



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

**UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

ESTUDIO GEOMÉTRICO Y METALÚRGICO DEL ENSANCHAMIENTO Y LAMINACIÓN

Nilthon Zavaleta Gutiérrez

A la memoria de mi madre
Dorita y a Jhoncito, mi
hermano cuya presencia me
hace falta, pero su recuerdo
vivirá en mí.

Los amo

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
CENTRO DE INFORMACION C A C

A mi padre Heraldo en
agradecimiento por estar
siempre conmigo y ser el
ejemplo que rige mi vida.

AGRADECIMIENTOS

El autor expresa su reconocimiento a las siguientes personas, por su amplia colaboración en el desarrollo de este trabajo de investigación aplicada:

Al Ing. Roberto A. Villanueva, experto calibrista de cilindros de laminación y director de esta tesis, por su grandeza intelectual y por hacerme participe de sus conocimientos y experiencias en el campo de la laminación;

Al Ing. Alfredo M. Hey, investigador en el campo de los aceros y co-director de esta tesis, por el apoyo brindado para el desarrollo y culminación de esta tesis;

Al Ing. Ismael I. Nuñez, por su constante apoyo, por sus valiosas sugerencias, así como por la revisión completa de este trabajo;

Al Lic. Gabriel E. San Martín, al Ing. Gustavo F. Merlone, al Ing. Juan J. Tiebas y al Ing. Gabriel C. Queipo, por sus valiosas aclaraciones relacionadas a temas metalúrgicos;

Al Sr. Alonso, por su amistad y su desinteresado apoyo en el mecanizado de la totalidad de probetas de torsión y compresión utilizadas en esta investigación;

Al Técnico Gonzalo Porta, por su colaboración en la realización de los ensayos de torsión;

Al Sr. Oscar Carpineta, por su apoyo en la realización de la totalidad de ensayos de laminación;

A los Sres. Ricardo Montero y Ramón Castillo Guerra, por su apoyo en la realización y análisis de metalografías;

Srta. Adriana Dominguez y Sra. Sara Novas por la operación del microscopio electrónico de barrido y el revelado de las fotografías obtenidas.

Nilthon E. Zavaleta G.

RESUMEN

Un programa de laminación comprendido en más de 100 experimentos, fue planificado con la finalidad de investigar el efecto de los factores geométricos y metalúrgicos sobre el ensanchamiento. Las laminaciones se realizaron en frío y en caliente para el aluminio y cobre, y en caliente para el acero SAE 1010; todas sin lubricación. Las variables de estudio fueron: reducción de altura, relación ancho/espesor, diámetro de cilindros, temperatura, tamaño de grano y fibrado mecánico. El rango de temperatura empleado para cada material fue el normalmente usado en la industria. El diferente comportamiento del aluminio respecto al cobre y al acero en el ensanchamiento durante el laminado en caliente, exigió la determinación del coeficiente de fricción en estos materiales. La realización de 46 ensayos de compresión de anillos, mostró la variación del coeficiente de fricción con la temperatura para estos materiales y evidenció su efecto en el ensanchamiento. Los resultados de ensanchamiento producidos en el laminado en caliente del acero fueron comparados con los proporcionados por 21 fórmulas empíricas seleccionadas y elaboradas para estas condiciones; indicando un mayor acercamiento la fórmula propuesta por Roux. Esta fórmula junto con la propuesta por Shinokura y Takai, fueron evaluadas en un calibrado real de uso industrial, corroborando la buena predicción del ensanchamiento proporcionadas por tales fórmulas. La ampliación de estos 21 modelos a la laminación en caliente del cobre y aluminio establece, que haciendo uso de un factor de corrección de 0.77 para el aluminio y 1.6 para el cobre así como de los coeficientes de fricción encontrados, la fórmula propuesta por Tselikov predice los valores de ensanchamiento encontrados en la experimentación. Un análisis de la resistencia a la fluencia en caliente del acero, en la dirección longitudinal y transversal de laminado, mediante 25 ensayos de torsión, determina que la resistencia en ambas direcciones es la misma y que la influencia de la orientación de las inclusiones solo tienen efecto en la ductilidad.

