



D-9305

T
673.72283
P397

ESCUELA SUPERIOR
POLITECNICA DEL LITORAL

Departamento de Ingeniería Mecánica

" CRITERIOS DE CALIFICACION DE CHAPAS DE ALUMINIO PARA
EMBUTICION PROFUNDA"

INFORME TECNICO

Previo a a la obtención del Título de :



BIBLIOTECA

INGENIERO MECANICO

Presentado por:

TOMAS LENIN PEÑAFIEL IBARRA

GUAYAQUIL - ECUADOR

1988

AGRADECIMIENTO



Al ING. IGNACIO WIESNER F.
Director de Informe Técnico,
por su ayuda y colaboración
para la realización
de este trabajo.

Al Ing. ANTONIO VITERI
por su ayuda y dirección
acertada durante la fase
experimental del presente
informe.

Al CIMEG por su colaboración
y ayuda.

D E D I C A T O R I A

A MI ESPOSA

A MIS HIJOS

A MIS PADRES

A MIS HERMANOS



DECLARACION EXPRESA

" La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en este Reporte Técnico, me corresponden exclusivamente; y, el patrimonio intelectual del mismo, a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL".

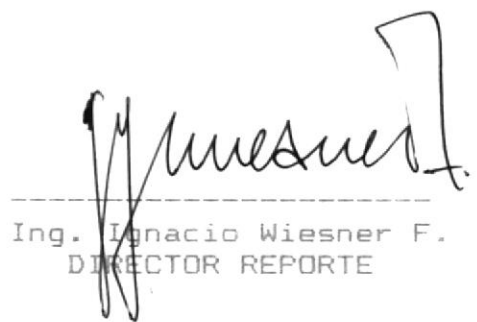
(Reglamento de Exámenes y Títulos profesionales de la ESPOL).



Tomás Lenín Peñafiel Ibarra



Ing. Nelson Cevallos
DECANO



Ing. Ignacio Wiesner F.
DIRECTOR REPORTE



Ing. Antonio Viteri
MIEMBRO TRIBUNAL

RESUMEN

El presente informe técnico es un estudio teórico práctico que realizó el autor para determinar la capacidad de embutición de las chapas de aluminio experimentando con láminas producidas en el país.

En la primera parte de este informe (Cap. 1, 2 y 3), hablamos sobre el aluminio, las aleaciones de aluminio más apropiadas para las operaciones de embutición y sus características principales. Hacemos un enfoque completo del proceso de embutición y, dando un mayor énfasis a los defectos que se presentan en la embutición y a los ensayos propios de embutibilidad.

Analizamos exhaustivamente el comportamiento de los metales en la recristalización haciendo hincapié en el estudio de los factores que intervienen en la misma.

En la segunda parte encontramos la parte experimental de este informe: la fabricación de las matrices para los ensayos, la preparación de las probetas para los respectivos ensayos y los cuadros de los resultados experimentales obtenidos, tanto de los test de dureza, ensayos de tracción, ensayos ERICHSEN y pruebas de embutición.

La última parte de este informe consta de la discusión de los resultados obtenidos y las recomendaciones que deben tomarse en cuenta en las industrias productoras de chapas para embutición.

INDICE GENERAL



RESUMEN

INDICE GENERAL

INDICE DE FIGURAS

INDICE DE ABREVIATURAS

INTRODUCCION

I.- ANTECEDENTES

1.1.- Historia del aluminio y su conformado.

1.2.- Aleaciones usadas en la embutición.

1.3.- Productos de embutición.

2.- PROCESO DE EMBUTICION

2.1.- Fundamentos teóricos del proceso.

2.2.- Herramientas necesarias para el proceso.

2.3.- Factores involucrados en el proceso:

- a) Relación de embutición
- b) Velocidad de embutición
- c) Presión del apretachapas
- d) Esfuerzo de embutición
- e) Lubricación, y
- f) recocido.

2.4.- Alternativas del proceso de embutición.

2.5.- Defectos de embutición.

2.6.- Pruebas de embutibilidad.

3.- PROCESO DE RECRISTALIZACION

3.1.- Fundamentos metalúrgicos del proceso.

3.2.- Factores que influyen en la recristalización.

- a) Tiempo, temperatura
- b) Deformación previa
- c) Pureza del metal
- d) Tamaño inicial del grano.

4.- POSIBILIDADES DE EMBUTICION.

4.1.- Ensayos de embutición.

4.2.- Diseño y fabricación de una matriz para ensayo ERICHSEN.

4.3.- Preparación de probetas para ensayos de embutición.

4.4.- Preparación de equipos de embutición.

4.5.- Tratamientos térmicos.

4.6.- Determinación de dureza.

4.7.- Estudio de microestructuras.

4.8.- Determinación de fuerzas de embutición.

5.- RESULTADOS.

5.1.- Efecto de la presión del apretachapas.

5.2.- Efecto del tratamiento térmico.

5.3.- Efecto de la lubricación.

5.4.- Efecto de la velocidad de embutición.

5.5.- Efecto del radio del pinzón.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

APENDICES.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

INDICE DE FIGURAS

- 2.1.1.- Embutición sin pisador
- 2.1.2.- Repartición del metal en la embutición cilíndrica
- 2.1.3.- Embutición con pisador plano
- 2.1.4.- Embutición cilíndrica
- 2.3.1.- Diagrama para comprobación del % de reducción en la embutición de copas.
- 2.3.2.- Esfuerzo de embutición profunda, ejemplo con estrado.
- 2.3.4.- Relación entre el grado de trabajado previo en frío, temperatura de recocido y tamaño del grano resultante.
- 2.6.1.- Ensayo de plegado
- 2.6.2.- Ensayo erichsen
- 2.6.3.- Ensayo persoz
- 2.6.4.- Ensayo KWI
- 2.6.5.- Ensayo Jovignot
- 2.6.6.- Ensayo Fukui
- 2.6.7.- Ensayo Sachs
- 3.1.1.- Curva esfuerzo-deformación
- 3.1.2.- Representación esquemática de la Recristalización
- 3.1.3.- Influencia de la deformación previa en la temperatura de comienzo de la recristalización del cobre.
- 3.1.4.- Influencia del tiempo y de la temperatura de recocido.
- 3.2.1.- Influencia del trabajo en frío sobre el tamaño de

grano obtenido en un acero bajo de carbono.

4.1.1.- Matrices para embutición

4.1.2.- Punzón

4.1.3.- Apretachapas

4.2.1.- Matriz para ensayo ERICHSEN

4.7.1.- Tamaño de grano de metales y aleaciones



conocimientos técnicos que les han permitido obtener
adquirido, por experiencia personal, unos
ser una técnica nueva, y quienes la emplean han
La embutición en frío de chapas finas está lejos de
conductividad eléctrica.

por su ligereza, su inalterabilidad y su
El aluminio se emplea ante todo, en el estado puro,
clásicos.

carbón no se puede realizar por los procedimientos
tal que la reducción directa de su óxido por el
En fin la afinidad del aluminio hacia el oxígeno es
aluminio, sino, hacia el hierro.

antiguo orientó por su aspecto, no hacia el
La bauxita, el mineral de aluminio, desde muy
la atención de los antiguos buscadores de minerales.
presenta no ofrecen las características que llamaban
otra parte las rocas o tierras en las cuales se
Silicio, no se encuentra jamás en estado nativo; por
es el más extendido por la naturaleza, después del
este metal obedece a diversas razones, pues si bien
último. El carácter tardío del descubrimiento de
aluminio apenas se remonta más allá del siglo
se conocen desde hace mucho tiempo, la historia del
Mientras que la mayoría de los metales industriales
1.1. HISTORIA DEL ALUMINIO Y SU CONFORMADO.

ANTECEDENTES

CAPITULO I

resultados espectaculares en este campo. La investigación científica puede aportar mucho al esfuerzo común de hacer evolucionar las técnicas de embutición y para ello dispone de dos medios, uno de ellos consiste en el estudio de las nuevas formas de trabajo por alta energía (explosión, descarga eléctrica) o por métodos que utilizan punzones o matrices fluidas; el otro, en mejorar la calidad de los materiales de embutición de manera que les permita conseguir los mejores resultados, tanto con los procedimientos convencionales de embutición como con las nuevas técnicas.

Este trabajo solo se puede llevar a cabo mediante un riguroso control de las calidades, tanto en el momento de su puesta a punto como en el de su fabricación.

Se entiende por "embutición" al conformado de una chapa de metal generalmente plana, en una superficie hueca de extensión no desarrollable, teniendo lugar la deformación más o menos teóricamente con superficie y espesor constantes. Este trabajo se efectúa con matrices especiales para cada caso, las cuales están montadas en una prensa. Se puede decir que la embutición es todavía en gran parte un verdadero arte y que en ella los datos empíricos casi constituyen la única regla.

Durante mucho tiempo, el trabajo de embutición del

aluminio fue patrimonio de los especialistas de una industria, tal como la de los fabricantes de baterías de cocina, o la de los constructores de aparatos para la industria aeronáutica, etc. Una vez que ya se ha desarrollado la industria, podemos decir, que cualquier embutidor puede tener la ocasión de trabajar con el aluminio y sus aleaciones.

1.2. ALEACIONES USADAS EN LA EMBUTICION.

Las aleaciones maleables 1100, 3003 son muy dúctiles y muy familiares con las operaciones de embutición. Las características de estas aleaciones que son importantes para el proceso de embutición son su relativa baja resistencia a la tracción, su baja dureza superficial y su bajo módulo de elasticidad. La baja resistencia a la tracción y dureza superficial, hacen necesario un ajuste preciso de las presiones del apretachapas, que el radio del punzón y el claro entre este y el dado sean suficientes, y que las superficies de trabajo estén bien pulidas y lubricadas convenientemente. El bajo módulo de elasticidad incrementa la tendencia de las láminas a la formación de arrugas y repliegues bajo el apretachapas o en el radio del dado, y obligan a que la razón espesor-diámetro del disco observe cuidadosas consideraciones.



BIBLIOTECA

Teóricamente cualquiera de las aleaciones de aluminio laminado pueden ser usadas en embutición, sin embargo, en la práctica solamente unas pocas son usadas en producción de gran escala.

La mayoría de las piezas de aluminio son embutidos de 1100 y 3003, pues estas son las aleaciones con mayor embutibilidad y son las más utilizadas para utensilios de cocina. La aleación 3003 es usualmente preferida para la aplicación mencionada antes, debido a su apreciable mayor resistencia a la tracción, a pesar de su mayor costo. Sin embargo, cuando se necesita aleaciones de grado alto de embutibilidad, la aleación 1100 es ligeramente superior.

1.3. PRODUCTOS DE EMBUTICION.

Las piezas embutidas de aluminio y sus aleaciones son numerosas y de formas variadas. Las más fáciles de fabricar son las que tienen las paredes laterales perpendiculares al disco plano, con el fondo con forma o sin ella y en las que la chapa se mantiene mientras dura la operación entre el punzón, que constituye la forma interior de la pieza y la matriz, que da la forma exterior. Es lo que se denomina embutición guiada.

En esta categoría se pueden distinguir las piezas cilíndricas de revolución, que son las más simples

por ser las de mayor simetría y las piezas con forma cualquiera, entre las que tenemos las formas geométricas clásicas.

Las piezas que no poseen pared perpendicular al disco plano, en las que la chapa no está tendida entre el punzón y la matriz durante el trabajo, se hacen por embutición no guiada. Están clasificadas en esta categoría las piezas semiesféricas, las cónicas y las del tipo de carrocería de automóvil.

CAPITULO II

PROCESO DE EMBUTICION

2.1. FUNDAMENTOS TEORICOS DEL PROCESO.

Examinemos la operación en el tipo más sencillo de embutición: el de una pieza cilíndrica de revolución, efectuada sin apretachapas. Esta operación consiste en introducir el disco con la ayuda de un punzón de las dimensiones interiores de la pieza a obtener, en un agujero circular denominado matriz, de las dimensiones exteriores de la pieza (fig. 2.1.1). En el disco de la figura 2.1.2, está dibujada una circunferencia concéntrica de diámetro d , la cual formará el fondo de la pieza embutida y, que por lo tanto, no sufrirá deformación; para formar las paredes laterales se puede pensar en trazar sobre la superficie anular de este disco, una serie de pequeños rectángulos, tales como el a , b , c , d , los cuales, plegados por la base, estarán en condiciones de cerrar lateralmente la pieza. Vemos entonces que subsisten pequeños triángulos tales como el cde de metal sobrante; este excedente de metal (en este caso positivo, pero eventualmente negativo, según la forma de la pieza), es el que caracteriza la dificultad en la embutición. Se observa igualmente en la figura 2.1.2, que el perímetro πD del disco se convertirá después del conformado en πd , valor mucho más

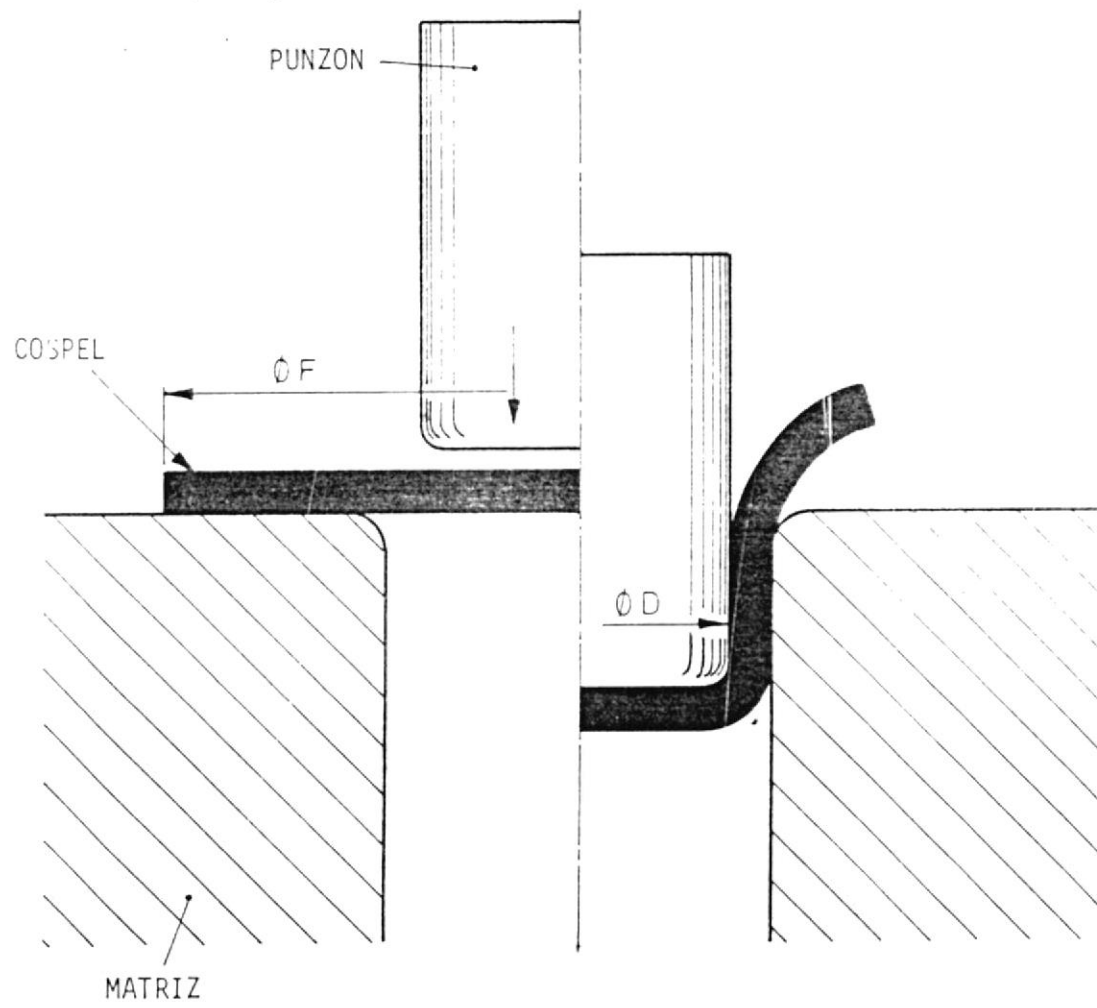


Fig. 2.1.1 EMBUTICION SIN PISADOR

BIBLIOTECA



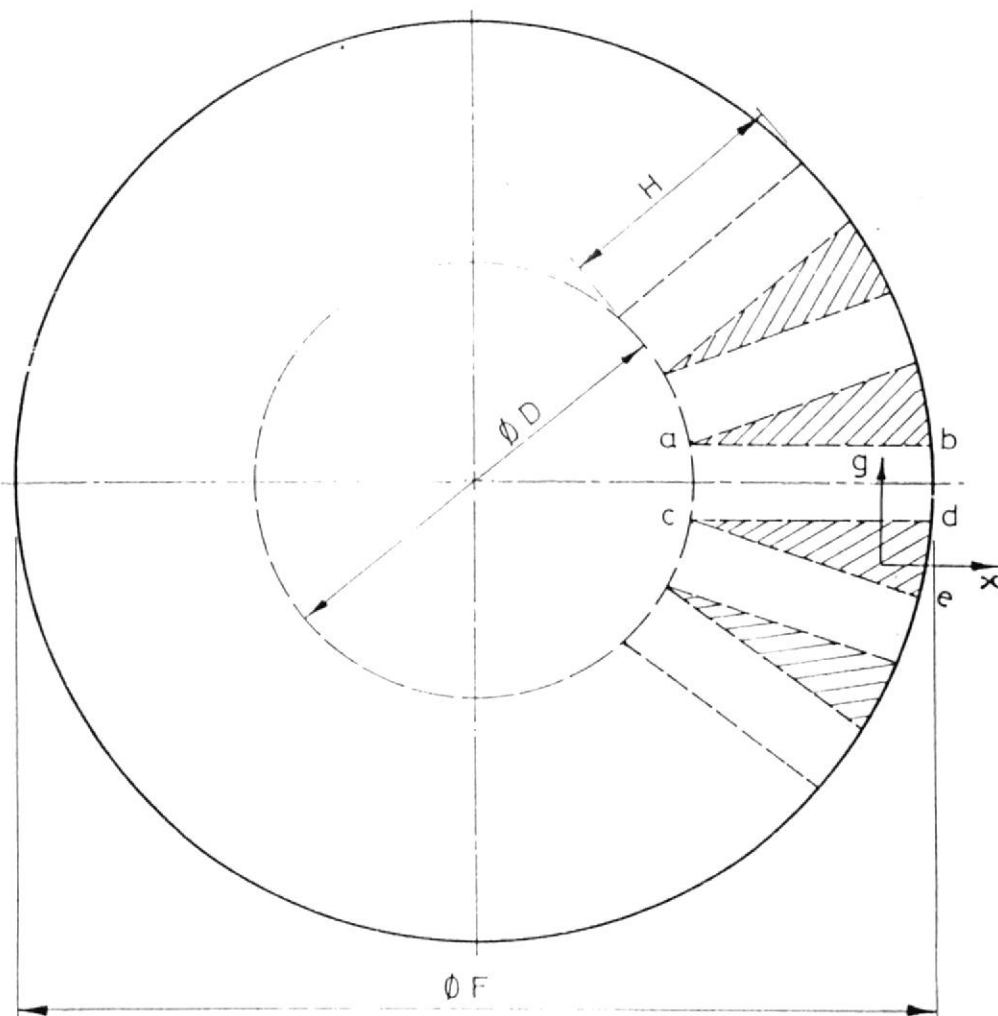


Fig. 2.1.2 REPARTICION DEL METAL EN LA EMBUTICION CILINDRICA.

pequeño; esta disminución en la longitud del perímetro del disco no puede ser obtenida más que por un desplazamiento del metal en su masa, bajo la forma de pliegues. Fácilmente se puede imaginar que estos pliegues tendrán una amplitud creciente a partir del diámetro d , alcanzando su máximo valor en la periferia del disco; la embutición es tanto más difícil cuanto más grande es la amplitud máxima de los pliegues, o dicho de otra manera cuanto mayor sea la altura de del triángulo de la figura 2.1.2, pues entonces el disco D es más grande, con relación al diámetro d . Esta dificultad en la embutición, puede ser caracterizada por el coeficiente de reducción del contorno exterior del disco, es decir, por $\pi D/\pi d = D/d$. Este coeficiente se denomina normalmente relación de embutición; en Francia se utiliza, generalmente, la relación inversa d/D denominada coeficiente de embutición.

Podemos predecir a priori que en un utillaje como el indicado en la figura 2.1.1, nada impide al metal anular del disco desplazarse en el sentido perpendicular al plano de la figura 2.1.2, produciendo por recalado los pliegues que se han indicado anteriormente. Un medio sencillo de impedirlo consiste en utilizar un utillaje con pisador (fig. 2.1.3), en el cual dicho pisador presiona la chapa contra la matriz impidiendo

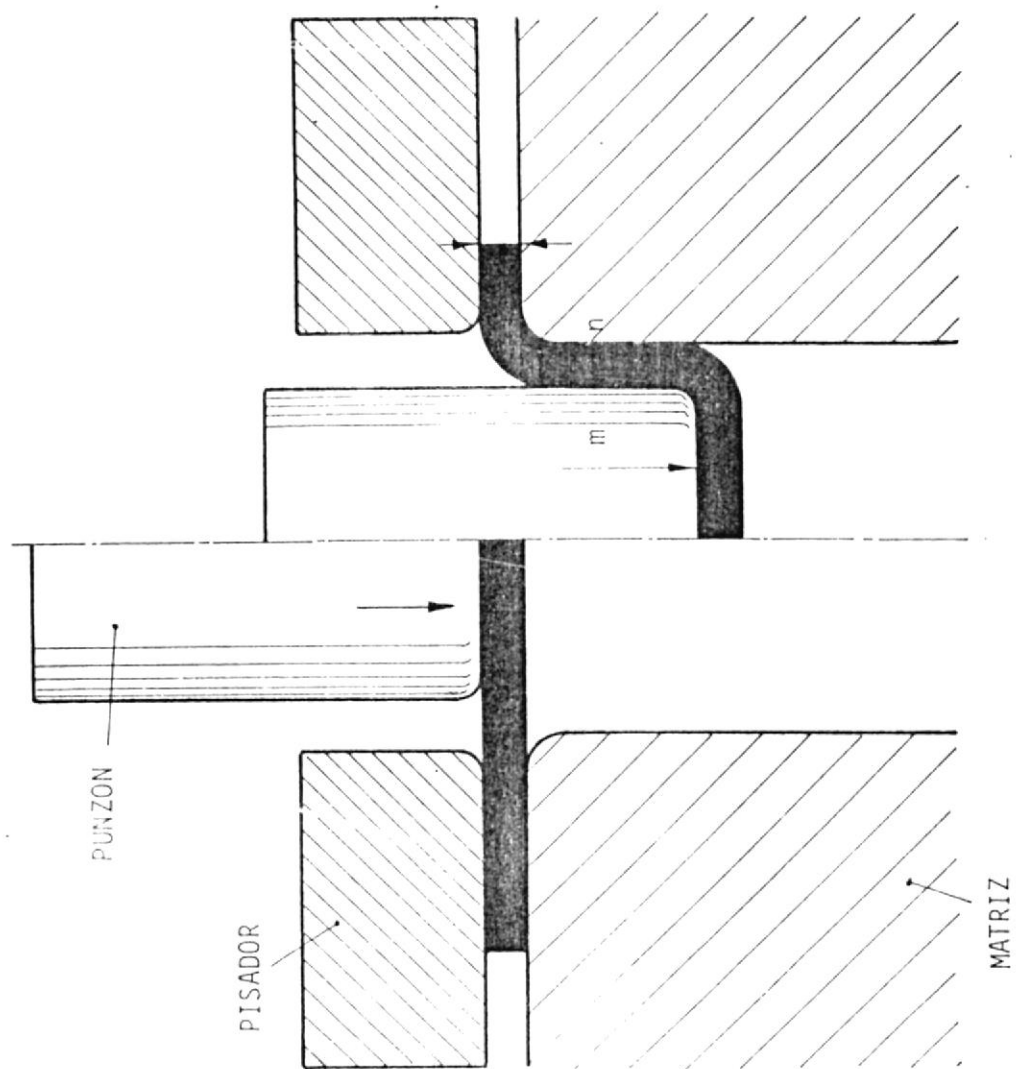


Fig. 2.1.3 EMBUTICION CON PISADOR PLANO.

teóricamente al metal desplazarse en el sentido perpendicular al plano de la figura 2.1.2. Nada le impide, por el contrario, desplazarse en el plano horizontal (sentido X de la figura 2.1.2). En fin, el desplazamiento del metal en la dirección Y es ciertamente el más interesante de estudiar, ya que este desplazamiento estará reprimido por la presencia del metal de los rectángulos y esta represión de mayor o menor importancia será una de las características intrínsecas del metal que más pesará en la embutición.

