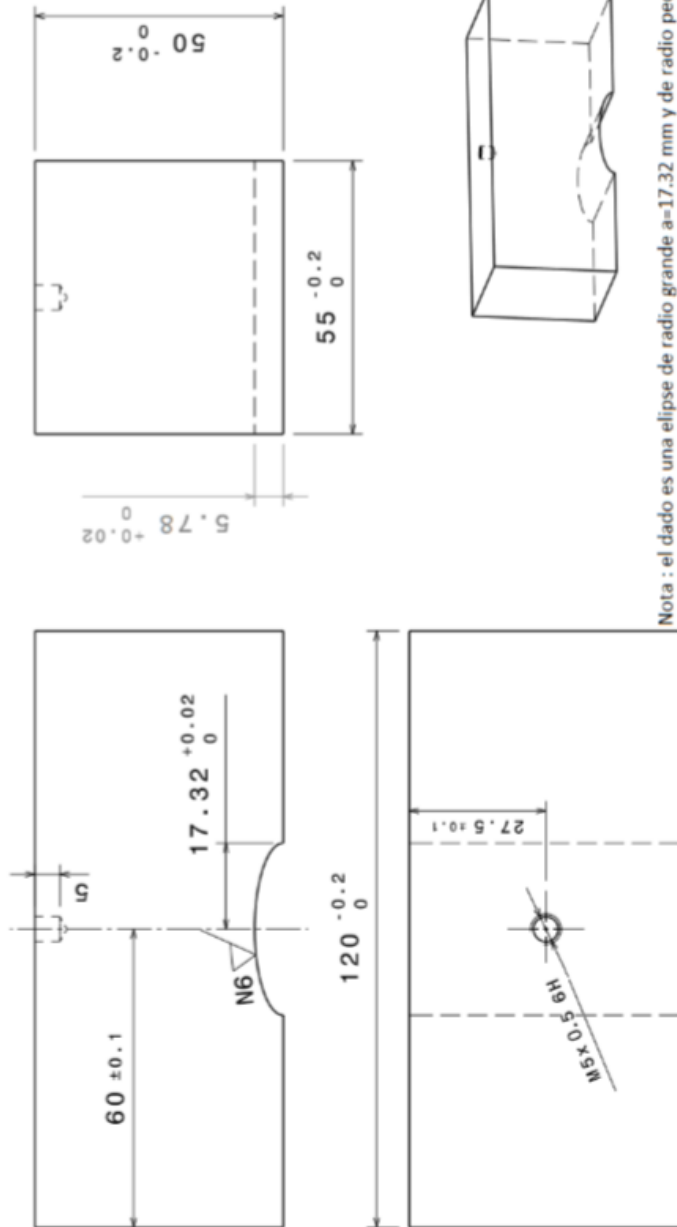
D.4 Pared



D.5 Pared con termopar



D.6 matriz superior



Nota: el dado es una elipse de radio grande a=17.32 mm y de radio pequeño b=5.78 mm

Autor : Hubert Toussaint		Diseño: Dr. Alexander Zhilyaev Supervisión: Dr. José María Cabrera Dr. Sandra Luz Rodríguez Reyna	Fecha : 10/12/2017
Título : MATRIZ SUPERIOR	Escala : 1/2 Formato : A4	Proyecto : Nueva matriz para el proceso de forja multiple	
Número : 6/6		Institución : Universidad Polytécnica de Catalunya - EEBE - PROCOMAME	