ABSTRACT

A rolling program, which involved more than 100 experiments, was planned with the purpose of finding out the effects of geometrical and metallurgical factors on spread. Rollings were carried out both in cold and hot conditions for aluminum and copper, and in hot condition only for steel – SAE 1010. All operations without lubrication. Variables under study were height reduction, width/thickness relation, roll diameter, temperature, grain size and mechanical fibering. The temperature range applied for each material was that normally used in industry. The different behavior of aluminum when compared with copper and steel during hot rolling, asked for determination of friction coefficient for those materials. 46 ring compression tests carried out showed the variation of friction coefficient with temperature for those materials, and demonstrated its effect on spread. Results obtained with steel being hot rolled were compared with 21 empirical formulas selected and adapted for these conditions. They indicated that Roux expression is the one that gives best approximation. This formula, together with the one put forward by Shinokura and Takai, were evaluated when applied to an industrial roll pass design, confirming their accurate prediction. The extension of those 21 models to copper and aluminum hot rolling, showed up that using a 0.77 correction factor for aluminum and 1.6 for copper, besides friction coefficient being assessed, Tselikov formula foretell real spread values. An annalysis of hot yield strength in steel, both in longitudinal and transverse rolling directions, carried out thru 25 torsion tests, shows that strength in both directions it is the same, and that the influence of inclusions – their orientation – only affects ductility.

Indice

CAPITULO 1. TEORIA DE LA LAMINACION

1.1. Introducción.....	1
1.2. Parámetros geométricos de la laminación.....	4
1.3. La condición de entrada o agarre.....	5
1.4. Tensiones y deformaciones en la laminación plana	6
1.5. Características del coeficiente de fricción en la laminación.....	10
1.6. Ecuación de Von Kármán.....	11

CAPITULO 2. ENSANCHAMIENTO DURANTE LA LAMINACION

2.1 Introducción.....	13
2.2. Factores que intervienen en el ensanchamiento.....	15
2.3. Modelos matemáticos utilizados para el cálculo del ensanchamiento.....	19
2.4. Nuevas tendencias en el cálculo del ensanchamiento.....	29

CAPITULO 3. TRABAJO EXPERIMENTAL

3.1. Generalidades.....	31
3.2. Estudio del ensanchamiento en el laminado	32
3.2.1. Introducción.....	32
3.2.2. Procedimiento experimental.....	32
3.2.3. Resultados experimentales.....	38
3.2.4. Discusión de resultados.....	50
3.3. Estudio de la fricción y su influencia en el ensanchamiento durante la laminación en caliente del aluminio, cobre y acero SAE 1010.....	66
3.3.1. Introducción	66
3.3.2. Procedimiento experimental.....	68
3.3.3. Resultados experimentales.....	71
3.3.4. Discusión de resultados.....	78
3.4. Estudio de la resistencia y ductilidad (longitudinal y transversal) de laminación en caliente de un acero SAE 1010.....	85
3.4.1. Introducción.....	85
3.4.2. Formulación teórica del ensayo de torsión en caliente.....	87
3.4.3. Análisis del laminado y su equivalencia con el ensayo de torsión.....	90
3.4.4. Procedimiento experimental.....	93
3.4.5. Resultados experimentales.....	95
3.4.6. Discusión de resultados.....	104

CAPITULO 4. CONCLUSIONES

Bibliografía.....	110
--------------------------	------------

ANEXO 1. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE LAMINACION

1.- Resultados de las pruebas de laminación en frío del aluminio.....	114
2.- Resultados de las pruebas de laminación en frío del cobre.....	115
3.- Resultados de las pruebas de laminación en caliente del aluminio.....	116
4.- Resultados de las pruebas de laminación en caliente del cobre.....	117
5.- Resultados de las pruebas de laminación en caliente del Acero SAE 1010.....	117

ANEXO 2. CALCULO DEL ENSANCHAMIENTO OBTENIDO POR LAS DIFERENTES FORMULAS EMPÍRICAS

1.- Resultados de ensanchamientos obtenidos por las diferentes fórmulas empíricas y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.....	119
2.- Resultados del análisis de las fórmulas de Roux y Shinokura – Takai en el calibrado de cilindros de laminación para la fabricación de alambrón.....	121
3.- Resultados del análisis de la fórmula modificada de Tselikov para el cálculo del ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el aluminio y cobre.....	130