De una manera más general las sollicitaciones que se producen en una chapa durante una embutición profunda están indicadas en la figura 2.1.4.. En este esquema se observa a partir del centro del punzón, si éste tiene forma perfilada, una expansión biaxial; a continuación, en la zona redondeada del punzón se observa un plegado; en las paredes laterales embutidas en el curso del conformado se advierte una tracción uniaxial; en la zona redondeada del canto de la matriz observamos un doble plegado bajo tensión; en la superficie anular del disco bajo el pisador observamos sollicitaciones biaxiales de compresión tangencial y de tracción radial cuya suma es equivalente a la noción empírica denominada recalado. A la consideración de estas sollicitaciones es necesario añadir el fenómeno de

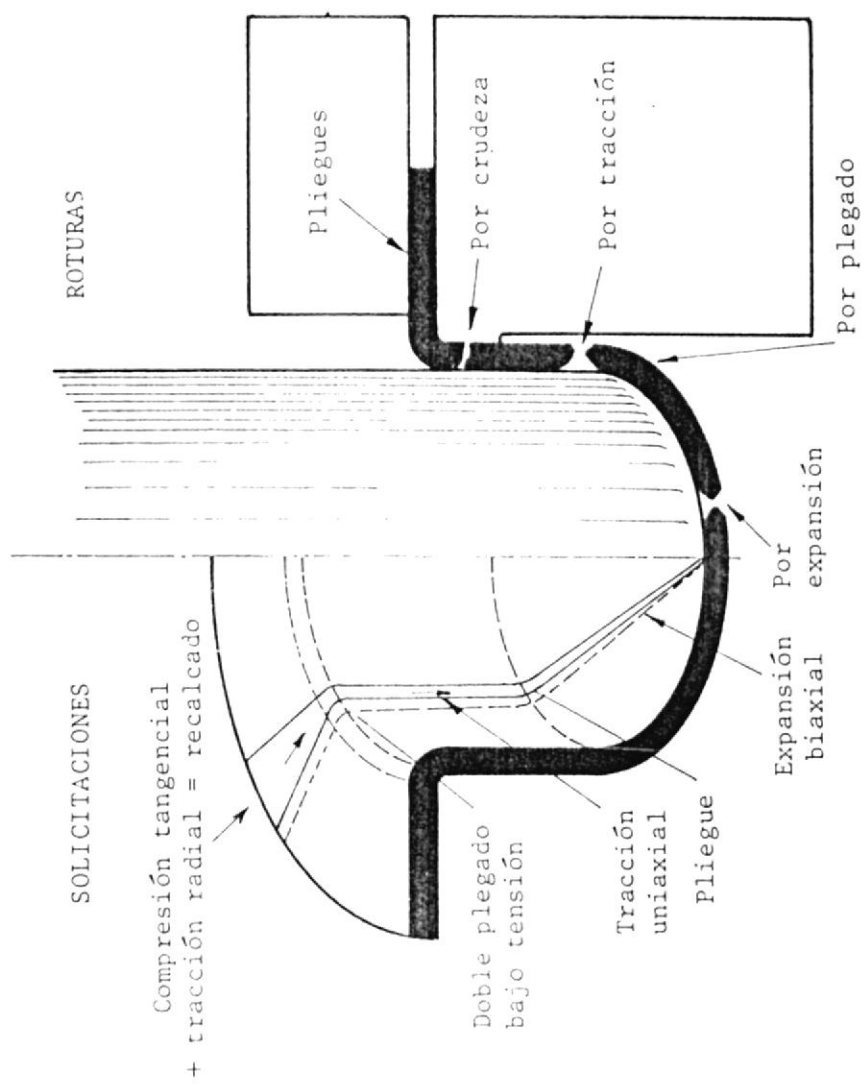


Fig. 2.1.4 EMBUTICION CILINDRICA, ANALISIS DE SOLICITACIONES



endurecimiento del metal por acritud durante su trabajo en frío, lo cual produce esencialmente el efecto de aumentar notablemente la carga de rotura y del límite elástico del metal, al mismo tiempo que produce la disminución del alargamiento, proporcionalmente a los coeficientes de deformación. Examinando las sollicitaciones producidas, se deducen las posibilidades de rotura o de defectos en una pieza embutida, los cuales están representados en la parte derecha de la figura 2.1.4. Si la rotura es debida a las sollicitaciones de expansión biaxial, se aprecia, aproximadamente a un tercio de altura de la figura formada a partir de la copa, una estricción circular, produciéndose muy a menudo la rotura antes de que las paredes laterales sean formadas. Es raro en las aleaciones de aluminio apreciar una rotura en la zona redondeada del punzón debido al plegado, no pudiéndose producir éste más que para un radio de curvatura en el canto del punzón apreciablemente demasiado pequeño, inferior al radio mínimo de plegado de la aleación en el espesor considerado. La rotura más frecuente se observa por la estricción del metal en la pared lateral embutida por encima de la curvatura del punzón. En esta zona, donde se originan esfuerzos de tracción uniaxial el metal se va endureciendo cada vez más por acritud, a partir de la zona redondeada del punzón; para una carga

dada, la estricción y la rotura se producen en la zona en que el metal está menos agrio, es decir por encima de la curvatura del punzón. Esta rotura es ocasionada por una sollicitación demasiado grande de tracción, debida, ya sea a un pisador demasiado apretado, ya sea un disco demasiado grande (el cual precisa para su embutición un esfuerzo exagerado), o bien debido a un frenado anormal del estirado del metal (estado rugoso de la superficie de los utillajes, mala lubricación, pliegues bajo el pisador). La rotura denominada "por acritud", se produce en general por debajo del radio de curvatura de la matriz. Se debe esencialmente a que en un disco demasiado grande la acritud que ha tomado la superficie anular del mismo, por efecto de las compresiones tangenciales sobre él ejercidas, le impide soportar el doble plegado bajo tensión impuesto por el radio de curvatura de la matriz. La rotura se produce sobre todo en los metales cuya velocidad de endurecimiento por acritud es elevada, como por ejemplo en la aleación A-65. Otra rotura en el mismo lugar puede también producirse, aunque presenta entonces un fenómeno de estricción; ésta se debe a un radio de curvatura matriz (radio de embutición) excesivamente pequeño. Cuando el metal no admite la compresión tangencial que se le exige en la parte anular del disco, hay desarrollos de

pliegues bajo el pisador los cuales, no pudiendo pasar por el radio de curvatura de la matriz, frenan exageradamente el deslizamiento del metal, produciendo, por lo tanto, una rotura en la zona más frágil de la embutición.

Resumiendo, las características intrínsecas del metal, que tienen un papel importante durante la operación de embutición, son esencialmente las siguientes: la carga de rotura, que será tanto más interesante cuanto mayores sean las sollicitaciones en las paredes laterales; el alargamiento, que debe ser elevado, ya que si el metal se desliza fácilmente, tendrá menos riesgos de estricción; la resistencia a la compresión tangencial bajo el pisador, más comúnmente denominada posibilidad de recalado, medido por la relación $\frac{R}{E}$ o por el coeficiente de embutición y el límite elástico. El metal es tanto más fácil de embutir cuanto más plástico o maleable sea, cuanto mayor sea la diferencia entre su carga de rotura y su límite elástico, o cuanto mayor sea el cociente relativo o absoluto de estas dos cantidades.

Comparando el aluminio y sus aleaciones con otros materiales generalmente utilizados en embutición, principalmente el acero y el latón, las diferencias relativas a estas últimas características son bastantes fundamentales. Las aleaciones de aluminio,

generalmente, embutidas en estado recocido, tienen una carga de rotura y un alargamiento muy inferiores a las de otros metales, pero por el contrario, con posibilidad de recalco mucho más importante; las aleaciones de aluminio resisten mucho mejor que el acero, la expansión biaxial y casi tanto como el latón de mayor título. Estas diferencias de características nos conducen a operaciones algo diferentes. Siendo los alargamientos menores, se evitan esfuerzos localizados y se aprovecha al máximo la posibilidad de recalco; así se evitan los conos, obtenidos por alargamientos de los fondos, pero se obliga al metal a formar una ancha barriga, corregida rápidamente por pisadas sucesivas, es decir, por recalco del metal. Desde el punto de vista de posibilidades absolutas de embutición, las realizaciones conseguidas con las aleaciones de aluminio, tanto en la embutición clásica como en la del tipo de carrocería de automóvil, no desdican en nada de las obtenidas a partir, por ejemplo del acero, a condición de utilizar una gama de operaciones convenientes.

2.2. HERRAMIENTAS NECESARIAS PARA EL PROCESO.

Prensas de embutición.- En embutición se utilizan prensas ya sean mecánicas o hidráulicas, las mismas que extraen la pieza y embuten el metal partiendo de

una cinta alimentada por medios mecánicos o manuales y, pueden ser de acción simple, doble o triple. Las prensas de doble acción son requeridas para la mayoría de los procesos de embutido profundo porque se puede mantener la fuerza del apretachapas más uniforme a lo largo de toda la carrera, con la ayuda de un resorte que actúa sobre el apretachapas.

Las prensas de embutición poseen invariablemente numerosos aditamentos, y con la adopción de otros accesorios que facilitan una producción rápida y fluida, las máquinas modernas pueden operar a velocidades de hasta 200 golpes por minuto, mientras que en algunas prensas de velocidad ultra-alta pueden efectuarse hasta 1000 golpes por minuto.

Los requerimientos del tonelaje, espacio del dado y la longitud de la carrera son las más importantes consideraciones en la selección de una prensa para embutido profundo, así como la condición del cigueñal y sus cojinetes.

Dados.— Los dados o matrices usados para la embutición son usualmente de los siguientes tipos básicos:

- a) Dados de acción simple,
- b) Dados de acción doble,
- c) Dados compuestos,
- d) Dados progresivos, y,
- e) Dados múltiples con mecanismos de transferencia.

La selección del tipo de dado depende primordialmente del tamaño de la pieza, severidad de la embutición y cantidad de piezas a ser producidas.

Apretachapas.- El propósito de un apretachapas es prevenir la formación de repliegues en el flanche, durante el proceso de embutición. Un apretachapas debe permitir el trabajo libre del metal que redunde en un aumento continuo del espesor, cuando el metal se desplaza hacia el interior. El mayor aumento de espesor suele presentarse en el borde externo de la copa, que es la zona donde sólo se han producido tensiones tangenciales de compresión.

El aumento de espesor está expresado por:

$$t_1/t = \sqrt{D/D_1}$$

Donde:

t_1 = espesor del flanche instantáneo.

t = espesor del disco.

D_1 = diámetro del flanche instantáneo.

D = diámetro del disco.

2.3. FACTORES INVOLUCRADOS EN EL PROCESO:

Los principales factores del proceso son:

- a) Relación de embutición
- b) Velocidad de embutición
- c) Presión del apretachapas
- d) Esfuerzo de embutición
- e) Lubricación, y

f) Recocido.

a) **Relación de embutición**

La relación de embutición se define como la razón del diámetro del disco al diámetro del punzón (D/d). Se ha establecido que para varias condiciones de embutición dadas, la carga del punzón se incrementa de una manera aproximadamente lineal con relación al diámetro inicial del disco y empieza a decrecer cuando llega a un punto llamado razón máxima de embutición. La razón de la altura de la copa al diámetro de la copa, algunas veces se usa como una expresión de la "Razón de Embutición". Sin embargo, esta relación varía con la embutibilidad del metal y la cantidad de engrosamiento o adelgazamiento de la pared de la copa. La embutibilidad de un metal también es expresada como un porcentaje de reducción del diámetro del disco al diámetro de la copa, expresada por:

$$\% \text{ de reducción} = 100 [1 - (d/D)]$$

Valores de porcentaje de reducción del diámetro del disco al diámetro de la copa, para formado de copas y reembutido cilíndrico en una prensa de doble acción provisto de un apretachapas están dados en la tabla N°1.

Observando la tabla N°1 vemos que el primer porcentaje de reducción o acopado es el 40%. En

general las fallas producidas en la copa durante el primer embutido no pueden ser mejoradas en los siguientes reembutidos del proceso y peor aún estos son agravados; especialmente si son resultados de una inestabilidad en la deformación los cuales llevan a la formación de arrugas, orejas o adelgazamiento del metal. Los recocidos intermedios frecuentemente no son necesarios y pueden ser descartados. Sin embargo, algunos metales no pueden ser reembutidos sin haber sido antes recocidos. La elevada resistencia de los metales debido al excesivo trabajado a que son sometidos antes del proceso de embutición, pueden producir desgaste o rotura de las herramientas de embutición. Adicionalmente, puede producir discontinuidad de la película de lubricación que origina rayaduras de las piezas de trabajo sobre las herramientas y guías.

En la figura 2.3.1., mostramos gráficamente el porcentaje de reducción de embutición a partir del diámetro del disco inicial y el diámetro de la copa, o del diámetro interior de una copa, a la siguiente. Este porcentaje de reducción está calculado a partir de la fórmula $100 [1-(d/D)]$.

La altura nominal de las copas resultantes de las reducciones de diámetro de 20, 30, 40 y 50% para discos de 5.08, 12.7, 25.4 y 50.8 cm. en el



BIBLIOTECA

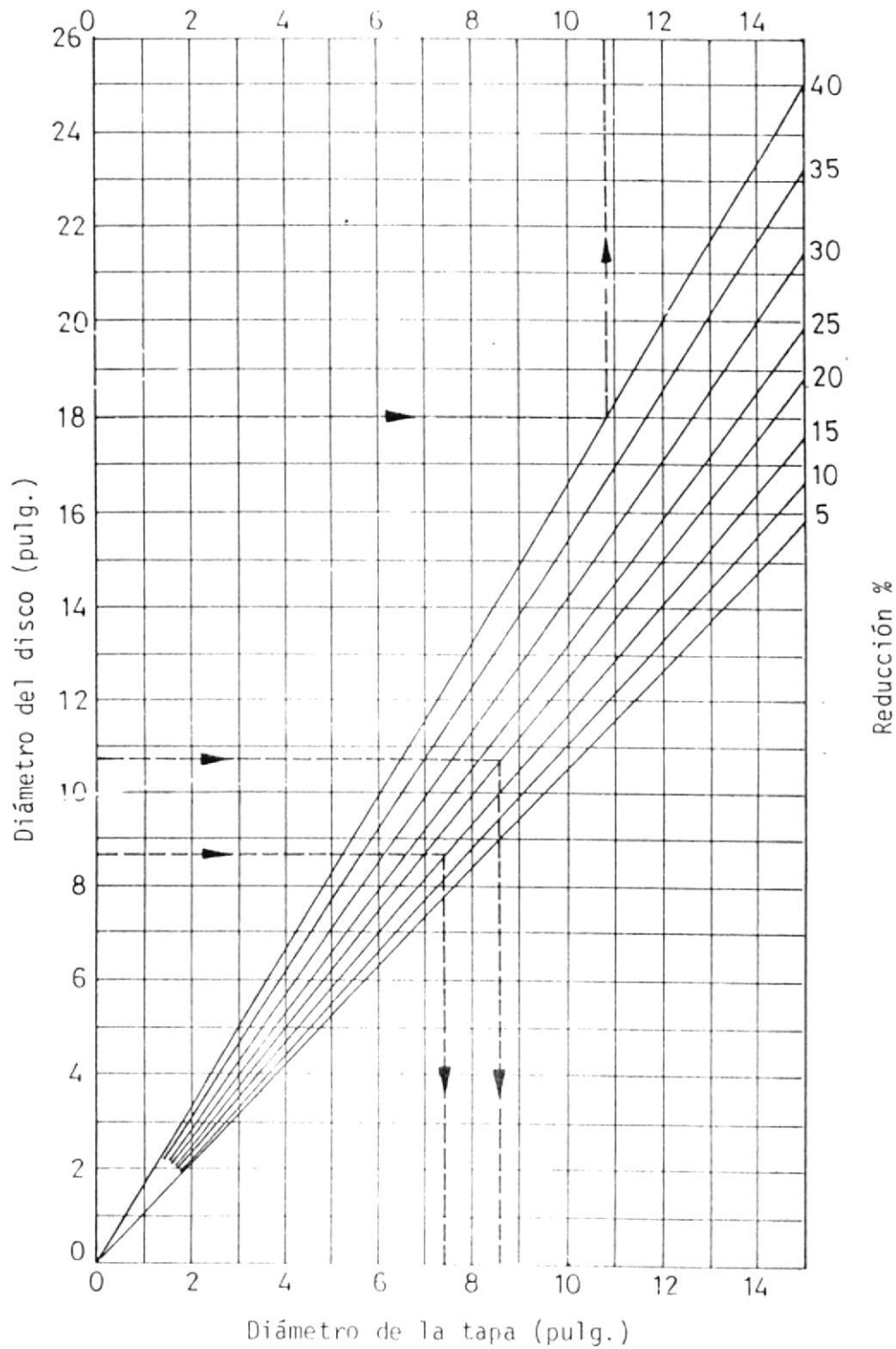


Fig. 2.3.1 DIAGRAMA PARA LA COMPROBACION DEL PORCENTAJE DE REDUCCION EN LA EM-BUTICION DE TAPAS.

diámetro estan dadas en la tabla Nº 2.

- b) **Velocidad de embutición.**- La velocidad de embutición es la que posee el punzón en el momento que hace contacto con el disco y empieza la deformación del mismo. Experimentalmente se ha demostrado con diferentes velocidades del punzón que esta no tiene, una influencia importante en la embutición de piezas cilíndricas. Sin embargo, según BLISS (BROAKLIN) existe una velocidad de embutición óptima para cada metal, para permitirle a este el tiempo necesario para pasar al estado plástico sin que se presenten deformaciones que afecten el proceso.

Para la embutición de piezas cilíndricas, estas velocidades son las siguientes:

Zinc, acero inoxidable	200 mm/s
Acero dulce	280 mm/s
Aluminio	500 mm/s
Latón	750 mm/s

Para la embutición de piezas no cilíndricas, son preferibles velocidades pequeñas pues de esta manera se amenora el riesgo de adelgazamiento de la pared.

Como una guía para las velocidades de embutición máximas recomendables tenemos la tabla Nº3.

- c) **Presión del apretachapas.**- Las operaciones de embutición someten al material del flanche (borde

de la chapa primitiva) a tensiones circunferenciales que producen pandeo en esa parte de la plancha, los dobleces así formados llegan a ser arrugas o repliegues en la pieza final. Se requiere entonces alguna fijación para controlar el flujo del metal. Esta sujeción adicional usualmente se obtiene por el uso de un apretachapas. El propósito del apretachapas es prevenir la formación de arrugas o repliegues en cualquier parte del flanche durante la embutición. Si la presión del apretachapas es demasiado grande la chapa queda frenada en exceso, puede producirse la rotura de la pieza embutida a la altura del radio de embutición de la matriz. La consecuencia de una presión insuficiente del apretachapas sería la formación de pliegues en la pared de la pieza. Si se registra la formación de pliegues a un solo lado de la pieza, esto significa que la presión del apretachapas no es regular, siendo menor en los sitios en que aparecen los pliegues.

La fijación necesaria en la embutición varía durante la carrera de la prensa como en el progreso de la embutición. Idealmente la presión del apretachapas debería ser menor al principio del proceso, incrementándose de acuerdo al progreso de la embutición y luego variarse

ligeramente de acuerdo como varía el espesor del flanche. Sin embargo esta variación de la presión del apretachapas no resulta práctico y se usan valores promedios. La presión óptima del apretachapas depende principalmente de la cantidad de reducción y el contorno de la matriz. Sin embargo, asumiendo un radio generoso de la matriz la fuerza sobre la sufridera varía poco para un amplio rango de espesamiento del metal y es aproximadamente proporcional al área de la porción del disco inicialmente sujeta por el apretachapas. Presiones aproximadas del apretachapas basadas en las propiedades mecánicas del metal, están dadas en la tabla N° 4.

d) **Esfuerzo de embutición.-**

La figura 2.3.2., representa un ejemplo de la curva del esfuerzo realizado por el punzón de embutición en función del tiempo o de la carrera, o también de la profundidad embutida en una prensa hidráulica. Se puede ver que el esfuerzo de embutición es casi constante durante toda la carrera presentando la curva del esfuerzo la forma de una meseta horizontal. Eventualmente, hacia el final de la embutición, esta meseta horizontal se deforma por un máximo debido al esfuerzo suplementario necesario para el estirado de una pared, que ha sido ligeramente engrasada y

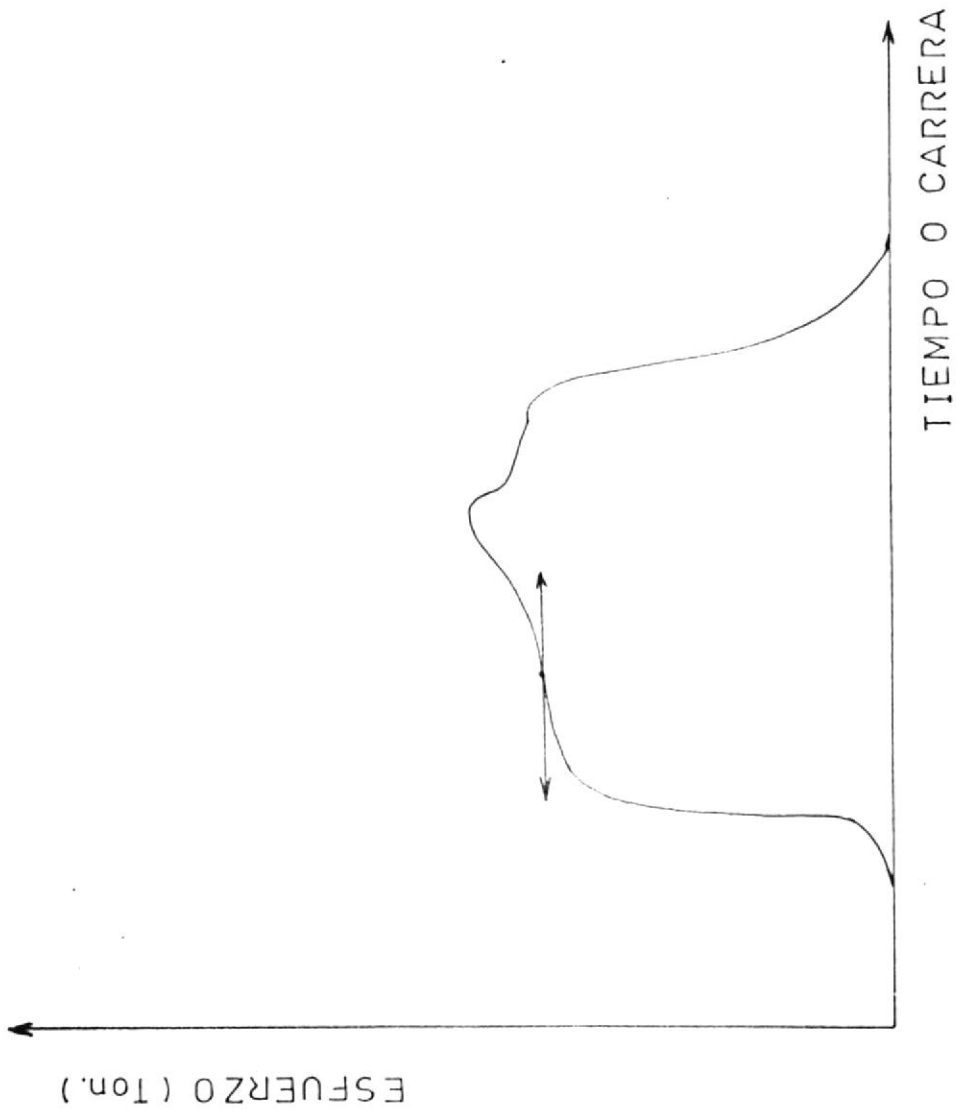


FIG. 2.32.- ESFUERZO DE EMBUTICION

MATERIAL PRECISION DEL APRETAQUAPAS
 1/5 mm2

ALUMINIO	0.12
ZINC	0.15
	0.16
CATON	0.2
ACERO INOXIDABLE	0.2
ACERO	0.25
CHAPA ESTANADA	0.3

TABLA N°4.- PRECISION DE APRETAQUAPAS PARA ALGUNOS METALES
 RECOJIDOS.

que pasa entre un utillaje sin juego.

Todas las fórmulas que indican el valor del esfuerzo de embutición son de la forma $P = \pi d e R K$, donde P es el esfuerzo del punzón en kilogramos, d es el diámetro de la pieza embutida en mm, e es el espesor de la chapa en mm, R la resistencia del metal a la tracción en kg/mm^2 y K un coeficiente experimental.

La antigua fórmula de Schuler, da los coeficientes K variables, con el valor d/D , es decir, con la dificultad de embutición:

$K = 1.00 \quad 0.93 \quad 0.86 \quad 0.79 \quad 0.72 \quad 0.66 \quad 0.60$
 $0.55 \quad 0.50 \quad 0.45 \quad 0.40$

$\frac{d}{D} = 0.55 \quad 0.575 \quad 0.60 \quad 0.625 \quad 0.650 \quad 0.675 \quad 0.70$
 D

$0.725 \quad 0.75 \quad 0.775 \quad 0.80$

Esta fórmula indica que el esfuerzo de embutición es estrictamente igual a $\pi d e R$ (producto igual al valor de la resistencia de las paredes laterales de la pieza) para las embuticiones más difíciles, mientras que sería muy inferior a este valor para las embuticiones fáciles.

Bliss da [$K = (D/d) - 0.6$ a $0.7 - (R/100)$]. Sabiendo que D/d puede alcanzar el valor 2 para las embuticiones difíciles y que la carga de rotura de las aleaciones de aluminio es pequeña, el valor K puede ser superior a la unidad; esto, en

efecto, es muy normal, ya que en realidad, debido a la acritud que toma el metal por el trabajo en frío, las paredes de la pieza embutida tienen una resistencia superior a $\pi d e R$.

Las medidas sistemáticas del esfuerzo durante la embutición cilíndrica de revolución de las aleaciones de aluminio, han permitido determinar coeficientes experimentales K más preciso que los de las fórmulas precedentes. Se ha encontrado:

- Para $e=0.5\text{mm}$: $K = [(D/d)+0.16-(R/35)]; \pm 20\%$ apr.
- Para $e=1.0\text{mm}$: $K = [(D/d)-0.50-(R/70)]; \pm 10\%$ apr.
- Para $e=2.0\text{mm}$: $K = [(D/d)-0.70-(R/70)]; \pm 10\%$ apr.
- Para $e=4.0\text{mm}$: $K = [(D/d)-0.90-(R/100)]; \pm 10\%$ ap.

e) **Lubricación.**- El embutido y formado de materiales son operaciones que requieren lubricación para reducir la fricción entre la herramienta y el metal de trabajo. Las presiones que intervienen son altas y la ausencia de lubricación y de los efectos refrigerantes y antifriccionantes de esta, causarían rayaduras excesivas en el metal y las herramientas y en muchos casos roturas en la pieza embutida.

Se utilizan dos tipos de lubricantes: lubricantes populares y lubricantes para presiones extremas.

- Los lubricantes populares son aquellos capaces de lograr una absorción, ya sea física o química sobre la superficie sólida para formar una

película delgada, irremovible por medios mecánicos que proporciona lubricación bajo altas cargas.

- Los lubricantes para presiones extremas son capaces de reaccionar químicamente con superficies sólidas bajo condiciones de frotamiento, previniendo la soldadura y proporcionando productos de la reacción de lubricación sobre la superficie. Estos lubricantes permiten altas cargas unitarias con un mínimo de desgaste y daño de la superficie.

Los lubricantes típicos de esta clase contienen compuestos de sulfuros, cloruros y/o fosfuros como ingredientes químicos activos.

A continuación se da una guía para la selección de lubricantes adecuados para cada operación. Se define como operación fácil (15% o menos de reducción), a aquellos en que se ejecuta un pequeño embutido en aceros de bajo carbono. Operación ordinaria (25% de reducción) como la que tiene un embutido profundo en aceros de bajo carbono. Operaciones severas (50% o más de reducción), incluyen planchado.

Embutido de aluminio

Operaciones fáciles:

1.- Aceite mineral, debe aumentarse la viscosidad cuando aumentan las exigencias de la operación.

2.- Aceites grasos en mezcla con aceites minerales (10 - 20% de aceite graso) o gelatina de petróleo.

Operaciones ordinarias:

- 1.- Cebo o parafina
- 2.- Mezcla de aceites grasos sulfonados (10-15%), preferiblemente enriquecidos con 10% de aceites grasos.

Operaciones Severas:

- 1.- Película de jabón o cera
- 2.- Mezclas de aceite mineral o aceites grasos o aceites sulfonados con rellenos finos.
- 3.- Emulsiones de manteca y jabón más rellenos finos.

f) **Recocido.**- Un proceso de recocido tiene lugar en tres etapas: alivio de esfuerzos, recristalización y crecimiento del grano. Estos cambios no tienen lugar en forma instantánea, de manera que, en particular a bajas temperaturas, debe dejarse transcurrir el tiempo suficiente, para que se lleve a cabo cada una de estas etapas. Cuando la temperatura a la que se lleva el metal trabajado en frío es lo bastante elevada, el proceso completo tiene lugar tan rápidamente que parece instantáneo; pero a temperaturas bajas la influencia del tiempo puede determinarse con facilidad. El grado de

recuperación y crecimiento del grano, dependen parcialmente del tiempo y temperaturas empleadas en el proceso. La velocidad de crecimiento de los nuevos cristales durante la recristalización, depende también de la cantidad de deformación durante la operación previa del recocido.

La figura 2.3.3, ilustra el tipo de relación que existe entre la temperatura de recocido, grado de trabajado previo en frío (expresado en porcentaje de reducción de espesor), temperatura de recristalización y tamaño resultante del grano.

Por consiguiente si el material se suministra como lámina en el estado recocido, (posiblemente para procesos de embutición) deberá trabajarse intensamente en frío en la última operación previa al proceso final de recocido, para de esta manera obtener un tamaño de grano satisfactorio.

Recocido de chapas de aluminio para embutición.

La temperatura de recristalización del aluminio puro desciende al aumentar la cantidad de trabajado en frío previo. Aumenta con la presencia de impurezas y con los constituyentes de aleación presentes. Sin embargo para que la recristalización pueda proceder con rapidez es necesario que se exceda la temperatura de recristalización. En consecuencia, aún cuando esta temperatura para el aluminio puro se

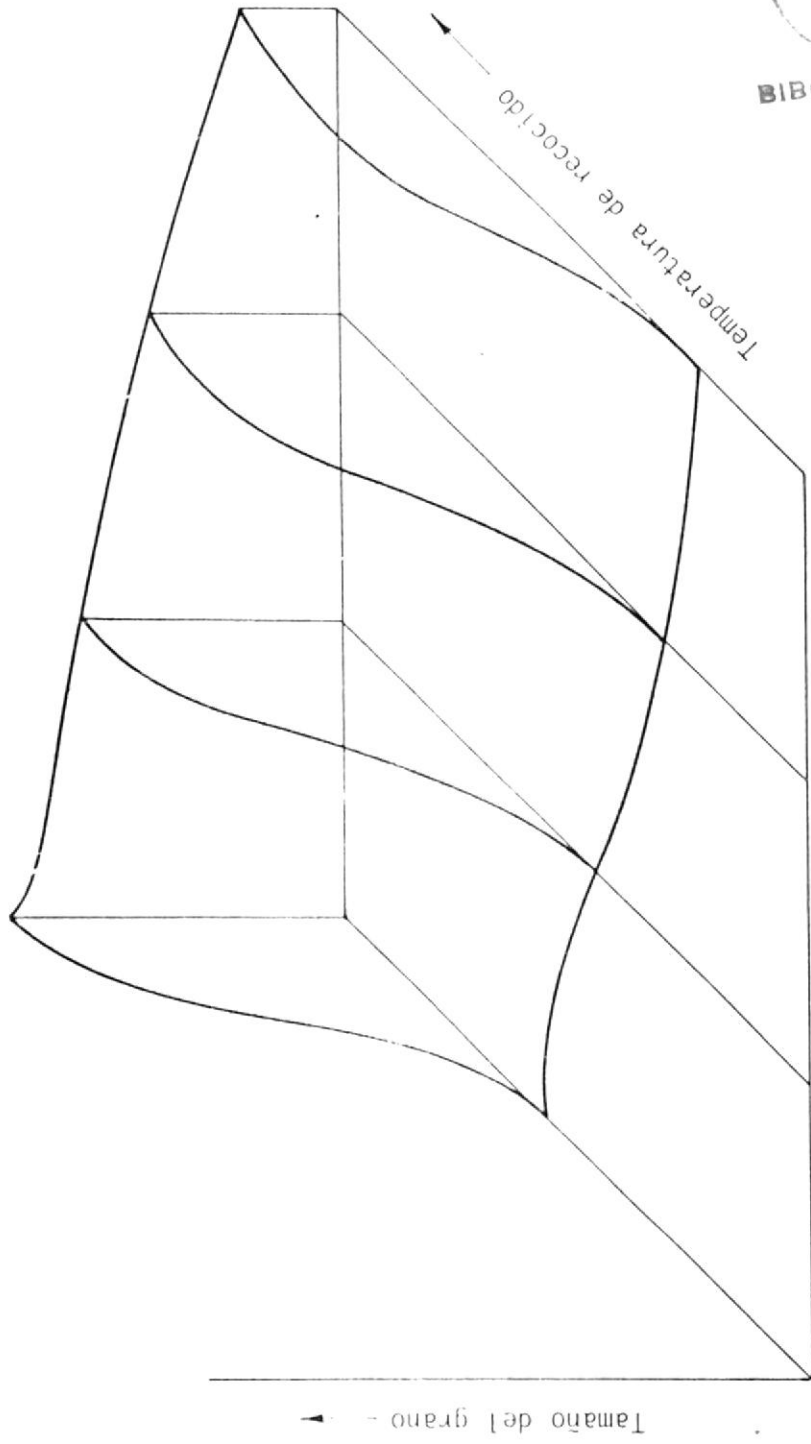


Fig. 2.3.4 RELACION ENTRE EL GRADO DE TRABAJADO PREVIO EN FRIO, TEMPERATURA DE RECOCIDO Y TAMAÑO DEL GRANO RESULTANTE



encuentra solo en la región de los 150°C, en la práctica industrial se usan comúnmente temperaturas entre 340°C y 420°C para recocer aluminio y sus aleaciones, trabajadas en frío. Frecuentemente son necesarias temperaturas aún más altas para volatilizar los residuos de lubricantes usados en el proceso.

Para asegurar la formación de la estructura deseada de grano fino en el material recocido es necesario un control preciso de aquellos factores que determinan el crecimiento de un grano grande. La formación de un grano grande se debe al uso de altas temperaturas y largos períodos de tratamiento, por tanto deben mantenerse al mínimo tanto la temperatura como el tiempo de tratamiento, con tal que se logre la penetración completa del calor a toda la carga del horno.

La velocidad de calentamiento a través de la temperatura de recristalización debe ser tan rápida como sea posible ya que esto conduce a la formación de un grano fino.

El calentamiento del material a una temperatura demasiado elevada en una atmósfera rica en oxígeno conlleva a la oxidación excesiva en la superficie del metal. Un período prolongado de tratamiento agravará la condición. Aparte del control del tiempo y temperatura de tratamiento

al mínimo necesarios para la producción de propiedades satisfactorias, el único procedimiento alternativo es el de usar alguna forma de atmósfera protectora que conduzca a la producción de un acabado de superficie brillante o semibrillante.

Los lubricantes residuales pueden ser fuente de dificultad durante el recocido, porque algunos pueden sufrir descomposición durante el proceso, dejando manchas muy difíciles de quitar, además que impiden la transferencia rápida de calor, de la atmósfera del horno al metal.

Las grietas térmicas pueden ocurrir cuando se calientan demasiado rápidamente durante el recocido aleaciones que han sido trabajadas intensamente en frío. La capa superficial de la aleación se ablanda aún cuando existen esfuerzos internos considerables en el interior del material. El alivio de estos esfuerzos internos tiene lugar en forma automática, conduciendo al desgarramiento de la capa superficial más débil y blanda. El remedio es calentar lentamente el material con la mayor uniformidad, de manera que los esfuerzos internos se eliminen gradualmente.

2.4. ALTERNATIVAS DEL PROCESO DE EMBUTICION

Reembutición.- Es la operación de reducir una copa o

una pieza embutida, a un diámetro más pequeño. La reducción máxima teórica en una operación de embutición es del 50% y aún en las mejores condiciones posibles no se sobrepasa en una sola operación de embutición, una reducción del 60%.

Por lo tanto, no es posible obtener, en una sola operación, una copa que sea mucho más alta que su diámetro.

Los dos métodos básicos de reembutir son el DIRECTO O NORMAL Y EL INVERSO O INDIRECTO. En la reembutición directa, la superficie externa original de la copa sigue siendo la superficie externa de la copa reembutida.

En la reembutición inversa la copa se vuelve sobre sí misma, de manera que la superficie externa de la primera embutición se convierte en la interna de la copa reembutida.

La reducción por reembutición es siempre menor que la obtenida en la primera embutición, porque la fricción es esencialmente más elevada, la reducción en las operaciones sucesivas de embutición está también limitada por el progresivo endurecimiento por deformación. Si entre las reembuticiones se intercalan recocidos intermedios se podrán conseguir reducciones mucho mayores.

La mayoría de los metales admiten reducciones totales del 50-80% antes de que se haga necesario un

recocido.

Reembutición con planchado.- Las operaciones de reembutición en las que se produce una disminución apreciable del espesor de pared de la pieza de trabajo, se denominan operaciones de embutición con planchado o estirado.

El estirado o planchado se realiza restringiendo el juego entre el punzón y la matriz para que disminuya el espesor de pared por efecto de la presión radial.

Malformado.- Tratando de emplear herramientas mas baratas eliminando la necesidad de un dado, surgió el proceso GUERIN el mismo que ha encontrado aplicación en la producción de piezas de fuselajes aeronauticos de aleaciones ligeras. En este proceso el desplazamiento de un bloque de hule bajo presiones para que se adapte al contorno de un bloque de dado colocado entre el y la mesa de la prensa, permite la fabricación barata de formas, partiendo de laminas de metal. Las operaciones de embutición han tenido un éxito parcial ya que la falta de control sobre el metal que rodea el punzón conduce a la excesiva formación de arrugas.

Para vencer la tendencia a la formación de arrugas en los bordes de los vasos estampados, debido a la falta de soporte, se usa una placa de presión hecha de acero, para rodear al punzón, aplicando presión a esta placa por medio de un cilindro hidráulico.

El bloque de hule es, de hecho, un dado universal cuya forma se adapta al punzón, al progresar el embutido y aplicar presión.

Hidroformado.- En este proceso el bloque de hule sólido para malformar se substituye por un diafragma de hule, soportado por presión hidráulica. Este diafragma está sellado en la cabeza de la prensa para que resista las presiones hidráulicas elevadas usadas cuando la prensa trabaja a plena carga.

2.5. DEFECTOS DE EMBUTICION.

El defecto más grave de una pieza durante el proceso de embutición es el desarrollo de una grieta que destruye su integridad estructural. Pero una pieza también puede inutilizarse por adelgazamiento de la pared, o por pandeo y plegado de las regiones que han sufrido tensiones de compresión.

Otro defecto perturbador es la falta de exactitud en las dimensiones de la pieza conformada, producida por una recuperación elástica que impide ajustarse a las tolerancias admitidas. Estas fallas junto con otras menos importantes pueden presentarse debido a defectos del material o uso incorrecto de las técnicas de estampado.

En la embutición profunda de una copa, la causa de inutilización más frecuente es el desprendimiento del fondo de la misma, por desgarre de la chapa en la región más delgada, que es la que rodea al borde

del punzón. Este defecto puede evitarse dando un radio mayor al perfil del borde del punzón o también disminuyendo la presión de embutición. Cuando se producen grietas radiales en las pestañas o en los bordes de la copa, es indicio de que el metal no ha tenido la suficiente ductilidad para soportar la gran contracción de longitud de la circunferencia que se produce en esta región del disco. Este tipo de fallas ocurre con frecuencia en las reembuticiones subsiguientes a la primera embutición que no han tenido recocido intermedio.

Los pliegues en las pestañas o en los bordes de las copas resultan del pandeo de la chapa producido por una elevada tensión tangencial de compresión. Para evitar este defecto es necesario emplear tensiones del apretachapas suficientemente elevadas que impidan el pandeo. Los pliegues son muy difíciles de planchar, presentan dificultades para que embuta el anillo externo del disco y el resultado suele ser la formación de grietas longitudinales en el borde de la copa.

Las piezas fabricadas por conformación de las chapas suelen tener una gran extensión superficial, lo que las hace muy susceptibles a las marcas superficiales que perjudican el aspecto de la pieza. La rugosidad superficial muy señalada en la zona de las piezas que han sufrido deformación apreciable se suele



llamar piel de naranja porque se asemeja mucho a la superficie de una naranja. Para evitar esta desagradable condición superficial, es necesario un adecuado control del tamaño de grano de la chapa que se va a embutir.

La direccionalidad de las propiedades mecánicas (anisotropía) producida por la laminación y otros procesos primarios de trabajo pueden afectar a las posibilidades de manufactura del metal. Las fibras mecánicas tienen poco efecto sobre la formabilidad, pero el fibrado cristalográfico u orientación preferida (textura) pueden modificarla de manera importante. En la embutición profunda de copas, la anisotropía produce un defecto conocido con el nombre de orejas. Las orejas se forman en el borde de la copa, el cual en vez de ser una circunferencia plana se convierte en una línea ondulada inscrita en la superficie del cilindro, con puntos prominentes que son las llamadas orejas. Siempre se produce un número par de orejas, debe dejárselas crecer lo suficiente, para poder eliminarlas mediante un corte de acabado. La altura de las orejas varía directamente con el grado de intensidad de la textura que presenta la chapa. El que la textura sea más o menos marcada depende de las características de deformación del metal y de los ciclos de recocido a que se haya sometido.

La direccionalidad se produce precisamente en el plano de la chapa, pero aún en el caso de que no exista esta anisotropía y no se formen orejas, se puede observar a veces una diferencia entre las propiedades medidas en las direcciones paralelas a la superficie de la chapa y en las medidas en la dirección del espesor. Un material cuya relación de deformación (anchura/espesor) es igual a 1 es isótropo, mientras que si es mayor que 1 el material es anisótropo por lo que respecta del espesor; un material anisótropo es más resistente al adelgazamiento durante la deformación plástica.

2.6. PRUEBAS DE EMBUTIBILIDAD.

Ordinariamente para relacionar las calidades de los metales que han de someterse a acciones mecánicas, se realizan pruebas metódicas de tracción, torsión, dureza y fragilidad. Estas pruebas son insuficientes para las operaciones de embutido, porque de las mismas no se deducen valores precisos con referencia al espesor de las chapas.

Los ensayos más conocidos son los siguientes:

Ensayo de plegado

Ensayo Erichsen

Ensayo Persoz

Ensayo K.W.I.

Ensayo Swift

Ensayo Jovignot

Ensayo Fukui

Ensayo Sachs

ENSAYO DE PLEGADO (Fig. 2.6.1.).- Es un ensayo muy practico, controla la ductilidad de las chapas de espesores inferiores a 2.5 mm., consiste en tomar una probeta rectilínea del material a ensayar, de 30 a 50 mm de ancho y someterla a una sucesión de plegados en sentido alternativo, obligandola a adaptarse a un molde en los plegados a 90°, en el que la curva que une los dos lados del ángulo corresponda a un radio igual a 2.5 veces el espesor de la chapa; el número de doblados que se han podido realizar sin que se rompa servirá de comprobación de la calidad del material.

En el caso de plegado a 180°, el ensayo puede ser realizado usando calza de un espesor determinado o sin ella.

Para planchas de espesor superior a 2 mm, la curvatura de la probeta se hace sobre un mandril cuyo espesor es igual a 1e. Los métodos permiten determinar sobre la cara exterior de la probeta, deformación por extensión y las roturas eventualmente aparecidas en el metal. El angulo al cual aparecen las fisuras es un índice de la ductilidad del material.