CAPITULO 1

TEORIA DE LA LAMINACION

1.1. Introducción

El proceso de laminación consiste esencialmente en hacer pasar el material, a deformar plásticamente, entre dos cilindros o rodillos que giran en sentido contrario. En virtud del roce que existe entre la superficie de los cilindros y la del material, este es mordido y obligado a pasar entre los cilindros, efectuando una reducción en la sección y un aumento en la longitud. Puesto que cuando se comprime el material, este tiende siempre a moverse en la dirección de mínima resistencia, generalmente no solamente existe un aumento en su longitud, sino que también tiene lugar un movimiento del material en dirección normal a la laminación. Este movimiento se denomina ensanchamiento, que trae como consecuencia un aumento en el ancho del material después del laminado.

Muchos metales de ingeniería, tales como aleaciones de aluminio, aleaciones de cobre, y aceros son frecuentemente fundidos en lingotes y posteriormente son procesados por laminado en caliente en tochos, planchones y palanquillas, los cuales a su vez son subsecuentemente laminados en otros productos tales como planchas, flejes, tubos, barras y formas estructurales (fig. 1.1). El laminado de estos productos es generalmente hecho a temperaturas superiores a la temperatura de recristalización, es decir, en el rango de conformado en caliente, donde son posibles grandes reducciones en espesor con moderadas presiones de conformado. Planchas finas y flejes son frecuentemente laminadas en frío, con la finalidad de mantener tolerancias en espesor y buen acabado superficial.

Los principales objetivos del proceso de laminación son pues, reducir la sección transversal del material de entrada mientras mejoran sus propiedades y obtener la sección deseada a la salida de los cilindros. El proceso puede ser realizado en caliente, tibio o frío, dependiendo de la aplicación y del material involucrado. La literatura técnica sobre la tecnología del laminado, equipo y teoría es extensa debido a lo significativo del proceso (refs. 1 al 5). Muchos investigadores industriales prefieren dividir el laminado en procesos de laminación en frío y en caliente. Sin embargo, desde un punto de vista fundamental, es más apropiado clasificar el proceso de laminación sobre la base de la complejidad del flujo de metal durante el proceso y la geometría del producto laminado. De esta forma la laminación puede ser dividida dentro de las siguientes categorías (ref. 6):

- 1) **Reducción uniforme en espesor sin cambio en el ancho**; este es el caso del laminado de planchas delgadas y flejes donde la deformación es plana, esto es, en la dirección de laminación y en el espesor. Este tipo de flujo del metal existe cuando el ancho de la zona de deformación es al menos 20 veces la longitud de aquella zona.

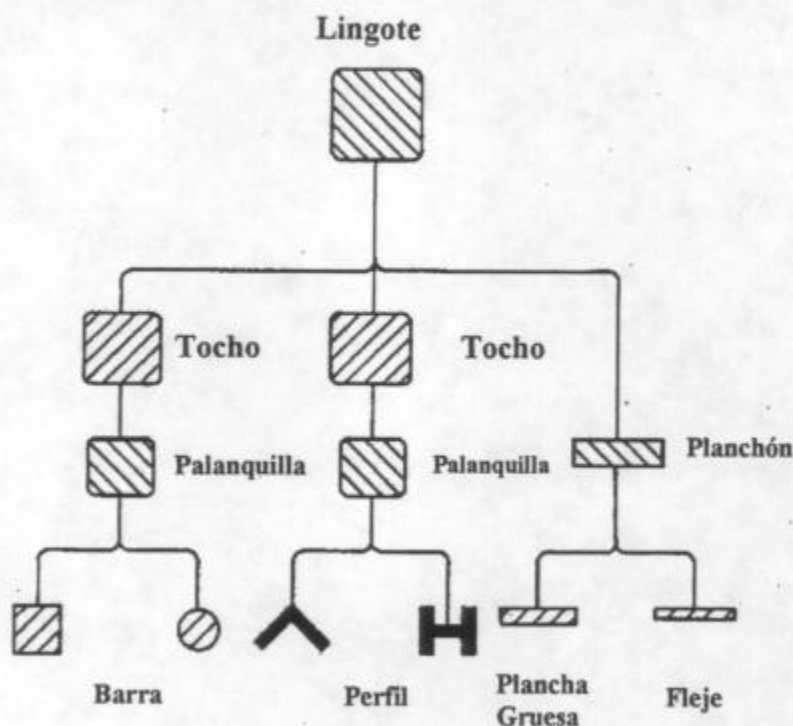


Fig. 1.1. Secuencia de laminación para la fabricación de barras, perfiles y productos planos desde tochos palanquillas y planchones

- 2) **Reducción uniforme en espesor con un incremento en el ancho;** este tipo de deformación ocurre en la laminación de tochos, planchones y planchas gruesas. El material es alargado en la dirección de laminación (longitudinal), es ensanchado en la dirección del ancho (transversal) y es comprimida uniformemente en la dirección del espesor.
- 3) **Reducción moderadamente no uniforme en la sección transversal;** en este caso, la reducción en la dirección del espesor no es uniforme. El metal es alargado en la dirección longitudinal, es ensanchado en la dirección del ancho, y es reducido no uniformemente en la dirección del espesor. A lo largo del ancho, el flujo del metal ocurre sólo a través de los bordes de la sección. El laminado de una sección oval en el conformado de barras podría ser considerado dentro de esta categoría.
- 4) **Reducción altamente no uniforme en la sección transversal;** en este tipo de deformación, presente en algunas secciones complejas, la reducción en la dirección del espesor es altamente no uniforme. Una porción de la sección laminada es reducida en espesor mientras otras porciones pueden ser extruidas o incrementadas en espesor. Como resultado, el flujo del metal en la dirección del ancho (lateral) puede ser a través del centro. Por supuesto, además, el metal fluye en la dirección del espesor así como en la dirección de laminación (longitudinal).

El **laminado en frío** de un metal resulta en un incremento de su resistencia y una disminución de su ductilidad, por lo que laminados en frío excesivos ocasionaría la fractura del material. De esta manera a fin de evitar tales dificultades, las operaciones de laminados en frío son usualmente realizadas en diferentes ciclos de laminado en frío – recocido; un

ajuste conveniente en estos ciclos permitirán producir un material con un grado de endurecimiento apropiado. Durante el **laminado en caliente** la deformación del metal es llevado, bajo condiciones de temperatura y velocidades tales, que los procesos de recuperación ocurren sustancialmente durante el proceso de deformación, de esta manera, grandes deformaciones pueden ser llevadas a cabo con ningún endurecimiento por deformación. Además la temperatura del proceso permite una rápida difusión y una disminución de las inhomogeneidades químicas, propio de los lingotes o productos de colada continua; junto a ello, los agujeros y porosidades se sueldan por unión y los granos columnares gruesos de las fundiciones son rotos y refinados a granos equiaxiales recristalizados. Estos cambios en la estructura durante el laminado en caliente, resultan en un incremento en la ductilidad y tenacidad respecto al estado fundido.

El **tren de laminación o tren laminador**, es el equipo usado para laminar y esta compuesto por uno o más cajas de laminación. La **caja o jaula de laminación** es la que contiene los cilindros de laminación. Según el número de cilindros que presente se puede hablar de cajas dúos, tríos y doble dúos, por extensión también se puede hablar de trenes dúos, tríos, etc. Existen ciertos tipos de trenes laminadores en los cuales parte de los cilindros efectúan la tarea de deformación (cilindros de trabajo) y otros jamás tocan al material que se lamina (cilindros de apoyo). Estos últimos sólo se colocan para respaldar a los cilindros de trabajo y evitar que se deformen e incluso rompan durante la laminación. Son los llamados trenes cuartos, séxtuples, múltiples etc.