ENSAYO ERICHSEN (Fig. 2.6.2.).- Este ensayo consiste

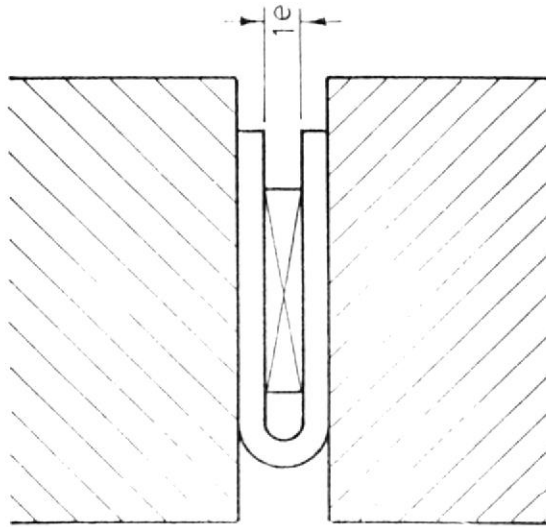
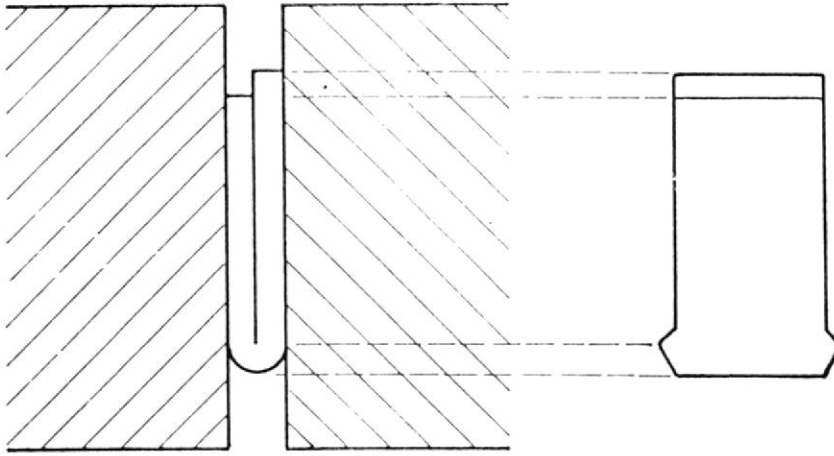


Fig. 2.6.1 ENSAYO DE PLEGADO

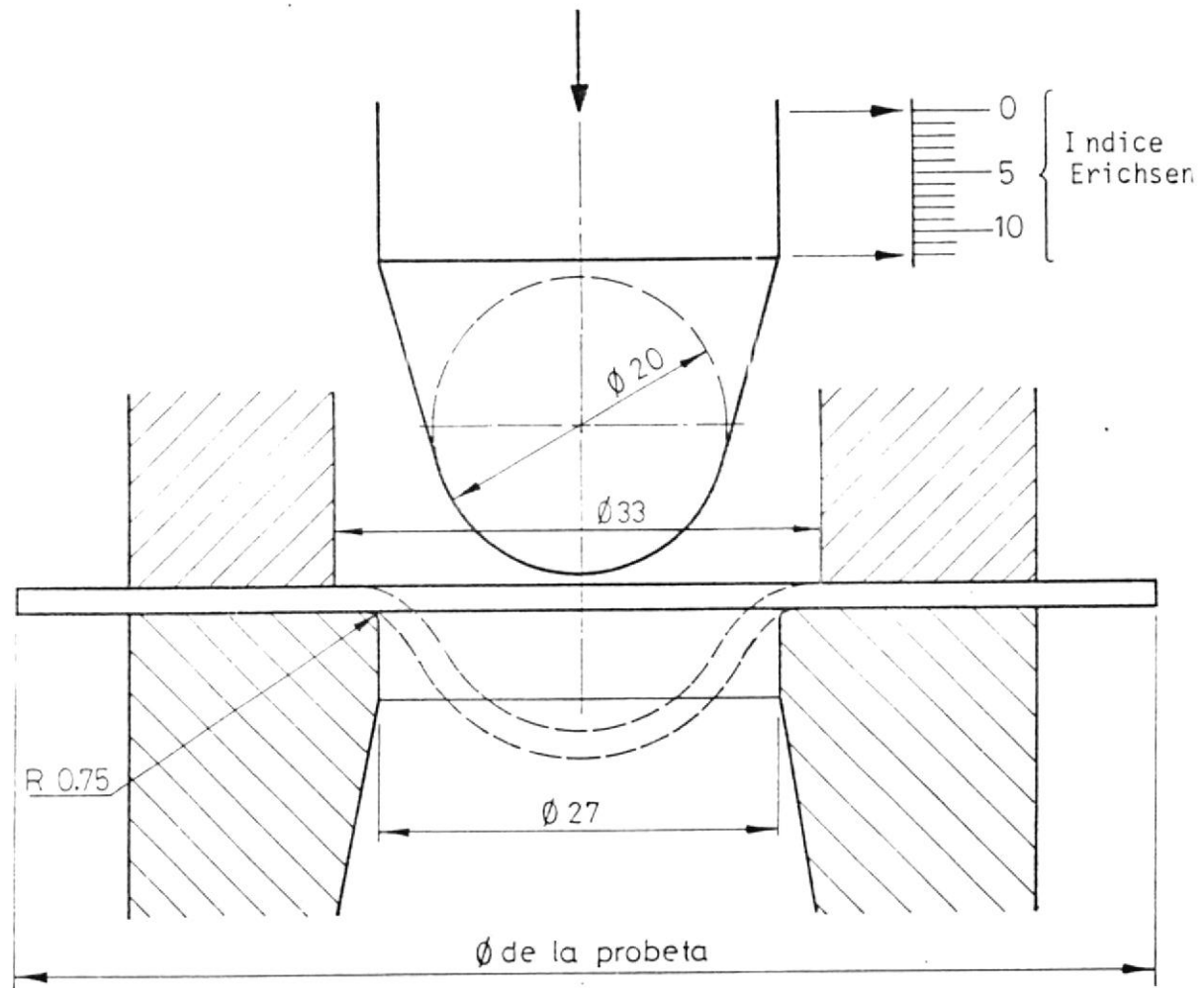


Fig. 2.6.2 ESQUEMA DE EQUIPOS Y DISPOSICION DEL MATERIAL PARA EL ENSAYO ERICHSEN.

en tomar un disco cortado del material que interesa ensayar, que se aprisiona entre las cabezas de dos manguitos de acero. En la zona central del disco se aplica una presión progresiva por la extremidad esférica de una espiga de acero de un diámetro de 20 mm, la presión debe continuar hasta provocar una primera grieta en el casquete esférico o flecha de embutido constituyendo esta profundidad el índice ERICHSEN.

La probeta constituida por una plancha circular de 90 mm de diámetro como mínimo, y un espesor igual o inferior a 2 mm, no debe tener ninguna rebaba que impida la realización de un buen ensayo.

En la tabla Nº 5, se da los valores medios de la profundidad de embutido para diversos materiales.

Descripción del ensayo.- La probeta por las dos caras cubierta cuidadosamente de una grasa grafitada, se coloca sobre un anillo matriz y un anillo girador, y se bloquea inmediatamente entre los dos anillos con una presión de 1000 Kg aproximadamente. El punzón lubricado cuidadosamente de la misma manera y sin ningún choque se coloca en contacto con la probeta lo que determina el punto origen de profundidad. Se procede seguidamente a la embutición que debe efectuarse sin golpes y a una velocidad que varía entre 5 a 20 mm por minuto. Hacia el final de la operación, esta velocidad debe

llevarse a las proximidades de su límite inferior para determinar con precisión el momento en que se produzca la grieta de rotura. La transformación física de la chapa de ensayo se observa desde el exterior mediante un espejo que se coloca detrás de la matriz. Extraído el disco se tendrá además de la profundidad alcanzada, la forma como se ha generado la fisura; es decir, si se ha producido circularmente o en otras direcciones. Este último caso demostrará que el metal ensayado es fibroso y por consiguiente no apto para plegados y embutidos.

Condiciones del ensayo.-

La parte central del anillo-matriz debe tener 27 mm, y enlazados a la cara de aplicación de la probeta, por un radio de 0.75 mm. El anillo fijador o apretachapas tiene un diámetro interior de 33 mm y el diámetro del punzón esférico, o de la bola es de 20 mm.

La dureza vickers de las superficies activas del punzón, del apretachapas, del anillo-matriz debe ser como mínimo de 750 H.V.

ENSAYO PERSOZ (fig. 2.6.3.).

El ensayo consiste en embutir en frío hasta la rotura, con el mismo punzón que se usa en el ensayo erichsen, una probeta bloqueada, de la que se mide la profundidad de embutición en el instante en que se inicia la rotura. Esta profundidad medida en mm,

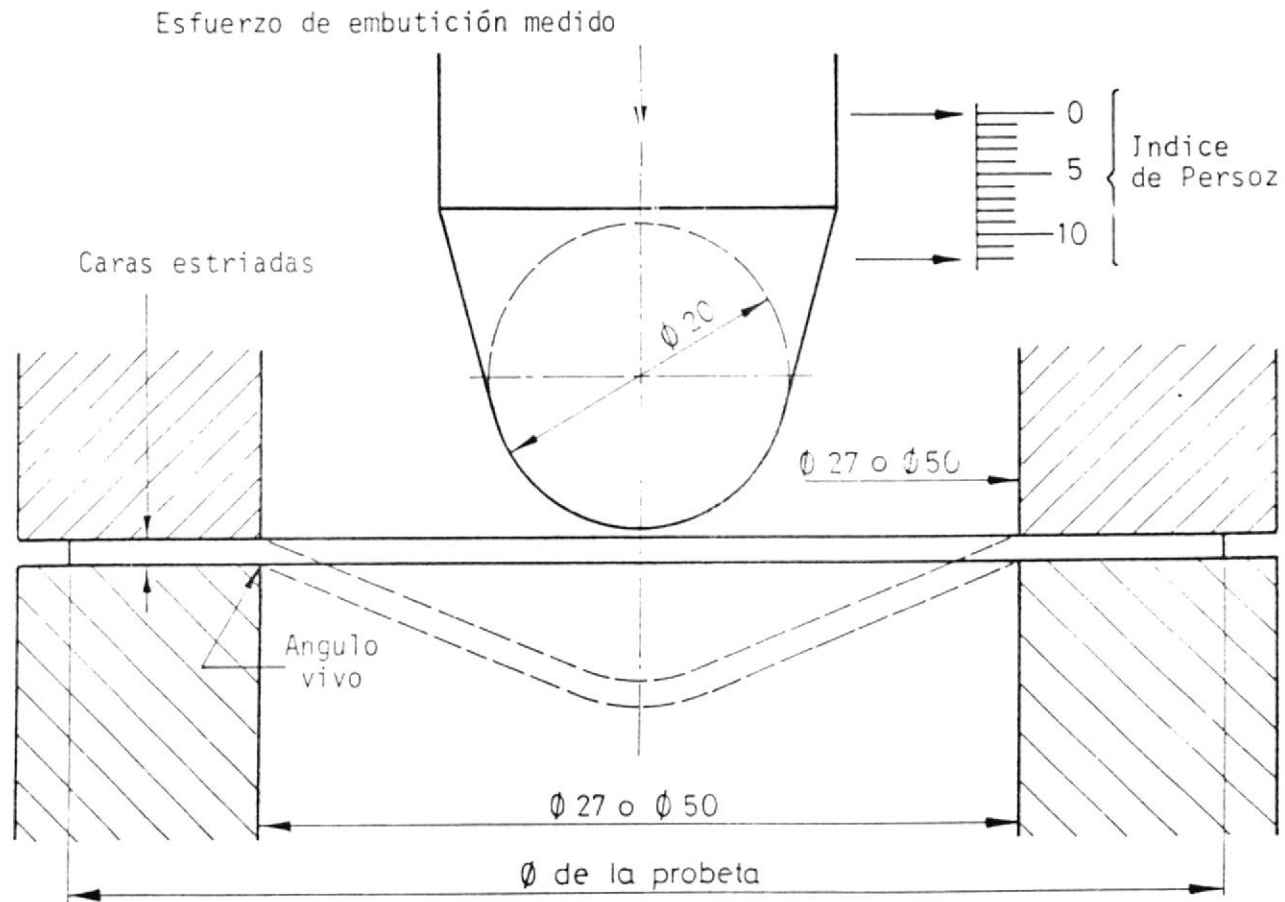


Fig. 2.6.3 ENSAYO PERSOZ

BIBLIOTECA



constituye el índice Persoz (Ip).

La probeta está constituida por un disco de 90 mm, de diámetro y un espesor inferior a los 4 mm, igual que en el ensayo erichsen, el contorno de la probeta no debe tener ninguna rebaba o sobreespesor.

Descripciones y condiciones del ensayo.-

Se procede igualmente a la embutición, a una velocidad comprendida entre 5 a 20 mm/min. La probeta se bloquea entre dos mordazas planas, que tienen sus caras estriadas para evitar todo deslizamiento; su espesor debe ser suficiente para que no puedan deformarse durante el ensayo; el diámetro interior de las mordazas debe ser de 50mm o 27 mm (para los ensayos de metales no ferrosos) está unida sin radios de curvatura a las caras de apriete. La embutición se efectúa en el centro de la probeta utilizando un punzón de las mismas características del utilizado en el ensayo erichsen. Por medio de este ensayo se puede medir el esfuerzo necesario para la rotura, la altura de la flecha de embutición el aspecto de la rotura.

Para mejorar las condiciones del ensayo es necesario utilizar un punzón de acero extremadamente duro pulido a espejo y lubricado antes de cada operación.

ENSAYO K.W.I. (fig. 2.6.4.) .-

En este ensayo es posible estudiar el efecto de los

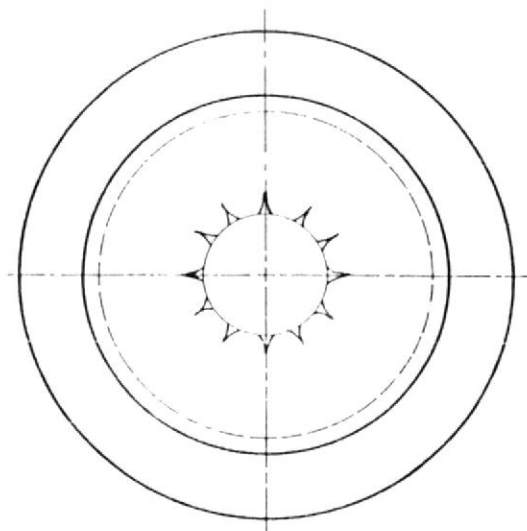
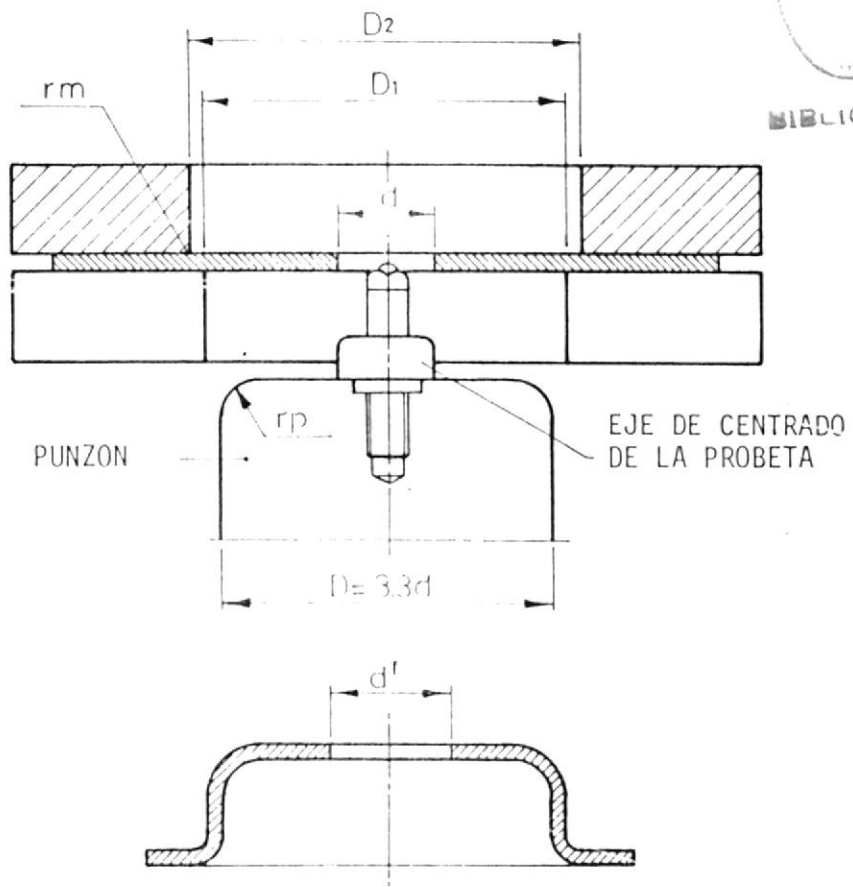


Fig. 2.6.4 ILUSTRACION ESQUEMATICA DEL ENSAYO KWI Y APARIENCIA DE LA LAMINA LUEGO DEL ENSAYO

bordes. El disco que se ensaya debe tener una perforación al centro de un diámetro igual a 3/10 el diámetro del punzón, se bloquea entre la matriz y el apretachapas y entre ellos se coloca un punzón de fondo plano unido a un cilindro por un radio. El punzón es accionado por un pistón hidráulico y un manómetro nos indica la presión del fluido.

Las probetas de forma cuadrada o cilíndrica de 60 o 80 mm de diámetro presentan en su centro un agujero mandrinado y pulido, cuyo diámetro se define en la tabla N°6; durante la embutición el diámetro del agujero aumenta por extensión circular. El disco debe lubricarse antes del ensayo. Este se detiene cuando aparecen grietas alrededor del agujero y se mide el diámetro final del agujero.

El ensayo K.W.I. permite medir las tres características siguientes:

- La flecha o profundidad de la embutición
- La aptitud para embutición de la chapa, la cual se mide a través del coeficiente A_E :

$$A_E = (d - d')/d$$

donde:

d' : diámetro final del agujero

d : diámetro inicial del agujero

Si la plancha es anisotrópica se obtiene un agujero ovalado.

- La carga de embutición en el momento de aparición

CONDICIONES NECESARIAS PARA EL ENSAYO		ESPESOR DE LOS DISCOS HASTA : 1 A 2 2 A 3		
DIAMETRO PUZON	2	25	40	55
DIAMETRO ANILLO INF. D1		25+e	40+e	55+e
DIAMETRO ANILLO SUP. S2		27	44	61
DIAMETRO INIC. AGUJERO	6	7.5	12	16.5
RADIO DEL PUZON	r	3	5	7
RADIO DE LA MATRIZ	cm	0.5	1	1.5

TABLA N°5.- CONDICIONES DEL ENSAYO KMI.

de la primera grieta; esta carga está en relación con la carga de rotura por tracción.

ENSAYO SWIFT.-

Es un ensayo de formación de copas, en el que se ha trabajado mucho en Inglaterra, consiste en embutir copas de 32 o 50 mm de diámetro bajo condiciones bien tipificadas. Considerando las características teóricas de la probeta, se busca un diámetro máximo de disco admisible; es un método que se acerca lo máximo posible a lo que pasa durante las operaciones de fabricación. La embutibilidad se expresa en términos de una relación límite de embutición, que es la existente entre el diámetro del mayor disco que puede embutirse sin rotura y el diámetro del punzón. Este ensayo se practica corrientemente con planchas de un espesor que varía entre 0.3 y 4 mm.

ENSAYO JOVIGNOT (fig. 2.6.5.).-

En este ensayo se aplica la aplicación directa de un fluido bajo presión permitiendo una determinación práctica del coeficiente de extensión y de la carga de rotura de los metales delgados suprimiendo las causas de error debidas al frotamiento de un punzón sobre una plancha.

La probeta a ensayarse se coloca entre dos mordazas de una prensa de husillo; un dispositivo de aceite colocado bajo la probeta está en enlace con una bomba de husillo; bajo la acción de una presión

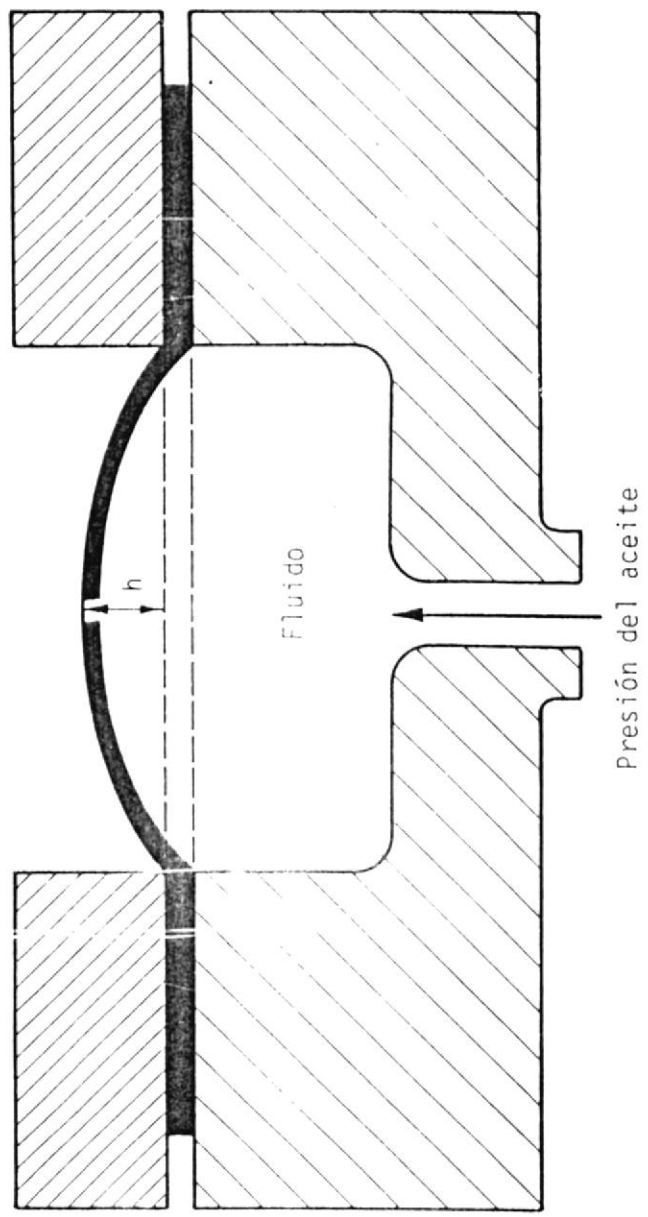


Fig. 2.6.5 ESQUEMA DE ENSAYO JOVIGNOT

ascendente, la chapa toma la forma de una cabeza esférica. Un manómetro en relación con la bomba da la presión del aceite y un indicador de cuadrantes, provisto de un palpador, sigue, los deslizamientos del metal en el curso de embutición y da la altura de la copa.

Una caída rápida del manómetro previene la rotura de la plancha, al mismo tiempo que una ligera salida de aceite indica el desplazamiento de la grieta.

ENSAYO FUKUI (fig. 2.6.6.).-

El disco se coloca sobre una matriz cónica y se empuja con un punzón esférico. Se computa el diámetro inicial máximo del disco que pasa sin dificultad.

ENSAYO SACHS (fig. 2.6.7.).-

Para la realización de este ensayo se utiliza una probeta como la de la figura y se tracciona en una matriz provista de rulimanes. Se computa la altura máxima del trapecio de la probeta que es capaz de pasar sin romperse.