Un cilindro de laminación esta constituido por un cuerpo o tabla, que es la parte del cilindro que lamina el material; los cuellos, que es el lugar donde el cilindro se asienta en los cojinetes, y los tréboles, que es el lugar por donde el cilindro recibe la fuerza motriz (cupla) que le permite neutralizar la resistencia del material y deformarlo. El cilindro mostrado en la fig. 1.2 corresponde a un cilindro liso, del tipo empleado para la laminación de productos planos.

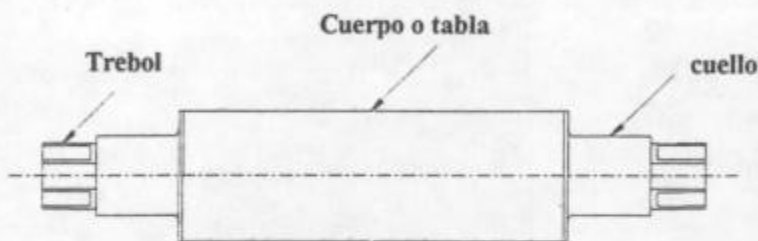


Fig. 1.2. Partes de un cilindro de laminación liso

Para la laminación de perfiles y barras se emplean cilindros acanalados. Dos acanaladuras mecanizadas juntas en dos cilindros forman una **canal**. Esta canal se denomina **canal abierta** (fig. 1.3.a, b, c y d), si aproximadamente yace en cada cilindro la mitad de la canal y la unión entre los dos cilindros o "abertura" de la canal está en el centro. La canal se denomina **canal cerrada** (fig. 1.3.e.) si un saliente de un cilindro ajusta en una acanaladura del otro. Por otro lado las canales simples pueden recibir nombres especiales según su **forma**: canal de caja

(fig. 1.3.a), canal cuadrado (fig.1.3.b), canal diamante o rombo (fig. 1.3.c), canal oval (fig. 1.3.d), canal redondo, etc. Es en estos tipos de cilindros acanalados, donde tiene principal importancia el diseño del cilindro de laminación o calibrado, y donde el cálculo del ensanchamiento es la etapa más crítica del diseño. Un mal diseño ocasionaría una falta de llenado o un sobrellenado del material en la canal, produciendo en ambos casos un deterioro del producto laminado. Los cilindros son colocados separados por una pequeña distancia, la cual se denomina juego, luz o entrehierro.

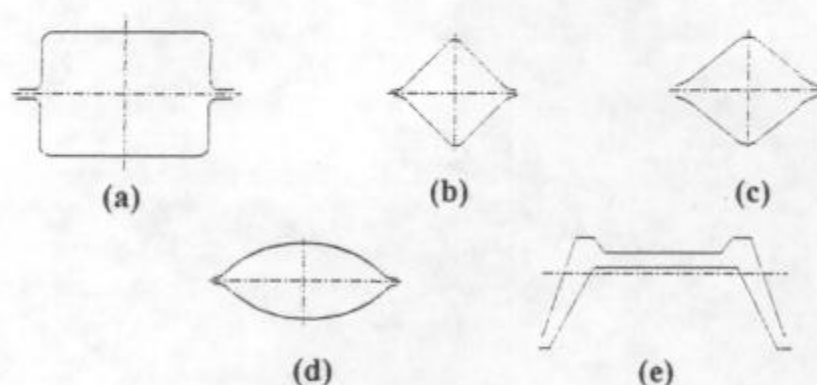


Fig. 1.3. Distintos tipos de canales: a, b, c y d, canales abiertas; e, canal cerrada. Nombres de canales simples: a, canal tipo caja; b, canal cuadrado; c, canal diamante o rombo; d, canal oval.