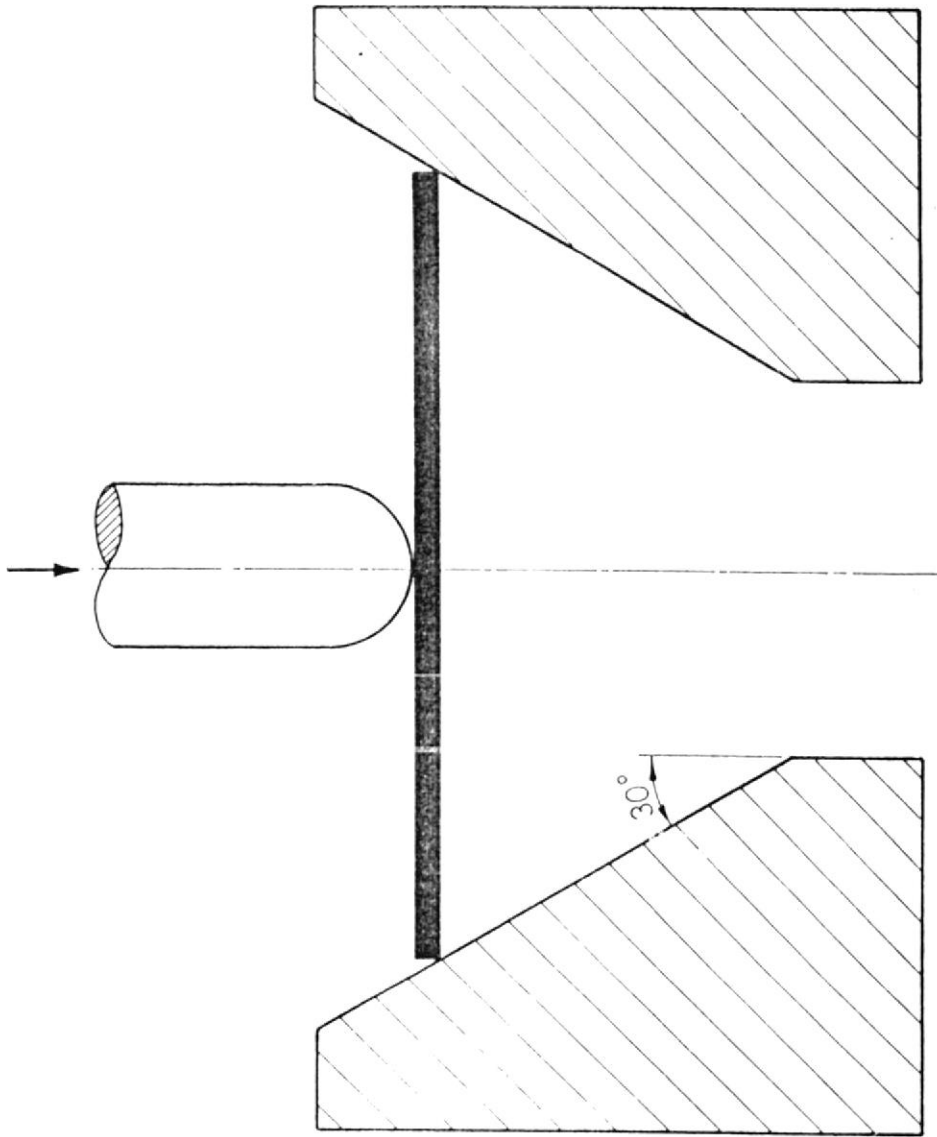


Fig. 2.6.6 ESQUEMA DE ENSAYO FUKUI

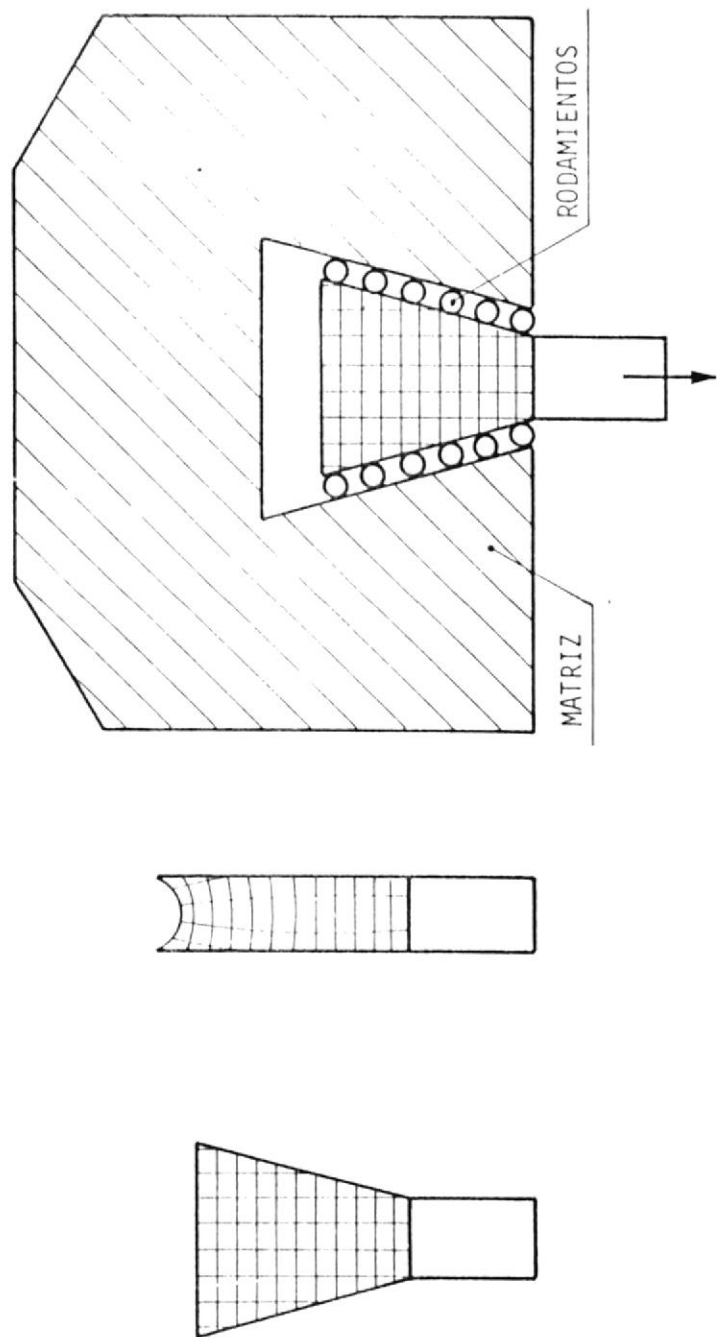


Fig. 2.6.7 ESQUEMA DE ENSAYO SACHS.

CAPITULO III

PROCESO DE RECRISTALIZACION

3.1. FUNDAMENTOS METALURGICOS DEL PROCESO.

Cuando un metal se deforma a temperaturas bajas en relación a su punto de fusión, se dice que está trabajado en frío. Una regla empírica aproximada, es suponer que el límite máximo de trabajo en frío es la mitad de la temperatura de fusión en una escala absoluta.

La energía gastada en el trabajo en frío, aparece en su mayor parte en forma de calor, pero una fracción de esa energía se almacena en el metal como energía de deformación.

Esta energía de deformación almacenada, se debe a que el trabajo en frío aumentaba notablemente el número de dislocaciones en un metal. Así, mientras la densidad de dislocaciones en un metal recocido es del orden de 10^6 a 10^8 dislocaciones/cm², en un metal excesivamente deformado, ésta densidad puede alcanzar valores de 10^{12} disl./cm². Como tales dislocaciones representan un defecto en el cristal con una deformación reticular asociada, el aumento en la densidad de las dislocaciones aumenta la energía de deformación del metal.

Relación de la energía libre a la energía de deformación.-

El aumento en la energía libre en un metal al

deformarse es aproximadamente igual a la energía de deformación almacenada, ya que, aunque aumenta la entropía a causa de la deformación, el efecto es pequeño comparado con el número de energía interna; puesto que la energía libre de los metales trabajados en frío es mayor que la de los metales recocidos, se pueden ablandar espontáneamente. El mecanismo por el cual esto sucede implica una difusión de átomos y vacancias; por lo tanto la temperatura tiene una influencia grande en el ablandamiento.

Etapas de recristalización.-

El proceso que se tiene en un tratamiento térmico de recristalización, se puede entender mejor, si se consideran los diferentes estados por los que pasa el material.

Primeramente como ya se ha dicho se introduce una cierta cantidad de energía en el material por deformación plástica en frío, ya sea por laminación, estampado, etc.

Luego al ser calentada la aleación para permitir la difusión, inicialmente se eliminan las tensiones residuales de tipo elástico. Este primer alivio de tensiones, ocasiona una diferencia de energía y a esto se le denomina recuperación.

Las estructuras que se obtienen en esta etapa son "limpias" pues el alivio de tensiones ocasiona una

diferencia de energía entre grano y borde de grano. Al seguir el calentamiento se nuclean los granos nuevos alrededor de las impurezas que se encuentran en los bordes de grano de la estructura deformada. Esta etapa, se llama NUCLEACION. Los granos nuevos son equiaxiales y aumentan en número y tamaño hasta cubrir toda la estructura.

Si continuamos el calentamiento, los granos aumentarían de tamaño, produciéndose la etapa de CRECIMIENTO.

Así, con calentamientos prolongados durante la recristalización o con temperaturas excesivas, obtendremos una estructura de grano grande, sumamente plástica pero poco resistente.

La recuperación.-

La restauración consiste fundamentalmente en la eliminación de las tensiones internas y se realiza por simples calentamientos a bajas temperaturas. Cuando cesa de actuar sobre un material policristalino la carga que ha originado su deformación plástica, no desaparece totalmente la deformación elástica, ya que la diferente orientación de los cristales hace que algunos de ellos no puedan recuperar su posición inicial. Cuando la temperatura aumenta, algunos de estos átomos deformados elásticamente vuelven a su estado anterior, eliminándose la mayor parte de las



tensiones internas. En algunos casos, puede haber un ligero flujo elástico que provoca un endurecimiento y aumenta la resistencia. La conductividad eléctrica también aumenta pero la microestructura no presenta ningún cambio apreciable. Industrialmente, este tratamiento de estabilización a bajas temperaturas se denomina recocido de alivio de tensiones.

Recuperación en cristales simples.-

La complejidad del estado de trabajo en frío está relacionada directamente a la complejidad de la deformación que lo produce. En esta forma la distorsión reticular es más sencilla en un cristal simple deformado por un corrimiento fácil, que en un cristal simple deformado por un corrimiento múltiple, y la distorsión reticular será todavía más severa en un metal policristalino que debe soportar una deformación complicada a causa de su propia naturaleza.

Si un cristal simple es deformado por corrimiento fácil, de tal manera que no flexione a la red, es muy posible recuperar la dureza completamente sin la recristalización de la probeta. La fig. Nº 3.1.1, muestra esquemáticamente una curva esfuerzo-deformación para un cristal simple de zinc sometido a tensión, a temperatura ambiente.

Este metal hexagonal se deforma por deslizamiento en

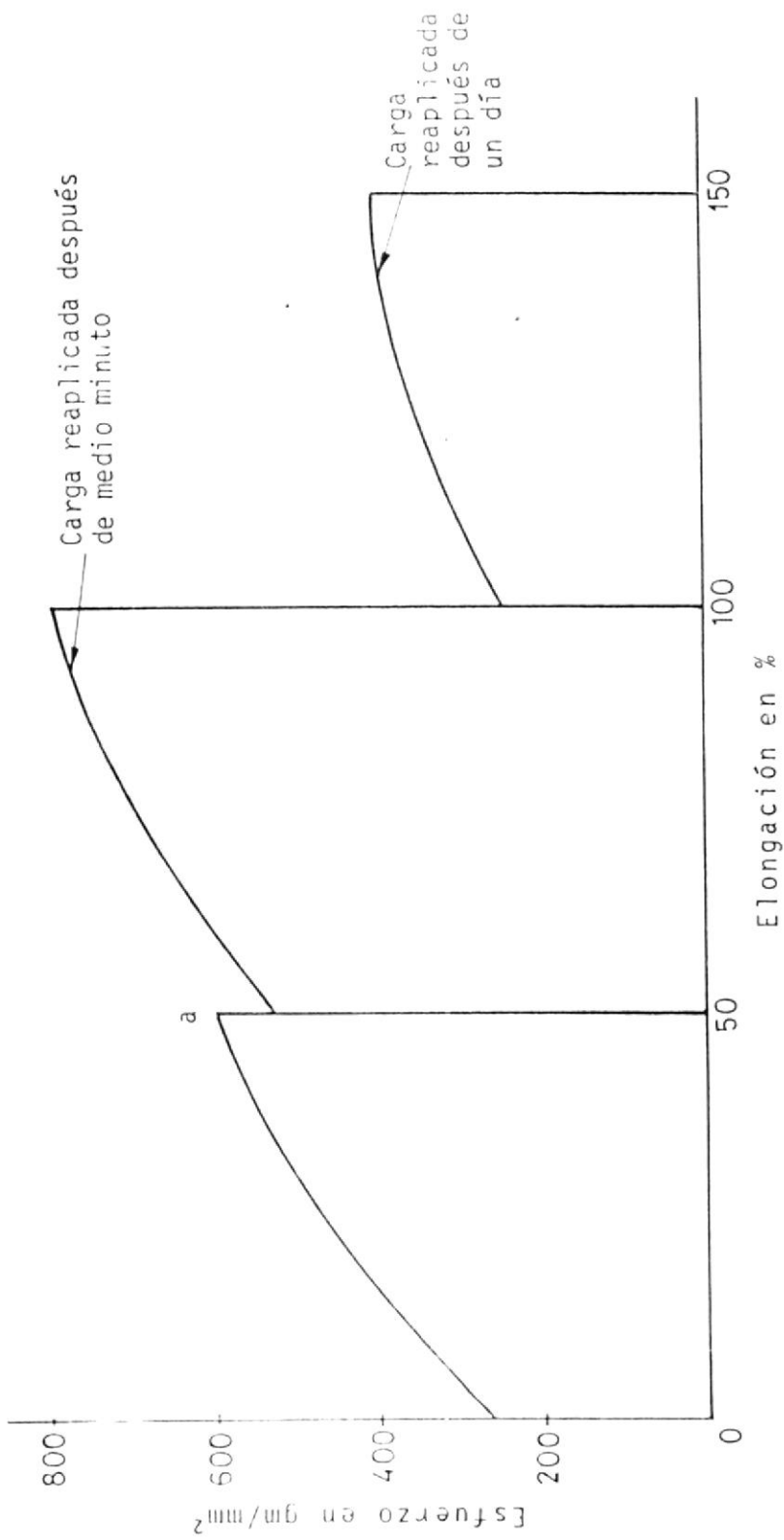


Fig. 3.1.1 DIAGRAMA TENSION - DEFORMACION

un plano simple a temperatura ambiente de tal manera que la deformación es por corrimiento fácil.

Supongamos que el cristal fue cargado originalmente hasta el punto a, y entonces la carga fue removida. Si se vuelve a aplicar la carga después de una corta distancia de reposo (alrededor de medio minuto), no fluirá plásticamente hasta que el esfuerzo de tensión casi alcance el valor obtenido justamente antes de suprimir la carga en el primer ciclo.

Sin embargo, hay una disminución definitiva en el esfuerzo de tensión al cual, comienza a fluir el cristal la segunda vez. Este esfuerzo de deformación plástica, sería igual al obtenido al final del ciclo de tensión previo, únicamente si se le descarga y vuelve a cargar sin pérdida de tiempo. En esta forma la recuperación del límite de fluencia comienza rápidamente. El límite de fluencia puede recuperarse completamente en un cristal de Zinc a temperatura ambiente en el período de un día. Esto se demuestra por el tercer ciclo de carga en la figura N° 3.1.1.

Este diagrama de tensión-deformación indica un hecho bien conocido, la velocidad a la cual se recobra isotermicamente una propiedad es función creciente del tiempo. La figura 3.1.1 ilustra gráficamente este efecto trazando el límite de fluencia de los cristales de Zinc deformados, como una función del tiempo para dos temperaturas diferentes de

recuperación. En este caso los cristales fueron deformados plásticamente por corrimiento fácil a 50°C y recocidos isotérmicamente a las temperaturas indicadas.

Observe que la velocidad de recuperación es mucho más rápida a 10°C que a -20°C. Esto confirma nuestras observaciones previas sobre el efecto de la temperatura sobre la velocidad de recuperación. En efecto puede demostrarse que la recuperación en los cristales de zinc deformados por corrimientos simples puede ser expresada en términos de una activación simple, o ley tipo Arrhenius de la forma:

$$1/\tau = A e^{-Q/RT}$$

En donde:

T es el tiempo requerido para recuperar una fracción dada de la recuperación total de límite de fluencia.

Q es la energía de activación.

R es la constante universal del gas.

T es la temperatura absoluta, y,

A es una constante.

Supongamos ahora que la reacción ha proseguido en la misma extensión a dos temperaturas diferentes, entonces tenemos:

$$[A e^{-Q/RT_1}] \tau_1 = [A e^{-Q/RT_2}] \tau_2$$

ó

$$\tau_1/\tau_2 = e^{(-Q/R)(1/\tau_2 - 1/\tau_1)}$$

Poligonización.-

La deformación por corrimiento fácil aumenta ciertamente la densidad de las dislocaciones en un metal. Y la recuperación en este caso se considera primordialmente una aniquilación de dislocación. Tal aniquilación puede ocurrir al juntarse dos dislocaciones de signo opuesto (esto es los bordes negativos con los bordes positivos y el helicoidales con mano derecha con el helicoidales de mano izquierda).

No se han determinado los detalles de este proceso, pero es probable que el mecanismo de deslizamiento y ascenso esten implicados.

Este proceso de recuperación se encuentra asociado con cristales que han sido flexionados plásticamente. Cuando se recuece un cristal flexionado, el cristal curvado se descompone en cierto número de pequeños segmentos cristalinos íntimamente relacionados. Este proceso ha recibido el nombre de POLIGONIZACION.

Además de bajar la energía de deformación el reagrupamiento de las dislocaciones de borde en sublímites de grano tiene un segundo defecto importante.

Esta es la remoción de la curvatura reticular genral. Como resultado de la poligonización los segmentos cristalinos que quedan entre un par de sublímites de grano se acercan al estado de

cristales de energía libres con planos sin curvar. Sin embargo, cada cristalito posee una orientación ligeramente diferente de la de sus vecinos debido a los sublímites de grano que separan a unos de otros. El tamaño forma y disposición de los subgranos, constituye la subestructura del metal. Es importante la diferencia entre los conceptos de granos y subgranos. Los subgranos quedan en el interior de los granos. Debido a que la diferencia de orientación entre los primeros es usualmente muy pequeña (menos de 1°), su presencia en el cristal no evita que consideremos este como una entidad. Sin embargo, la presencia de subgranos afecta la resistencia y otras propiedades físicas de los metales.

Movimientos de la dislocación en la poligonización.-

Una dislocación de borde es capaz de moverse por uno de dos métodos distintos, por deslizamiento sobre su plano de deslizamiento. Ambas formas de movimiento son requeridas en la redistribución de las dislocaciones observadas en la poligonización. El movimiento vertical indicado por cada dislocación representa ascenso y el movimiento horizontal deslizamiento.

La fuerza impulsadora de este movimiento se encuentra en la energía de deformación de las dislocaciones que decrece como resultado de la

poligonización.

Desde el punto de vista equivalente podemos decir que del campo de deformación de dislocaciones agrupado sobre los planos de deslizamiento produce una fuerza efectiva que les hace moverse dentro de los sublímites. Esta fuerza existe a todas las temperaturas, pero a bajas temperaturas las dislocaciones de borde no pueden ascender. Sin embargo, como el ascenso de las dislocaciones de borde depende del movimiento de los lugares vacantes, el grado de poligonización aumenta rápidamente con la temperatura. El aumento en la temperatura ayuda también al proceso de poligonización en otra forma pues el movimiento de las dislocaciones por deslizamiento también se vuelve más fácil a temperaturas elevadas.

La recristalización.-

Al aumentar la temperatura de restauración se hacen perceptibles en la microestructura nuevos cristales diminutos. Estos tienen la misma composición y presenta la misma estructura cristalina que los granos originales sin deformar y su forma es alargada, sino que son aproximadamente de dimensiones uniformes (equiaxiales). Por lo general se suelen desarrollar en las zonas del grano y en los planos de deslizamiento.

Las agrupaciones de átomos que dan origen a estos

nuevos cristales se denominan núcleos. El fenómeno de recristalización puede considerarse como la combinación de los procesos distintos, uno de nucleación de granos libres de distorsión y el otro de crecimiento de estos núcleos, los cuales se desarrollan absorbiendo el material inestable trabajado en frío.

La manera exacta de como se realiza el fenómeno no se conoce todavía perfectamente; sin embargo se puede obtener una idea de realización del proceso estudiándolo en función de la energía de la red.

Los planos de deslizamiento y los contornos de grano son puntos localizados de energía interna elevada debido a la acumulación de dislocaciones con ellos. Ahora bien la misma naturaleza de la actitud impide a los átomos de dislocaciones en la red distorsionada moverse para formar una red libre de distorsión. Supongamos que algunos átomos situados inicialmente en los contornos de grano o en los planos de deslizamiento son empujados y ascienden por la cadera de una colina energética hasta alcanzar la altura E_1 . Con relación a la energía interna de los átomos de la red no deformada, siendo E_2 la energía necesaria para vencer la rigidez de la red distorsionada. Los átomos no pueden volver a recuperar la energía correspondiente a su posición inicial en el cristal libre de distorsión,

recorriendo en sentido adverso el camino seguido en su ascensión, sino que tienen que alcanzar la cima de la colina para de ahí rodar fácilmente, hasta alcanzar su nivel energético inicial. La energía que les falta para coronar la cima $E_2 - E_1$, se les puede comunicar mediante calor. Cuando estas zonas localizadas alcanzan temperatura suficiente para que su energía sea E_2 , ceden parte de energía bajo la forma de calor de recristalización y se desarrollan núcleos de nuevos granos libres de distorsión. Parte de este calor es absorbido por átomos vecinos, los cuales cuentan gracias a esto con la energía necesaria para vencer la rigidez de la red distorsionada y poder pasar a formar parte de la estructura cristalina de los granos libres de distorsión iniciándose el crecimiento de grano.

El número de puntos de energía elevada y la cuantía de esta depende en gran medida del valor de deformación sufrida por el material, siendo tanto muy numerosos y tanto más elevada la energía que poseen cuanto mayor sea la deformación previa del material.

Temperatura de recristalización .- El término de temperatura de recristalización no se refiere a una temperatura definida por debajo de la cual no se presenta este fenómeno, sino tan solo a una temperatura aproximada a la cual un material con

mucha acritud recristaliza completamente en una hora.

La tabla Nº 7, indica la temperatura de recristalización de varios metales y aleaciones.

Cuanto mayor es la deformación previa del metal, más baja es la temperatura necesaria para provocar la recristalización, Fig. Nº 3.1.3, ya que la pared está más distorsionada y la energía interna con que consta es mayor.

Al aumentar la duración de recocido; disminuye la temperatura de recristalización. El proceso de recristalización es mucho más sensible a las vibraciones de temperatura que a las vibraciones del tiempo de permanencia a temperatura constante. La fig. Nº 3.1.4, muestra la influencia del tiempo y de la temperatura sobre la resistencia a la tracción del cobre sometido a una gran deformación previa. El comienzo de la recristalización viene indicado por la caída brusca de la resistencia a la tracción. En la figura vemos que con un calentamiento a 150 °C durante 12 horas se obtiene una resistencia de 28.1 Kg/mm², alcanzandose el mismo valor con un calentamiento a 160 °C durante 6 horas, a 171 °C durante 2 horas, a 188 °C durante una hora, a 200 °C durante media hora.

Para que se pueda producir la recristalización en un metal es preciso un mínimo de deformación plástica

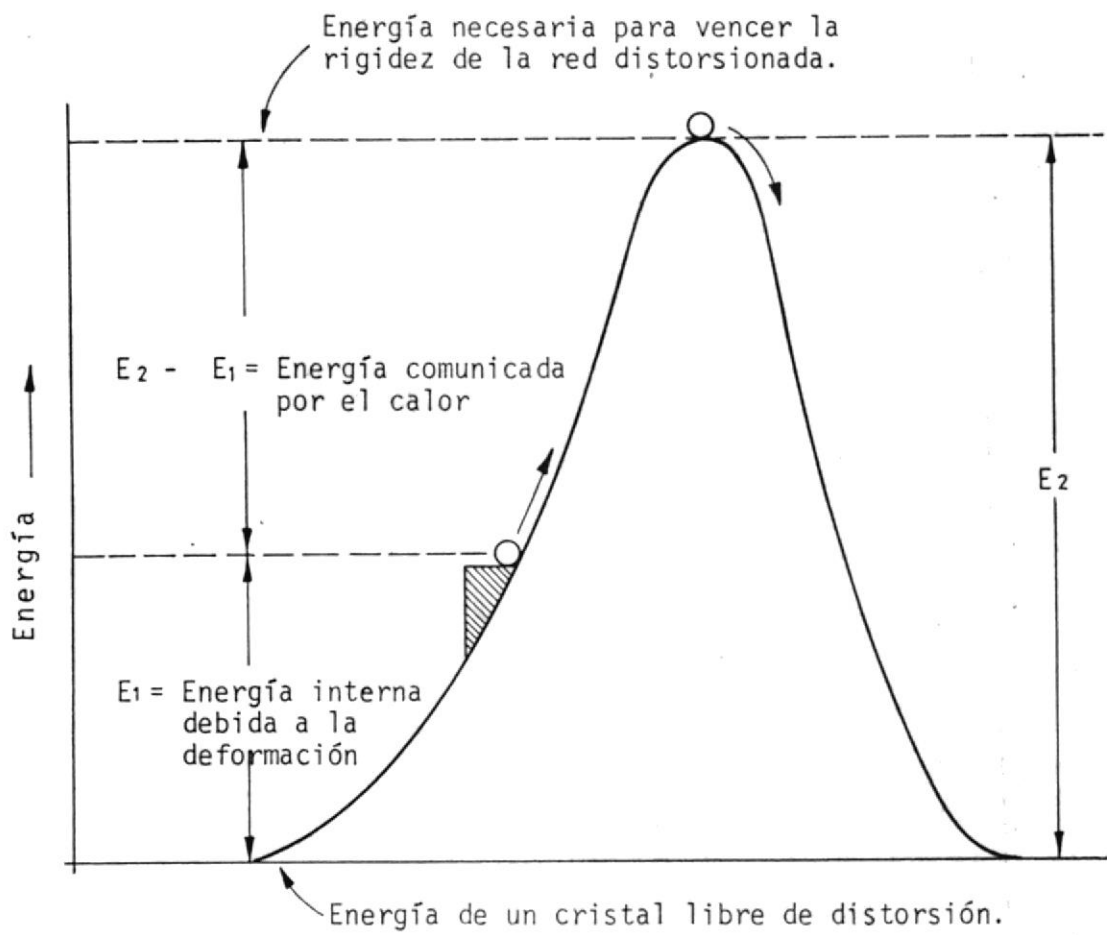


Fig. 3.1.2 REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA RECRISTALIZACION.

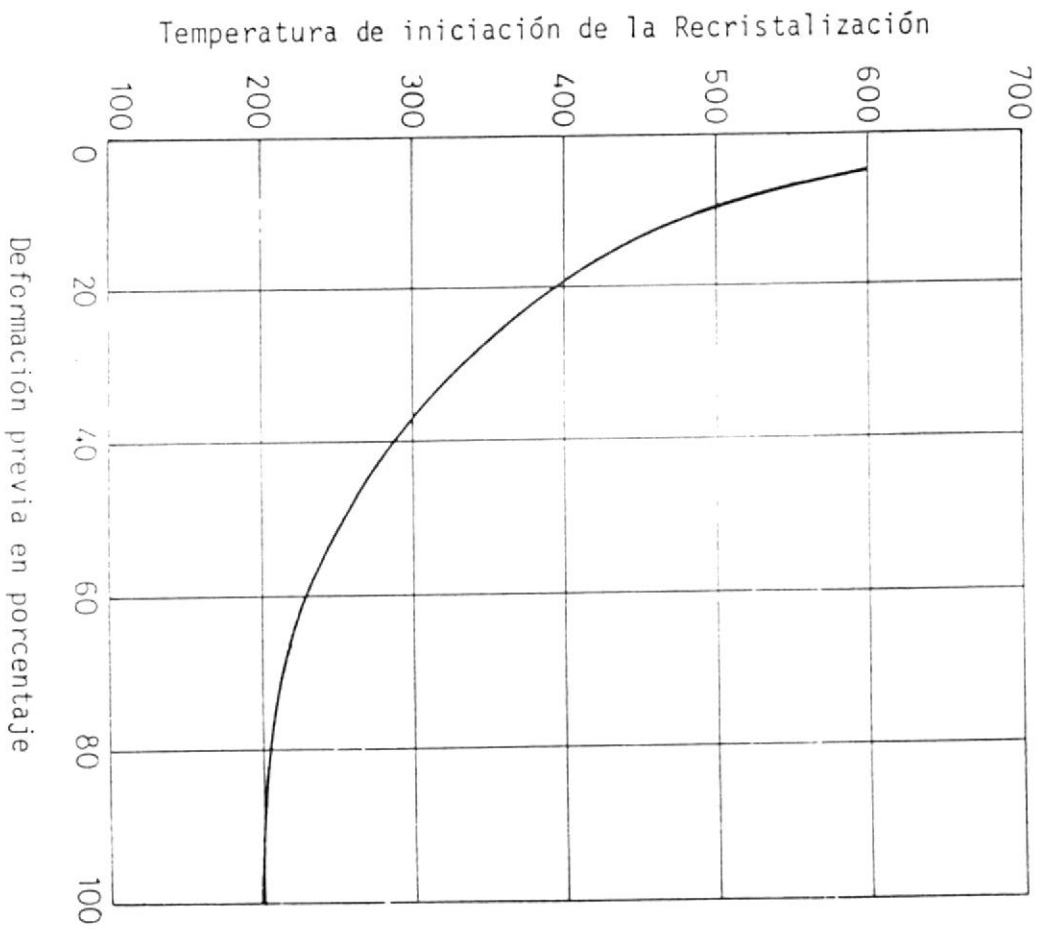


Fig. 3.1.3 INFLUENCIA DE LA DEFORMACION PREVIA EN LA TEMPERATURA DE COMIENZO DE LA RECRISTALIZACION DEL COBRE.

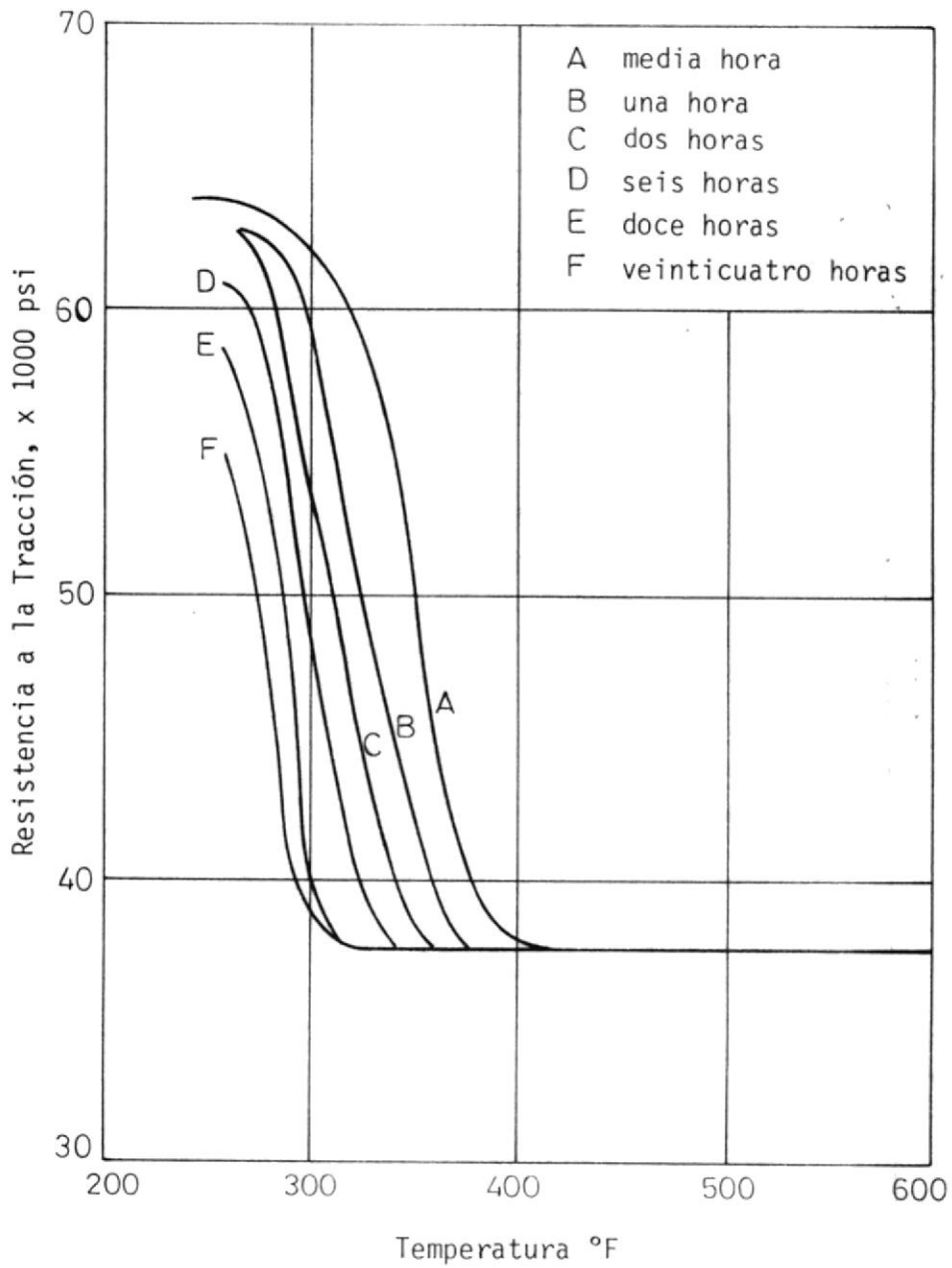


Fig. 3.1.4 INFLUENCIA DEL TIEMPO Y DE LA TEMPERATURA EN EL RECOCIDO. (Tomado del METAL HANDBOOK edición 1948 American Society for metals , Metals Park, Ohio).

(normalmente del 2 al 8%), en la figura Nº 3.2.3, se ve que para que inicie la variación del grano, es necesaria una deformación aproximadamente del 7%. Este valor mínimo de la deformación se conoce como deformación crítica. Para valores de la deformación inferiores a este los núcleos de recristalización que se forman son muy poco numerosos.

Crecimiento de grano.- En esta última etapa de recristalización, la fuerza impulsora para el crecimiento de grano está en la energía de superficie de los límites de grano. Según crecen en tamaño los granos, decrecen en número, el área de límite de grano disminuye y la energía de superficie también.

Como los átomos de un cristal sobre un lado convocado del límite están más cercano unos de otros, que los del lado convexo, la concentración de vacancias en el lado convexo es mayor que la del lado cóncavo, mientras que la concentración de intersticiales es mayor en el lado concavo que en el convexo. Esto favorece la difusión en la dirección cóncavo-convexo.

Esto provoca que la velocidad de migración de los límites de grano sea mayor de los lados convexos a los cóncavos, que de los cóncavos a los cóncavos. Entonces entre mayor sea la curvatura del límite, más rápida deberá ser el movimiento de límite del

grano, y por lo tanto la rapidez de cambio de diámetro promedio de partícula, será proporcional a la curvatura.

$$dD/dt = K/C$$

Si la curvatura del límite es inversamente proporcional al diámetro del grano.

$$dD/dt = K/D$$

Integrando:

$$D^2 = Kt + C$$

Si D_0 es el tamaño de grano promedio es el indicio de la observación ($t = 0$):

$$C = D_0^2, \text{ y}$$

$$D^2 - D_0^2 = K t$$

Si la difusión de los átomos a través de un límite de grano se considera un simple proceso activado.

$$K = K_0 e^{-Q/RT}$$

$$D^2 - D_0^2 = K_0 t e^{-Q/RT}$$

Si se comparan los valores de D_0 y D . El primero resulta muy pequeño y por lo tanto la ecuación anterior se puede aproximar a:

$$D = K_1 t^{1/2}, \text{ donde } K_1 = \sqrt{K_0 e^{-Q/RT}}$$

Muchos de los datos experimentales sobre el crecimiento de el grano isotérmico, corresponden a ecuaciones empíricas de la forma : $D = K t^n$ en donde $n \leq 1/2$, los datos experimentales faltan también en conformarse a una ley de activación simple, pues la dependencia sobre la temperatura del crecimiento del

grano no proporciona de ordinario un valor constante para Q en la expresión:

3.2. FACTORES QUE INFLUYEN EN LA RECRISTALIZACION.

Como el recocido es una combinación de dos procesos, uno de nucleación y otro de crecimiento de grano, los factores que favorezcan una nucleación rápida y un crecimiento lento daran lugar a un material de grano fino, mientras que por el contrario los que favorezcan una nucleación lenta y un crecimiento rápido originaran un material de grano grande. Los factores que influyen en el tamaño final del grano recristalizado son:

- a) Tiempo y temperatura
- b) Porcentaje de deformación previa
- c) Pureza del metal
- d) Tamaño inicial del grano

a) Tiempo, temperatura.- Cualquiera que sea la temperatura de recocido, cuanto mayor es el tiempo que permanece a dicha temperatura mayor es la facilidad que tiene el grano para crecer y, por tanto mayor es el tamaño final de este.

Cuanto menor sea el tiempo que tarda en alcanzar la temperatura de recocido más fino será el tamaño del grano final.

Si el calentamiento es lento el número de núcleos

que se forman será pequeño, favoreciendo el crecimiento de grano y, como consecuencia la estructura que se obtenga tendrá un grano grande.

La velocidad de enfriamiento desde la temperatura de recocido tiene un efecto despreciable sobre el tamaño de grano final. Este factor puede tener influencia únicamente en el caso de que el material haya sufrido calentamiento a temperatura elevada en la zona de crecimiento de grano y el enfriamiento suficiente se haya realizado con lentitud. En este caso el material puede tener todavía durante el enfriamiento energía suficiente para que las zonas continúen creciendo lo que puede dar lugar a que en algunas zonas la estructura sea grosera.

b) Deformación previa.- Este factor es el más importante de todos. Un aumento en la deformación previa favorece la nucleación, y como consecuencia la obtención de un tamaño final de grano pequeño, fig. 3.2.1, observando la figura vemos que cuando la deformación previa de material es la crítica, los granos alcanzan tamaños muy grandes en el recocido. Esto es debido a que mientras tiene lugar la recristalización se forman muy pocos núcleos de recristalización. Si se controla cuidadosamente la deformación de modo que esta sea la crítica durante el recocido subsiguiente se formaran granos de tamaño muy grande e incluso no cristales.



BIBLIOTECA

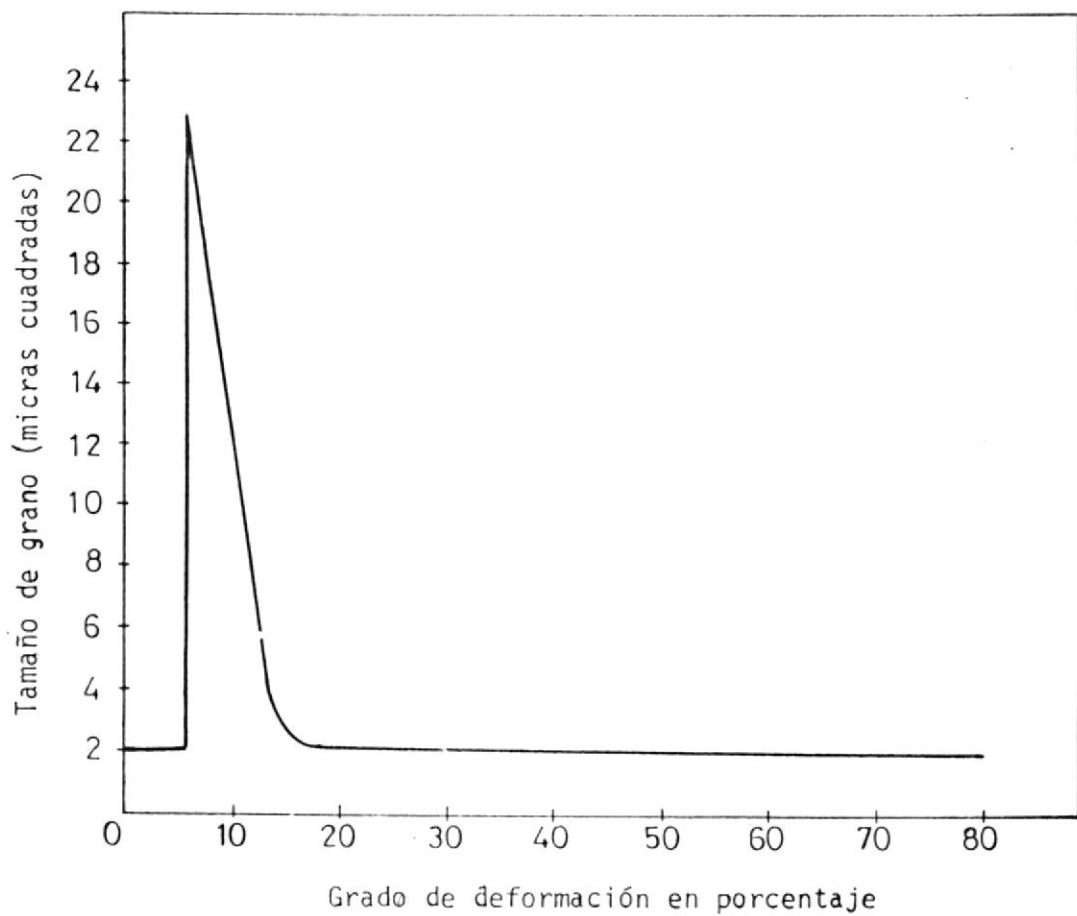


Fig. 3.2.1 INFLUENCIA DEL TRABAJO EN FRIO SOBRE EL -
TAMAÑO DE GRANO OBTENIDO EN UN ACERO BAJO
DE CARBONO RECOCIDO A 950 °C.

Tamaño de grano recristalizado

Este factor se refiere al tamaño del cristal antes de que empiece el crecimiento de grano.

La fig. 3.2.2, muestra que el tamaño de grano recristalizado depende de la cantidad de deformación dadas a la probeta antes del recocido. La parte importante de esta curva es que el tamaño de grano crece rápidamente con el aumento de la deformación. Sin embargo una deformación demasiado pequeña hara imposible la recristalización en cualquier período de tiempo razonable. Esto conduce al concepto de la cantidad crítica de trabajo en frío, la cual puede definirse como la cantidad mínima de deformación que permite a la probeta recristalizar.

La deformación crítica, como la temperatura de recristalización no es la propiedad de un metal. Por otro lado su valor varía con el tipo de deformación (tensión, torsión, compresión, laminación, etc.).

La deformación crítica es importante debido a que el tamaño de grano tan grande asociado con ella es indeseable usualmente en los metales comerciales que deban ser deformados posteriormente. Si el tamaño de grano de un metal es pequeño, la deformación plástica ocurre con regularidad sin rugosidad apreciable de la superficie.

c) Pureza del metal.- Es bien conocido el hecho de que los metales extremadamente puros tienen

velocidades de recristalización muy rápidas. Este hecho es aparente en la fuerte dependencia de la temperatura de recristalización sobre la presencia de átomos disueltos en la red.

El efecto de los átomos de impureza en la solución sólida sobre la velocidad de recristalización es más acentuado a concentraciones muy bajas.

El efecto de que un número de átomos disueltos tengan un efecto pronunciado sobre las velocidades de recristalización, se cree que indica una interacción de los átomos solutos con los límites de grano. Esta interacción es similar a la que existe entre dislocaciones y átomos solutos. Cuando un átomo extraño emigra a un límite de grano se reduce tanto su campo elástico como el del límite. En la recristalización ocurre el movimiento de límites de grano según se forman y crecen los núcleos.

d) Tamaño inicial del grano.- Cuando se trabaja en frío un metal policristalino, los límites de grano actúan para interrumpir los procesos de deslizamiento que ocurren en los cristales. Como consecuencia la red adyacente a los límites de grano está en promedio mucho más distorsionada que la del centro de los granos. La disminución del tamaño del grano aumenta el área del límite del grano y en consecuencia, el número de posibles lugares de nucleación, y por tanto, mientras más pequeño sean

los granos del metal antes del trabajo en frío, mayor será la velocidad de nucleación y más pequeño el tamaño de grano recristalizado para un grado dado de deformación.

CAPITULO IV

POSIBILIDADES DE EMBUTICION

4.1. ENSAYOS DE EMBUTICION.

Las posibilidades de embutición de un material son medidas ya sea por ensayos de laboratorio o por estudios a escala natural.

Los diferentes ensayos de laboratorio tienen por objeto determinar la calidad de la chapa a emplear para conseguir con éxito una pieza dada, practicar un control de recepción de la llegada de lotes y catalogar la calidad de la chapa para determinar eventualmente un lote que no satisfaga las condiciones de embutición.

Todos los ensayos clásicos pueden ser efectuados sobre las aleaciones de aluminio.

Para determinar la calidad de las chapas del presente informe, se han realizado ensayos de tracción, dureza y ERICHSEN, los cuales fueron escogidos por su sencillez y rapidez de ejecución.

Las experiencias propias de embutición se realizaron para tres reducciones: 40%, 50% y 60%, fabricando las matrices y apretachapas con acero de transmisión y los punzones con acero K100, con las siguientes medidas (figuras 4.1.1, 4.1.2 y 4.1.3):

4.2. DISEÑO Y FABRICACION DE UNA MATRIZ PARA ENSAYO ERICHSEN

El ensayo ERICHSEN es un ensayo normalizado en

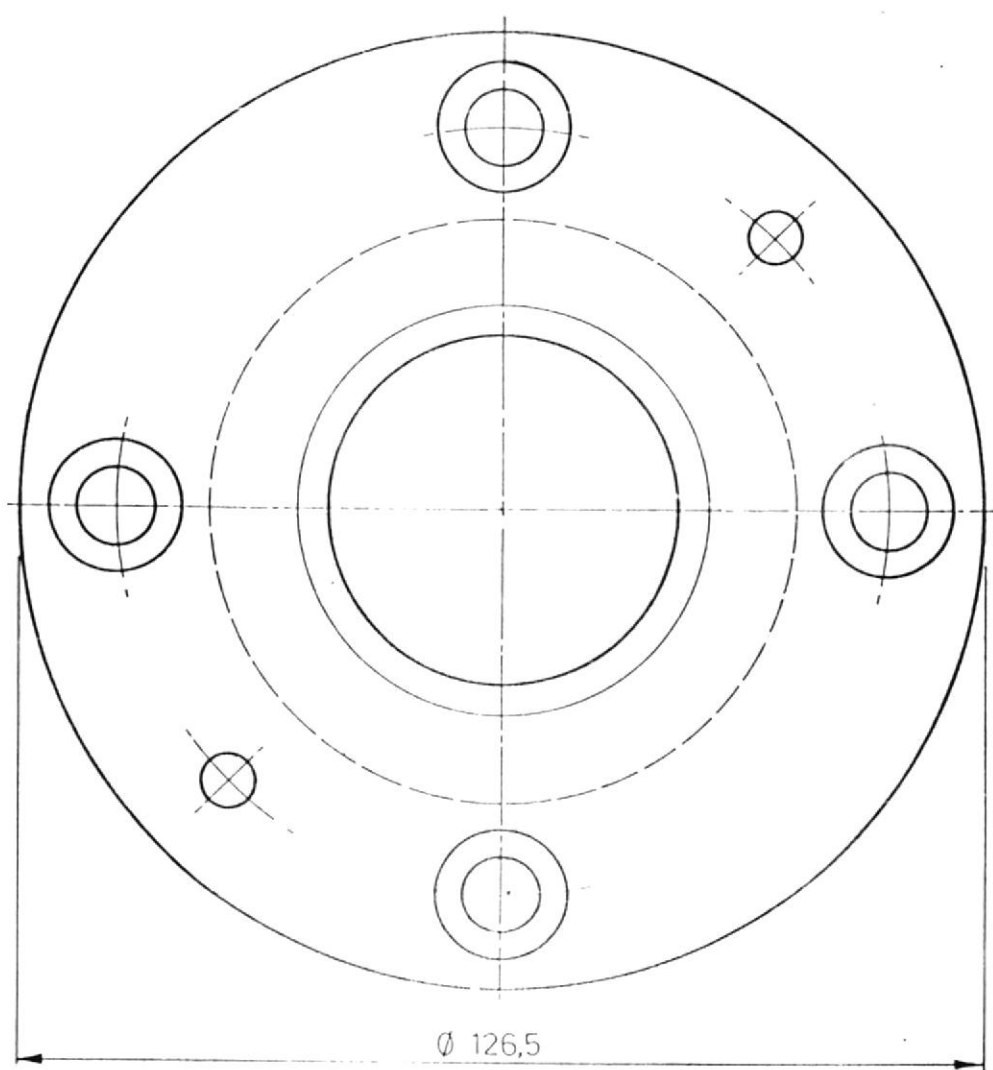
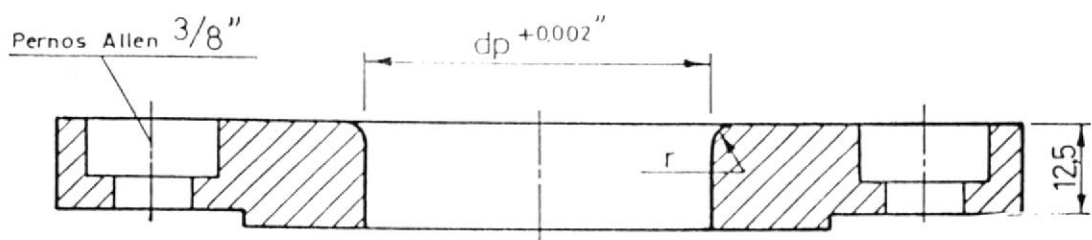


Fig. 4.1.3 APRETACHAPAS

Francia.