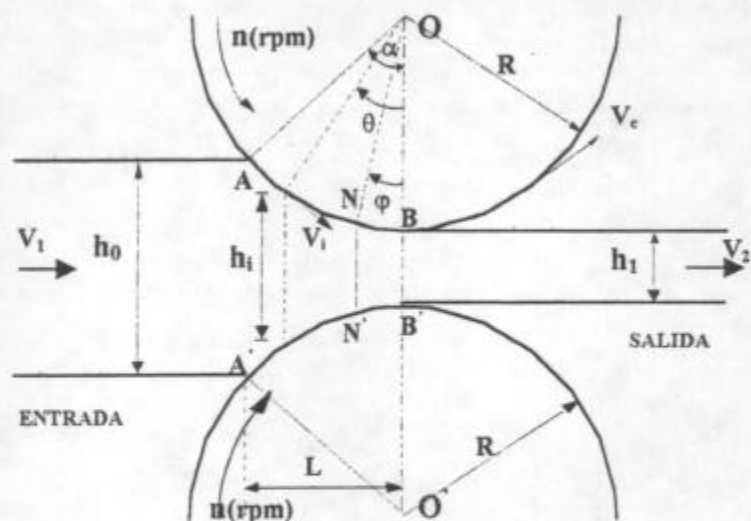
Durante el proceso completo de conformado, el material primero pasa a través de cajas desbastadoras, después a través de cajas intermedias preparadoras y finalmente a través de las cajas acabadoras. En este proceso, el material es protegido sometiendo a compresión aquellas partes que anteriormente han estado sometidas a tracción. Esto tiene lugar durante el **canteado** de la barra, es decir girándola 90° antes de volver a laminar. En trenes dúos y tríos se voltea toda la barra, y en trenes continuos, que es cuando existen varias cajas colocadas en serie, el canteado se realiza mediante guías canteadoras o de torsión, o bien se lamina el material en cajas con cilindros verticales, las cuales se denominan cajas de canteo.

1.2. Parámetros geométricos de la laminación

En la fig. 1.4, se resume los principales parámetros geométricos de la laminación plana.

Como la deformación plástica de metales se cumple con volumen constante, la densidad (ρ) es constante, excepto ligera variación por sellado de poros durante las primeras pasadas (desbaste). Así surge que:

$$V_1 A_1 = V_2 A_2 = \text{cte.} \qquad \text{ecuación de continuidad}$$



- AA': sección de entrada
- BB': sección de salida
- NN': plano neutro
- ANB: arco de contacto
- α : ángulo de entrada o de agarre
- θ : ángulo genérico (orientado desde OO' hacia la entrada)
- ϕ : ángulo de NN'
- R: radio del cilindro
- h_0 : espesor de entrada
- h_1 : espesor de salida
- h_i : espesor genérico
- V_c : velocidad tangencial de cilindro
- n : velocidad de giro de cilindro
- L: longitud proyectada del arco de Contacto

Fig. 1.4. Parámetros de la laminación

En la laminación el área se reduce ($A_1 > A_2$) y el material aumenta su velocidad ($V_1 < V_2$), permaneciendo constante el caudal del mismo. El planchón penetra con una velocidad (V_1) inferior a la tangencial del cilindro (V_c), pero se incrementa por el arrastre de fricción hasta el punto neutro (N), superando luego a la del cilindro ($V_2 = 1.03$ a $1.05 V_c$). Este pequeño incremento (3 a 5 %) resulta significativo para el dimensionamiento de equipos (engranajes) y puede afectar la producción en trenes en continuo, donde el incumplimiento de la ecuación de continuidad entre cajas (por bajas o altas tensiones aplicadas: tiros) provoca ondulaciones e incluso roturas. La constante de un tren (dato de diseño) surge de esa ecuación y debe considerarse para planificar una secuencia de reducciones.

La reducción del espesor (altura) durante el laminado puede ser expresado como:

$$\begin{aligned} \text{Reducción absoluta: } \Delta h &= h_0 - h_1 && (\text{mm}) \\ \text{Reducción relativa: } r &= \Delta h / h_0 && (\text{generalmente en \%}) \end{aligned}$$

El arco de contacto (ANB) proyectado (L) resulta:

$$L \approx \sqrt{R\Delta h}$$

La velocidad tangencial de los cilindros vale:

$$V_c = \frac{2\pi Rn}{60}$$

donde n (rpm) es la velocidad de giro (cte). La velocidad tangencial del material (V_1), en el arco de contacto, resulta $V_1 < V_1 < V_2$; sólo en el plano neutro (NN') $V_1 = V_c$.