Cumpliendo con las normas establecidas se diseñó y se fabricó el utillaje para este ensayo, utilizando acero de transmisión para el cilindro, matriz, apretachapas y guías del punzón y acero K100 para el punzón.

El cilindro, la matriz, el apretachapas, las guías del punzón y el punzón fueron sometidos a tratamientos térmicos para incrementar la dureza superficial de los mismos.

Para las matrices el tratamiento térmico fue de temple cementado y para el punzón de temple en aceite.

A continuación en la figura 4.2.1, se muestra la matriz para ensayo ERICHSEN.

4.3. PREPARACION DE PROBETAS PARA ENSAYOS DE EMBUTICION

Los ensayos de embutición exigen un corte de las probetas sin rebabas, las cuales son generadoras de incrustaciones debidas al abandono de partículas de metal bajo el pisador o matriz. Estas rebabas, serían igualmente origen de grietas, ya que las aleaciones de aluminio son bastante sensibles a este efecto.

Siguiendo estas recomendaciones se cortan las probetas para los ensayos de embutición de 75 mm de diámetro y las probetas para el ensayo ERICHSEN de 90 mm de diámetro, partiendo de láminas de aluminio

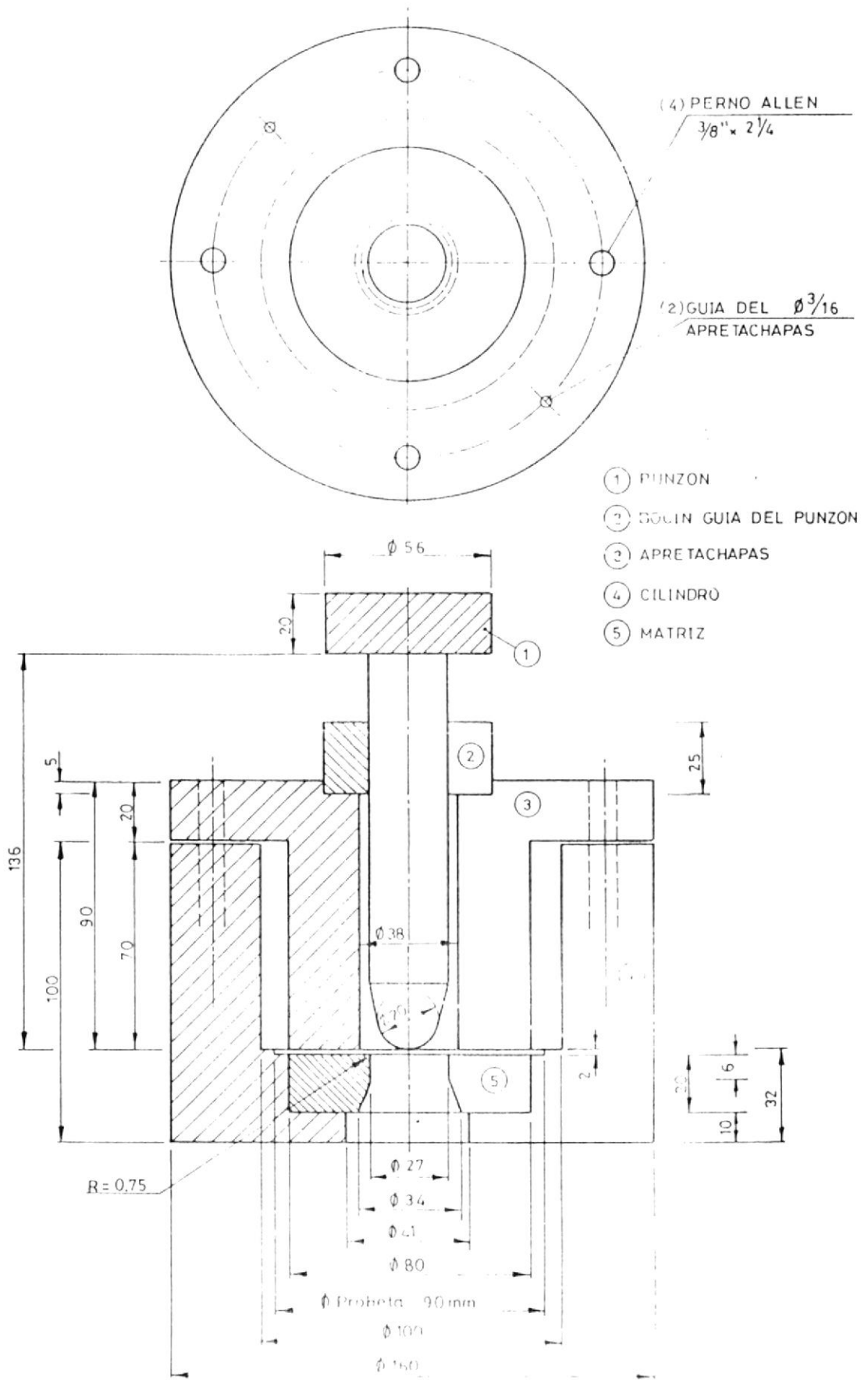


Fig. 4.2.1 MATRIZ PARA ENSAYO ERICHSEN

de aleación 1100 de 99.5% de pureza, en espesores de lámina desde 0.5 mm hasta 1.0 mm y con una dureza promedio de $H_v = 45.78$.



UNTECA

Para determinar las propiedades del material se realizaron ensayos de tracción cumpliendo con las especificaciones indicadas en el método standar ASTM E8.

Para determinación de dureza se empleo el ensayo Vickers por cuanto este tiene la ventaja de ser utilizado con cargas bajas, reduciendose la penetración de la huella y por tanto puede utilizarse en piezas de bajo espesor. Se preparó 10 probetas para cada espesor de 1" x 1/2" para tratamientos térmicos.

4.4. PREPARACION DE EQUIPOS DE EMBUTICION

Todos los ensayos de tracción, ensayo ERICHSEN y experiencias de embutición se realizaron en la maquina INSTRON 1128 de la ESPOL, utilizando los extensometros apropiados y el registrador para obtener los gráficos de las experiencias realizadas. Fue necesario realizar varias pruebas preliminares para calibrar el equipo y sus accesorios.

Las probetas para ensayo de tracción y los discos para ensayos de embutición fueron desengrasados y luego fueron lubricados aplicando este solamente en el área de contacto con el punzón.

Las matrices fueron limpiadas entre cada experiencia

para prevenir contaminación por lubricantes residuales de el punzón y el apretachapas.

4.5. TRATAMIENTOS TERMICOS.

Para la optimización del tratamiento térmico se utilizaron probetas de 1x1/2". Se realizaron recocidos a 300 °C, 350 °C, 400°C, 450 oC, variando también el tiempo de recocido a 1/2 hora, 1 hora, 1 1/2 horas y 2 horas. Se continuó con enfriamiento lento en el horno hasta 250 °C y luego enfriamiento al aire. Se montaron las piezas en baquelita para realizar estudios metalográficos y medición de dureza.

Se seleccionó el espesor 0.5 mm para realizar los ensayos ERICHSEN, a estos discos se los sometió a las cuatro temperaturas de recocido y a los cuatro tiempos de recocido.

Los resultados obtenidos en los ensayos ERICHSEN de la observación metalográfica y de los test de dureza nos permitieron seleccionar tres tratamientos térmicos con los cuales conseguimos una máxima plasticidad de manera que se obtuvo una mejor capacidad de deformación.

T_{T2} = 300 °C y 2 horas

T_{T1} = 400 °C y 1/2 hora

T_{T3} = 400 °C y 1 hora.

Las probetas para ensayos de tracción y para

experiencias de embutición se sometieron a estos tres tratamientos térmicos seleccionados.

4.6. DETERMINACION DE DUREZAS

El procedimiento para determinación de durezas Vickers está determinado en el método standard E92 de ASTM.

En cada probeta se hicieron 2 o 3 indentaciones y se midió con el micrómetro óptico la diagonal del cuadrado, luego se saca la media aritmética de las dos diagonales, esta lectura se da en unidades filares, este valor se multiplica por el factor de magnificencia del lente. Conocida la longitud de la diagonal, la dureza se obtiene directamente de la tabla de durezas Vickers. Luego, multiplicamos por 50 g, que es el valor de la carga utilizada en los ensayos y este valor nos da el respectivo número de dureza Vickers a 50 gramos.

Estos valores obtenidos estan resumidos en la tabla 8.

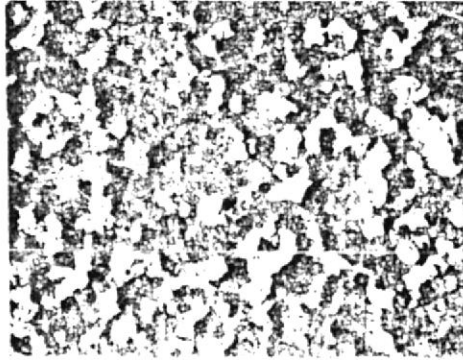
4.7. ESTUDIO DE MICROESTRUCTURAS.

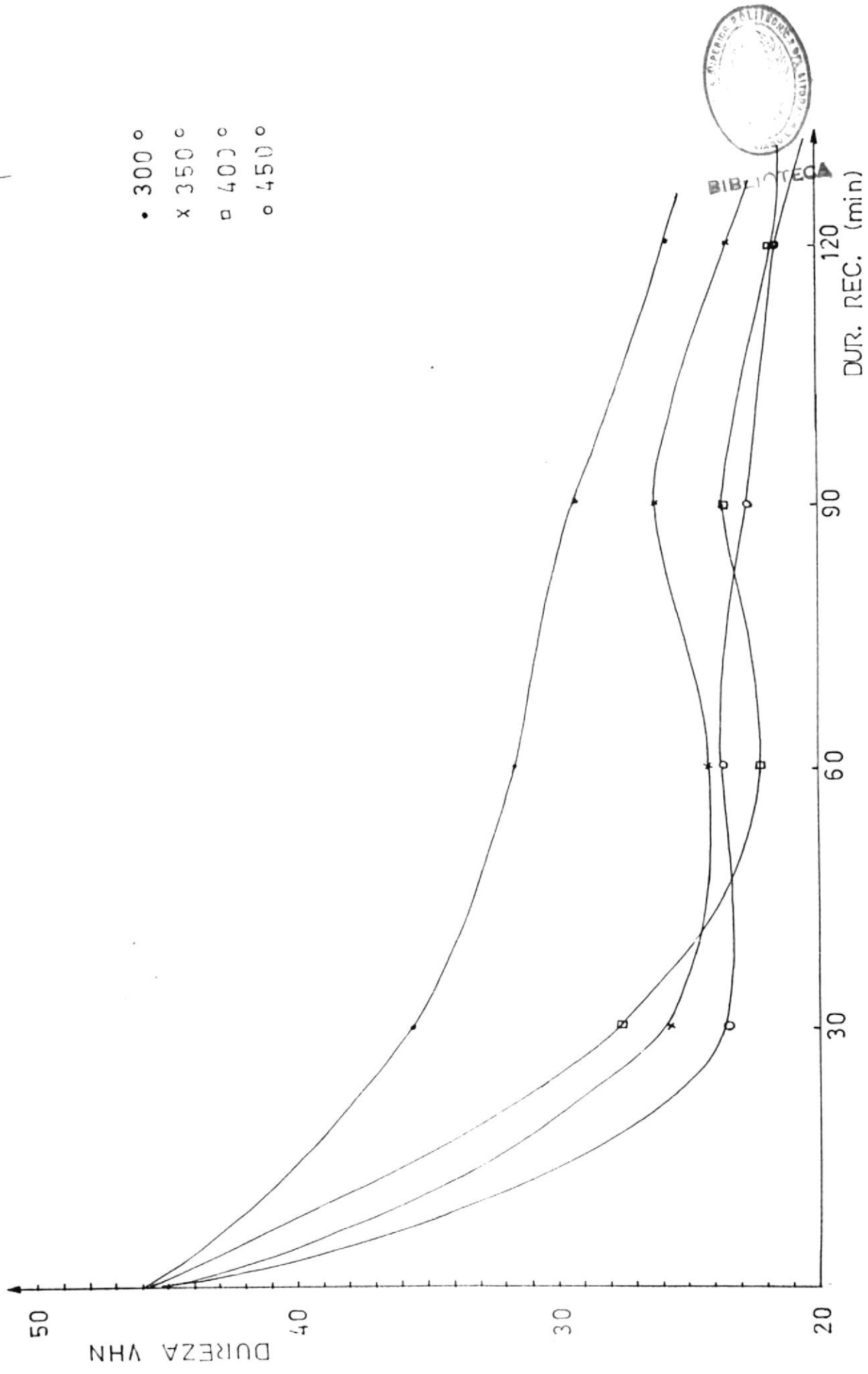
El examen mediante el microscopio metalografico ha sido utilizado para poner en evidencia la estructura de las aleaciones de aluminio.

Para poder realizar examenes en el microscopio es indispensable preparar las superficies del metal con

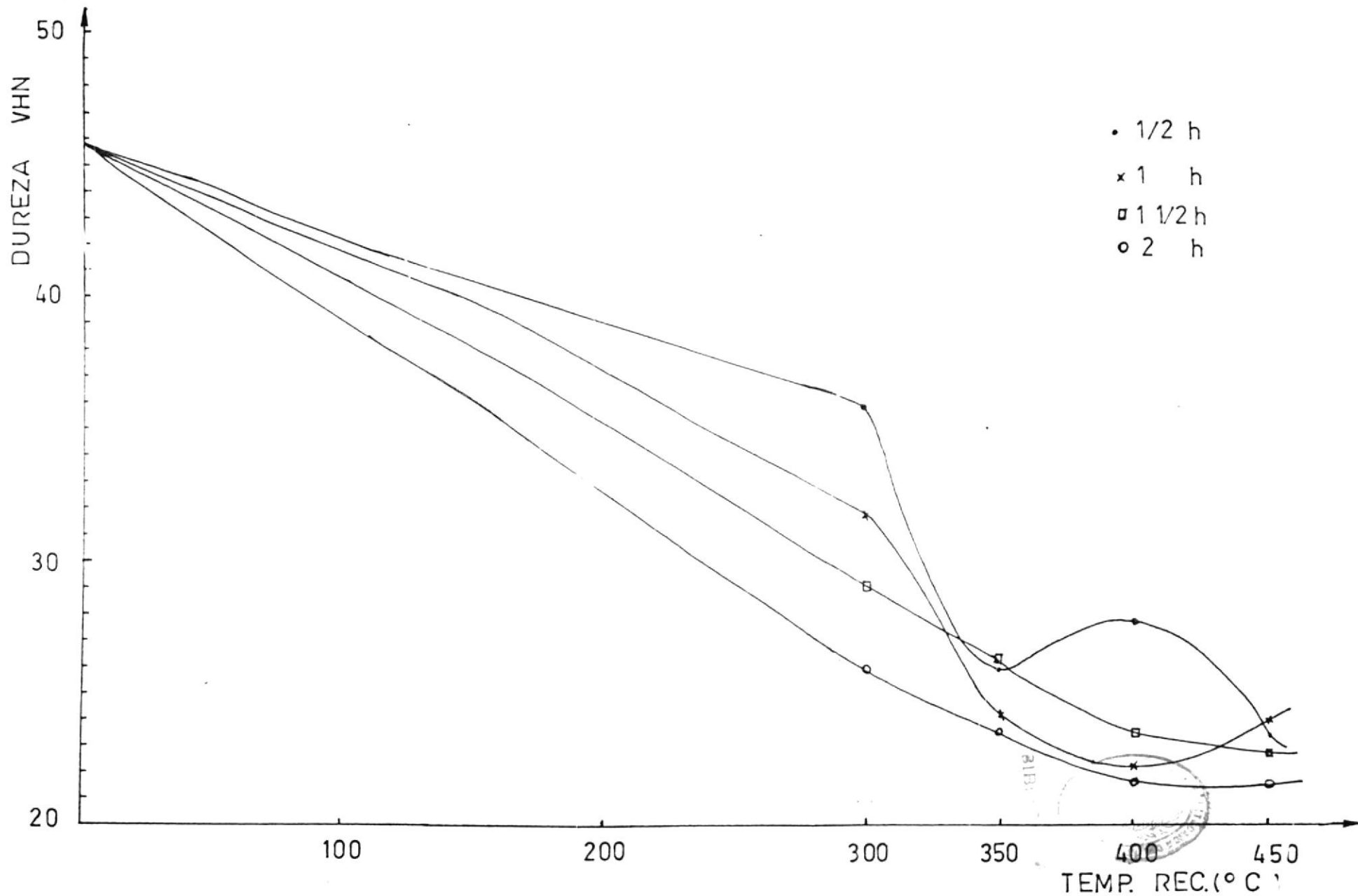


BIBLIOTECA





GRAF. DUREZA VS. DURAC. RECOCIDO



GRAF. DUREZA VS. TEMP. RECOCIDO

pulido abrasivo aunque mejor resultado se obtuvo con pulido electrolítico.

La práctica ha demostrado que el microscopio óptico es un instrumento preciso para determinar el estado de recristalización y el tamaño de grano de los metales y aleaciones. Fig. 4.7.1.

4.8. DETERMINACION DE FUERZAS DE EMBUTICION.

Optimización del lubricante

En la matriz ERICHSEN se realizaron ensayos utilizando tres lubricantes: vaselina, MOLYKOTE y una mezcla de 50% de sebo y 50% de aceite mineral SAE 30.

Entre una y otra experiencia se procedió a una limpieza muy cuidadosa de las herramientas.

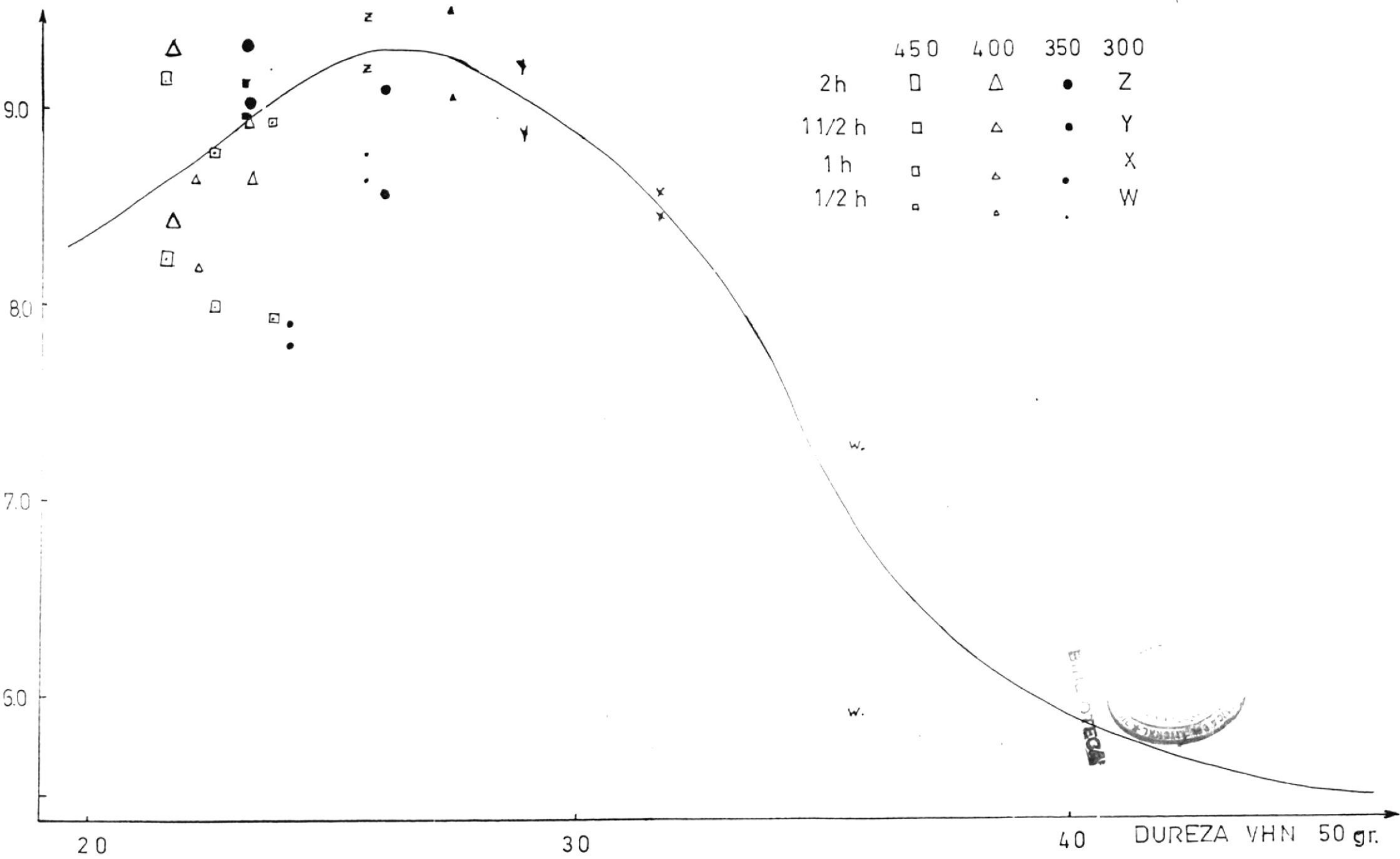
Ensayos ERICHSEN

Parámetros en condiciones normalizadas.

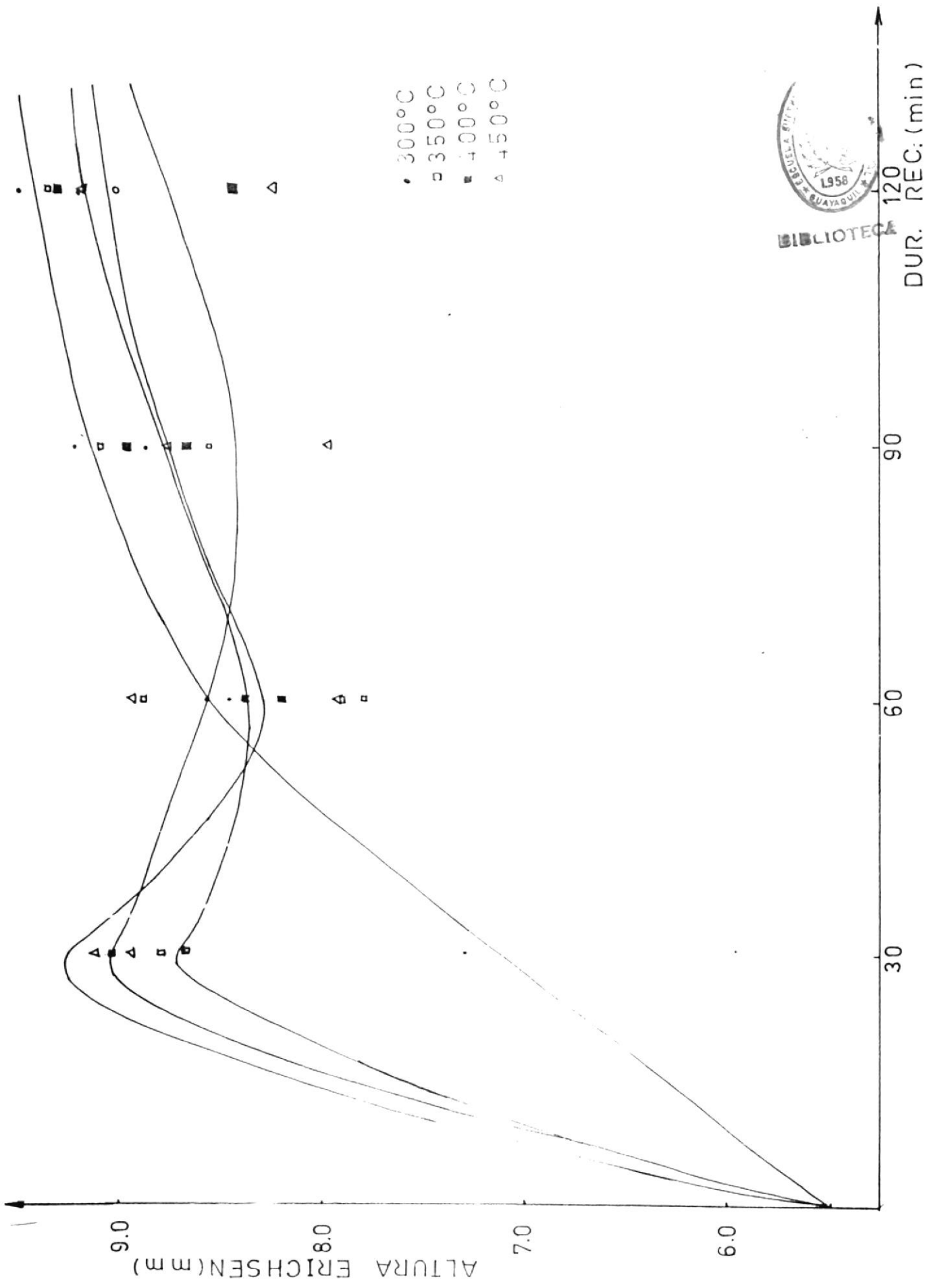
Se utilizó el lubricante óptimo compuesto por una mezcla de 50% de sebo y 50% de aceite mineral SAE 30.

Se realizaron ensayos ERICHSEN en muestras testigos sin tratamiento térmico, de cada espesor. Los resultados obtenidos están resumidos en la tabla 9.

Los ensayos ERICHSEN con tratamiento térmico, con espesor promedio de 0.50 mm se encuentran en la tabla 10 y se encuentran graficados en la figura 4.8.1, parte a y b.



GRAF. ALT. ERICHSEN VS. DUREZA



GRAF. ALT. ERICHSEN VS. DUR. RECOCIDO

En la tabla 11 se encuentran tabulados los datos del estudio que se realizó del efecto de la velocidad de enfriamiento sobre los tratamientos térmicos.

Luego se realizó un estudio de la influencia de la acritud en la embutibilidad para enfriamiento lento, obteniéndose la tabla 12.

Después de realizadas las pruebas mencionadas anteriormente se seleccionó los tratamientos térmicos para embutición, y se obtuvo la tabla 13.

Una vez seleccionados los tratamientos térmicos, se sometió todas las probetas a los mismos y se realizó los ensayos de tracción (Tablas A1-A5) y las experiencias de embutición (Tablas B1-B9).



BIBLIOTECA

PROBETA Nº	SECCION mm	RESIST. Kg/cm ²	TRACCION Kg/cm ²	OBSERVACIONES
101	10.40X0.47	7.57		SE ROMPIO FUERA DE LAS MARCAS
102	10.45X0.495	7.76		
103	10.5X0.495	7.92		
104	10.5X0.475	7.41		SE ROMPIO EN LAS MARCAS
2001	10.45X0.695			SE ROMPIO EN LAS MARCAS
2002	10.45X0.695			SIN EXTENSOMETRO
2003	10.5X0.700			OK
3001	10.5X0.805			
3002	10.5X0.805			SE ROMPIO EN LA MUESTRA
4001	10.5X0.90	7.74		
4002	10.45X0.945	7.74		
4003	10.5X0.940	7.74		SE ROMPIO EN LA MUESTRA
5001	10.7X0.992	8.14		
5002	10.5X0.775	7.98		

LAMINAS DE ALUMINO DE PUREZA, REDUCIDAS A T₀: 1400°C, 112%

ADN ENSAYO DE TRACCION

PROBETA Nº	SECCION mm ²	RESIST. TRACCION kgf/mm ²	OBSERVACIONES
11	12,5X0,93	7,34	
11	12,5X0,99	8,03	
9	12,65X0,94	7,669	
10	12,47X0,94	7,667	
5	12,91X0,925	7,6524	SE CILLODO TORCIDO
6	12,5X0,930	7,742	
7	12,5X0,820	7,737	FLUENCIA 0,074.
4	12,815X0,810	7,755	
10	12,95X0,985	7,9656	PROBETA CON MUECAS FALLAS
3	12,63X0,88	7,747	
8	12,90X0,890	7,8796	
1	12,75X0,48	7,4024	SE ROMPIÓ EN LA MUESCA DEL ENT.
2	12,25X0,473		SE AFLOJO DE LA MORDAZA

LAMINAS DE ALUMINIO DE 99,5% DE PUREZA, REDUCIDAS A T73 (400°C, 1h)

4A. ENSAYO DE TRACCION



BIBLIOTECA

PROBETA Nº	SECCION Nº	RESIST. Kg/cm ²	TRACCION Kg/cm ²	OBSERVACIONES
T 5-1	12,4510,49		12,98	D.V
T 5-2	12,4510,978		12,15	
T 4-1	12,4510,308		14,14	SE ROMPIO FUERA DE LAS MARCAS MUY VARIABLE EL ESPESOR
T 4-2	12,4510,445		12,89	D.V
T 3-2	12,4510,430		12,64	SE ROMPIO EN LAS MARCAS
T 3-1	12,4510,3287		14,25	SE ROMPIO EN LAS MARCAS
T 2-1	12,4510,675		15,06	SE ROMPIO EN LAS MARCAS
T 2-2	12,4510,675		15,16	SE ROMPIO EN LAS MARCAS
T 1-1	12,4510,170		14,46	SE ROMPIO EN LAS MARCAS

LAMINAS DE ALUMINIO DE 99,5% DE PUREZA SIN TRATAMIENTO TERMICO.

45% ENCAÑO DE TRACCION



BIBLIOTECA

EXPERIENCIA	ESPESOR	T.M.	REDUC.	MATERIAL	N.º ENS.	CARGA DE ESFUERZO	COMENTARIOS
(mm)	(mm)	(mm)	(%)	(mm)		(MPa)	(MPa)
SOLUCIÓN 63, TRATAMIENTO TÉRMICO T74							
69	0,8	0	40	0-0	00	774	0,8
70	0,80-0,81	0	50	0-0	00	796	4 DE ROMPIDO
71	0,80-0,80	0	50	0-0		804	CON LA LLAVE DE MANO DE ROMPIDO
72	0,80-0,84					816	CON LA LLAVE DE MANO DE ROMPIDO
73	0,8	0	60	0-0			ARRETRADA CON LA MANO DE ROMPIDO
SOLUCIÓN 64, TRATAMIENTO TÉRMICO T74							
74	0,70-0,77	0	40	0-0	00	660	0,8 SALIO BURBUJA
75	0,70-0,70	0	50	0-0	00		
76	0,75-0,76	0	50	0-0	00		CON LA MANO DE ROMPIDO
77	0,75-0,76	0	50	0-0	00		CON LA MANO DE ROMPIDO
78	0,75-0,76-0,77						CON TORNILLOS
79	0,75-0,76-0,77						CON ARRETRADARAS
80	0,75-0,76-0,77						CON ARRETRAR LOS TORNILLOS
SOLUCIÓN 65, TRATAMIENTO TÉRMICO T74							
81	0,70-0,70	0	40	0-0	00	750	0,8
82	0,70-0,70	0	50	0-0			CON LA MANO DE EMBUTIDO 810N

82.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION

EXPERIENCIA N°	ESPEJOR (mm)	T.T	REDUC. (%)	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE ESFUERZO EMBTIC. APETACH.	OBSERV.
ESPEJOR e1, TRATAMIENTO TERMICO T72							
9	0.475	2	40	1-1		420	12.5 SE ROMPIO
10	0.465	2	40	1-1		350	12.5 SE DEFORMO
24	0.47-0.48	2	40	1-1		600	7 SE EMBUTIC BIEN
25	0.48-0.485-0.49					604	7 O.K
27	0.47-0.48-0.47					644	7.5
28						656	8 SE ROMPIO
29						598	7 SE ROMPIO
30						569	5
31	0.47-0.48-0.47					447	2
32	0.47-0.48-0.49		50			433	< 2 PLIEGUES
33	0.47-0.48-0.47		60			534	4.5
34	0.47-0.48		50			582	5
35	0.47-0.48					570	5
81	0.47-0.48	2	50	2-1		578	SE APRETO CON LA MANO
82	0.47-0.48	2	50	2-1		304	5
83	0.47-0.48	2	50	2-1		293	5 SE ROMPIO
84	0.47-0.48	2	50	2-1		375	4 SE ROMPIO
85	0.47-0.48	2	50	2-1		610	SE APRETO CON LA MANO
86	0.48	2	50	2-1		550	SE APRETO CON LLAVE DE 1
87	0.48-0.49	2	50	2-1		553	SE APRETO CON LLAVE DE 1
141	0.46-7-3	2	60	3-1			SIN APRETAR LOS TORNELLOS
142	0.45-6-7	2	60	3-1			APRETANDO CON LA MANO SE ROMPIO

83.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION

EXPERIENCIA N°	ESPEJOR (mm)	T.T	REDUC. (%)	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE ESFUERZO EMBUIC. APRETACH.	OBSERV.
ESPEJOR e2, TRATAMIENTO TERMICO TT2							
11	0.675	2	40	1-1	618	12.5	SE ROMPIO SIN LUBRICACION
12	0.661				606	10	SE ROMPIO A 90°
36	0.67-8-9				708	5	
37	0.67-8-9				790	7	SE QUEDO PRENSADA ENTRE PUNZON Y MATRIZ
38	0.67-8-9				847	8.5	
39	0.67-8-9				890	10	
40	0.67-8-9				604	12.5	SE ROMPIO
41	0.67-8-9				730	2	NO MARCO LA AGUJA
42	0.67-8-9				633		PLIEGUES, FALTA P.a.
43	0.67-8-9				828	8.5	0.4
90	0.68-9	2	50	2-1	801	10	CON LA MANO
91	0.69	2	50	2-1	650	5	SE ROMPIO
92	0.69	2	50	2-1	838	4	SE APRETO EN LA MATRIZ
93	0.69	2	50	2-1	720	4	SE APRETO EN LA MATRIZ
94	0.68-9-70	2	50	2-1	780	4	CON LA MANO
95	0.69-70	2	50	2-1	752	5	SE ROMPIO
147	0.67-69	2	60	3-1			SE APRETO CON LA MANO
148	0.67-68	2	60	3-1			SE APRETO CON LLAVE SE ROMPIO MAS RAPIDO

B4.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION

EXPERIENCIA N°	ESPEJOR (mm)	T.T	REDUC. %	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE ESFUERZO EMBTIC. APRETACH.	ESFUERZO OBSERV.
ESPEJOR 3, TRATAMIENTO TECNICO TT2							
18	0.81-82	2	40	1-2		938	BAJA NO MARCO LA AGUIA
56	0.8	2	40	1-2		710	FLIEGUES
57	.81-82-83	2	40	1-2		857	5
58	0.81-82	2	40	1-2		976	7.5
59	0.83	2	40	1-2		975	8.5
60	0.81-815	2	40	1-2		858	> 10 FALLO
97	0.82-83	2	50	2-2		880	CON LA MANO
98	0.82-83	2	50	2-2		936	4
99	0.82-83	2	50	2-2		938	5
100	0.83	2	50	2-2		920	6 SE ROMPIO
101	0.83	2	50	2-2		804	6 SE ROMPIO
102	0.83	2	50	2-2		710	5 SE ROMPIO
103	0.83-835	2	50	2-2		1024	4 SE EMBUTIO BIEN
104	0.82	2	50	2-2		978	4 SE EMBUTIO BIEN
150	0.81-0.83	2	50	3-1			APRETADO CON LA MANO
151	0.81-82	2	60	3-1			APRETADO CON LA MANO

85.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION

EXPERIENCIA N°	ESPEJOR (mm)	T.T	REDUC. (%)	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE ESFUERZO EMBUTIC. APRETACH.	OBSERV.
	ESPEJOR e4, TRATAMIENTO TERMICO TT2						
63	.9-91-92	2	40	1-2		865	5 apretada con llave de 11
64	.92-925	2	40	1-2		994	5 se quedo en la matriz y el punzon.
65	92-925-93	2	40	1-2	20	1040	7.5
66	0.92-93	2	40	1-2	20	1070	8.5
67	0.93	2	40	1-2	20	1150	> 10
68	0.925-92	2	40	1-2	20	1105	> 10
69	0.910	2	40	1-2	20	1120	> 12
110	0.91-92	2	50	2-2	20		con la mano
111	0.91-92						con la mano
112	0.91-92						4
113	0.91-92						5
114	.91-92-92						5
115	0.915-92						7.5 se rompio, presion excesiva
116	0.92						7.5 se rompio, presion excesiva
117	0.92						5
118	0.92						6
119	0.92-92						5
137	0.95						sin apretar los tornillo del apretachapas
139							sin apretar los tornillo del apretachapas

B6.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION



BIBLIOTECA

EXPERIENCIA Nº	ESPEJOR mm	T. T	FEDUC. %	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE EMBUTIC. APRETACH.	ESFUERZO OBSERV.
	ESPEJOR e4, TRATAMIENTO VERMICO TT2						
72	.99-1.00	2	40	1-2	20	1006	apretada con la aa
73	1.00		40			1090	5
74	.99-1-1.01		40			1148	7.5
75	1.0-1.01		40			1210	8.5
76	1.0-1.01		40			1280	10 muy ajustada
77	1.0-1.01		40			1098	> 10.5 fallo, se rompio
78	1.01-1.02		40			1295	12.5
124	1.0	2	50	2-2	20		con la mano se embutio bien
125	0.99-1.0						con la llave
126	1.0						4
127	.99-1-1.01						5 se rompio
128	1.0-1.01						5 se rompio
129	1.01						4

87.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION

EXPERIENCIA N°	ESPEJOR (mm)	T.T	REDUC. (%)	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE EMBUTIC. APRETACH.	ESFUERZO OBSERV.
ESPEJOR e1, TRATAMIENTO TERMICO TT3							
1	.50-51e1'	3	40	1-1	20	350	12 anulada
2	0.48 e1'	3	40	1-1	20	345	20 anulada
3	0.50 e1'	3	40	1-1	20	450	20 anulada
4	0.50 e1'	3	40	1-1	20	488	15 se deforma
5	0.51	7	40	1-1	20	555	13 orejas
6	0.53	3	40	1-1	20	527	13 se rompio
21	0.49	3	40	1-1	20	473	10 se rompio
22	.51-52	3	40	1-1	20	558	7 se rompio
52	.47-48-49	3	40	1-1	20	500	7
53	.47-48	3	40	1-1	20	445	7.5 se rompio
54	.47-48	3	40	1-1	20	440	4 se apreto hasta encontrar resistencia
89	.49-50-51	3	50	2-1	20	494	se apreto en la matriz
145	0.48-49	3	60	3-1	20		se rompio
146	0.50	3	60	3-1	20		se rompio
ESPEJOR e5, TRATAMIENTO TERMICO TT3							
80	1.0-1.01	3	40	1-2		1036	8.5 piel de naranja
131	1.01	3	50	2-2			pliegues
132	.95-96-97	3	50	2-2			con la mano y llave
133	.95-96-97	3	50	2-2			con la mano y llave
134	0.94-95	3	50	2-2			pliegues

88.- EXPERIENCIAS DE EMBUTICION

EXPERIENCIA Nº	ESPEJOR (mm)	T. T	REDUC. (%)	MATRIZ	V. ENS.	CARGA DE EMBUTIC.	ESFUERZO APRETACH.	OBSERV.
ESPEJOR e2, TRATAMIENTO TERMICO TT3								
55	0.67	3	40	1-1	20	674		5 se apreto en la matriz
96	0.68-69	3	50	2-1	20	685		4 se rompio
149	0.68	3	60	3-1	20			se rompio
ESPEJOR e3, TRATAMIENTO TERMICO TT3								
13	.83-4-5-6	7	40	1-2	20	777	10	
14	.79-.89	3	40	1-2		714	8	
15	0.79	3	40	1-2		823	8	
62	0.80	3	40	1-2		832	8.7.5	
106	0.795	3	50	2-2		780		BIBLIOTECA con la llave de mano
107	0.850	3	50	2-2		812		se rompio
153	0.77	3	60	3-1				se apreto con la mano
ESPEJOR e4, TRATAMIENTO TERMICO TT3								
17	.95-6-7	3	40	1-2		932	8	
18						957	10	
19	0.97					948	8	
20	0.97					860		5 pliegues
71	0.91-915	3	40			930	8.5	
121		3	50	2-2				apretado con la mano
138	.955-96-7	3	50	2-2				sin apretar los tornillos
140	0.96-97	3	50	2-2				sin tornillos



BIBLIOTECA
con la llave de mano

CAPITULO V

RESULTADOS

5.1. EFECTO DE LA PRESION DEL APRETACHAPAS.

Estudiaremos el comportamiento de la carga para varios espesores y un mismo tratamiento térmico.

A medida que aumenta el espesor para una misma presión del apretachapas aumenta la carga de embutición. Ver tabla 14.

El valor del esfuerzo aplicado al apretachapas tiene ciertamente una influencia en la capacidad de embutición.

Examinando el cuadro de embutición de espesor el y TT2 observamos lo siguiente.

Con bajas presiones se dió lugar a la formación de pliegues y con presiones más altas la pieza se rompió obteniendo los mejores resultados con una fuerza de 7 a 7.5 lb-ft aplicada sobre los pernos del apretachapas.

5.2. EFECTO DEL TRATAMIENTO TERMICO.

Analizando los cuadros de embutición para un mismo espesor y diferentes tratamientos térmicos encontramos lo siguiente:

ESPESOR	TT1	TT2	TT3
0.47-0.48	517	600	500

Para 40% de reducción e igual presión del apretachapas.

Mejor capacidad de embutición se obtuvo con el TT2 = 300 °C - 2 horas, pues soportó una más alta carga, embutiéndose mejor, lo que corrobora los resultados del ensayo ERICHSEN para el mismo tratamiento térmico.

5.3. EFECTO DE LA LUBRICACION.

La calidad del lubricante tiene una gran influencia sobre el valor de la relación de embutición ya que reduce las fuerzas de frotamiento entre las matrices y punzones y la cápsula.

En las experiencias del presente informe se utilizaron tres lubricantes, vaselina, molikote y una mezcla de sebo y aceite mineral.

La vaselina nos dió buenos resultados pero su aplicación no es muy fácil.

El molikote presenta desventaja en el precio y en la aplicación.

En cambio el lubricante preparado con sebo y aceite mineral aparte de su bajo costo es muy fácil de aplicar y por su textura se elimina facilmente el exceso de lubricación, dando magnificas condiciones para embutición.

5.4. EFECTO DE LA VELOCIDAD DE EMBUTICION.

La mayoría de los autores llegan a la conclusión de que la velocidad en la embutición no es importante

no obstante, existe una velocidad óptima para cada metal a fin de permitirle el tiempo necesario para pasar al estado plástico.

En nuestras experiencias no pudimos observar grandes diferencias en la capacidad de embutición a diferentes velocidades del punzón, por lo que para poder observar detenidamente los ensayos de embutición escogimos una velocidad de 20 mm/min, velocidad con la que se realizaron todas las experiencias.

Para la embutición de piezas no cilíndricas son preferibles las pequeñas velocidades.

5.5. EFECTO DEL RADIO DEL PUNZON.

Para evitar que con la embutición el punzón rompa la chapa, debido a que este transmite las fuerzas a las paredes de la cápsula, debe redondearse la cabeza del punzón. En ningún caso este radio debe ser inferior al de la matriz. Se hace siempre de 3 a 5 veces mayor que este, de 4 a 10 veces el espesor de la plancha.

$$5e < R_p < 0.3 d$$

Las experiencias se realizaron con punzones fabricados siguiendo estas recomendaciones.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

La embutición es un proceso de deformado muy complejo en el cual están involucrados muchas variables, existiendo muchos métodos y ensayos para la calificación de las chapas de aluminio para embutición.

Este informe nos demuestra la importancia de los ensayos mecánicos, metalográficos y de embutición en la investigación de las propiedades de la chapa y la capacidad de embutición de la misma.

Pero principalmente nos demuestra la importancia de los tratamientos térmicos a los que debe someterse la chapa para dejarla apta para determinado tipo de embutición.

Los ensayos de tracción nos demostraron que las probetas con $TT2 = 300^{\circ}C - 2 \text{ h}$, presentaron una más alta resistencia a la tracción que las probetas con los otros tratamientos térmicos, pero no se encontró una correspondencia legítima entre la dureza y su carga de rotura. De igual manera los ensayos ERICHSEN demostraron que las probetas con $TT2$ la altura es un índice de embutibilidad y era mayor que con los otros tratamientos térmicos, tampoco se encontró una correspondencia legítima entre la dureza y la altura ERICHSEN.

Esto nos indica que en primer lugar no existe un ensayo que por si solo pueda aportar la solución a todos los problemas de calidades en el campo de la embutición.

Para estudiar los parámetros tecnológicos que intervienen en una operación de embutición, los ensayos simulatorios

conservan todo su valor, por ejemplo en el estudio de los lubricantes.

Sin embargo, señalemos nuestra preferencia por los ensayos expuestos en el presente informe porque son muy comunes y nos permiten controles rápidos de fabricación. Deben sin embargo tomarse muchas precauciones en la selección y preparación de las probetas y además realizar el mayor número posible de experiencias.



BIBLIOGRAFIA

1. Ingeniería Metalúrgica, Volumen 2 (Raymond A. Higgins, CECSA).
2. El Aluminio, Volumen 1, 2, 4 (P. Barrand y R. Garrau).
3. Dieter, Metalurgia Mecánica (2da edición; New York: McGraw-Hill, 1976).
4. Katpaksian, Mechanical Processing of material.
5. H. Studemann, Ensayo de Materiales y Control de Defectos en la Industria del Metal.
6. D. Luechesi, Ensayo Mecánico de los Materiales (Labor S.A.).
7. D. Luechesi, Técnica de la Forma, Embutición, Corte y Soldadura.
8. F. Sachs, Fundamentals of the Working of Metals (Pergamon Press).
9. J. D. Levans, The Metallurgy of Deep Drawing on Pressing (Chapman and Hall).
10. Metal Handbook.
11. B. Wassilieff, Embutición.
12. ASTM.
13. The Control of Quality in the Producción of Wrought non Ferrous Metals and Alloys.



BIBLIOTECA

FE DE ERRATA

Fig. 2.1.1, substituir F por D

Substituir D por d

Substituir COSPEL por DISCO

Fig. 2.1.2, Substituir F por D

Substituir D por d

Fig. 2.3.1, Substituir TAPAS por COPAS

Substituir TAPA por COPA



BIBLIOTECA