1.3. La condición de entrada o agarre

El planchón se enfrenta con los cilindros con $V_p < V_c$, separados entre sí por un entrehierro (h_1). La posibilidad de agarre (arrastre) depende del espesor de entrada (h_0) y de una condición estática (fuerzas actuantes: reacción y fricción) (ver fig. 1.5).

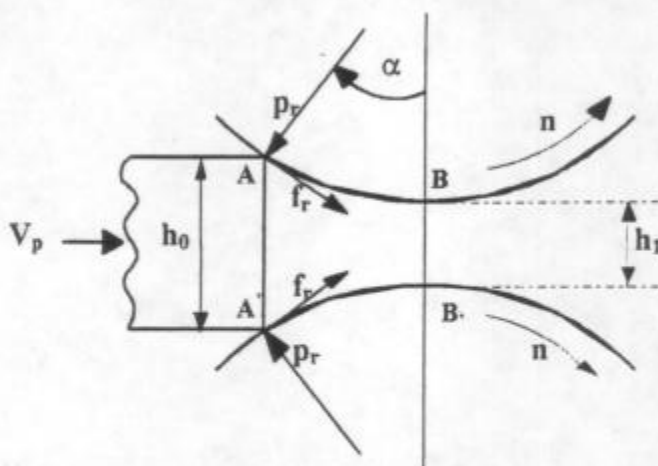


Fig. 1.5. Fuerzas que actúan en la laminación

- p_r : reacción radial; es la fuerza que ejerce los cilindros sobre el planchón en el punto de entrada.
- f_r : fuerza de fricción que se genera debido a que los cilindros se están moviendo a una velocidad de rotación determinada, mayor que la velocidad de entrada del planchón. Por la ley de Coulomb: $f_r = \mu p_r$ siendo el coeficiente de fricción $\mu < 1$; además, el ángulo de fricción es $\rho = \arctg \mu$.

La condición de avance (agarre) resulta, para la acción de 2 cilindros:

$$2 f_r \cos \alpha \geq 2 p_r \sen \alpha$$

siendo:

$$f_r = \mu p_r$$

Y simplificando:

$$\mu \geq \tg \alpha$$

El ángulo α , cuya tangente es igual al coeficiente de fricción, se denomina "ángulo límite de entrada". Dado que el coeficiente de fricción en la laminación varía entre 0.03 (en frío) y 0.4 (en caliente), esto nos da una variación en el ángulo límite de $1^{\circ}50'$ a $21^{\circ}50'$. Ignorando otros aspectos relacionados con la laminación, como la potencia, el ángulo límite de entrada define la reducción máxima que se puede dar en un solo paso. Por ello, suele aumentarse la rugosidad de los cilindros en etapas de desbaste (caliente) mediante marcas (estrias o sobrerrelieves). Esto no puede aplicarse para terminación (frío) porque baja la calidad superficial y compromete la integridad del producto (fisuras y roturas).

1.4. Tensiones y deformaciones en la laminación plana

La teoría simplificada de la laminación plana estudia la laminación de un planchón o chapa, considerando 2 hipótesis: ancho mucho mayor que el espesor (como mínimo 10 veces) y que no exista ensanchamiento lateral (fig. 1.6). Ambos requisitos se cumplen suficientemente en laminación en frío de productos planos como chapas y flejes.

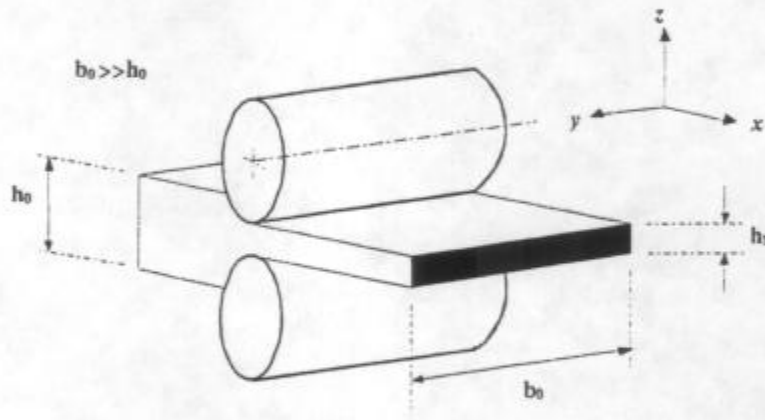


Fig. 1.6. Representación esquemática de la laminación plana

Aplicando la ley de Hooke generalizada para la deformación nula (ϵ_y), puesto que no hay ensanchamiento, debe cumplirse que:

$$\epsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_x + \sigma_z)] = 0$$

Siendo E el módulo de Young y ν el coeficiente de Poisson, cuyo valor límite en deformación plástica es: $\nu = 1/2$, queda:

$$\sigma_y = \frac{1}{2}(\sigma_x + \sigma_z)$$

Y resulta en valores absolutos: $\sigma_x < \sigma_y < \sigma_z$, representando:

σ_x = tensión longitudinal (tracción), el efecto del alargamiento, puede modificarse por tiro (tracción) anterior o posterior;

σ_y = tensión lateral (compresión), originada por la fricción;

σ_z = tensión normal (compresión) producida por la presión de los cilindros, su integración representa la fuerza separatriz (F_s).

Se destaca que $\epsilon_y = 0$ pero $\sigma_y \neq 0$ el estado de deformación plano es una simplificación conveniente y verificada en la práctica; en este caso, la descripción bidimensional sucede en el plano longitudinal xz. La terna adoptada (x,y,z), está orientada considerando que son direcciones principales, en concordancia con las hipótesis adoptadas.

La fluencia del material se estudia aplicando el criterio de Von Mises considerado el más exacto, cuya expresión aplicada a este caso es:

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 \leq 2 \sigma_0^2$$

siendo σ_0 la tensión de fluencia uniaxial (ensayo de tracción simple); reemplazando σ_y queda:

$$\frac{3}{2}(\sigma_x - \sigma_z)^2 \leq 2\sigma_0^2$$

O bien:

$$(\sigma_x - \sigma_z) \leq \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_0 \leq 1.15\sigma_0$$

Donde σ_0 es la tensión de fluencia en un ensayo de compresión plana (como) el de Watts – Ford de indentación.

El aspecto metalúrgico de la resistencia del material (fluencia), muestra un diferente comportamiento acorde con la temperatura, según sea superior (caliente) o inferior (frío) a la de recristalización del metal o aleación; es decir:

- a) laminación en caliente: aumenta la resistencia con la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$), pero actúan mecanismos de ablandamiento por restauración (recuperación y/o recristalización) tanto durante como después de la deformación;
- b) laminación en frío: crece la resistencia acorde con la deformación (ϵ), hay endurecimiento progresivo a medida que el material penetra en el arco de contacto (alcanzando el máximo en la sección de salida); esto limita la deformación alcanzable en cada pasada.

Estas consideraciones son de gran importancia tecnológica respecto de la trabajabilidad (deformabilidad sin fisuración o roturas) e incluso la factibilidad técnico – económica con la potencia y características mecánicas del equipamiento disponibles, cuya evaluación se realiza calculando la fuerza separatriz (integración de la tensión σ_x a lo largo del arco de contacto); luego del momento de laminación (torque) necesario y finalmente combinando la velocidad de giro (rpm) de los cilindros se obtiene la potencia.

Una hipótesis adicional en la mayoría de las teorías de laminación plana es la deformación homogénea. Esto implica que las secciones perpendiculares a la dirección del laminado (planos transversales) se mantienen perpendiculares durante la laminación. En realidad, ello no sucede y se ha probado con ensayos de tarugos incrustados en el material (experiencias de Hollenberg, 1883) o retículas sobre plastilina. Aunque el error de cálculo generalmente es pequeño y particularmente en laminación en frío no causa problemas, implica despreciar:

- a) tensiones de corte: presentes en la deformación real;
- b) tensiones residuales: (producidas por la deformación inhomogénea) que permanecen aún en ausencia de cargas o fuerzas externas; en algunos casos ocasionan fisuras y roturas.

La velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) del material tiene expresiones complicadas, pero debe ser considerada muy especialmente en caliente porque influye sobre la resistencia, siendo esta relación casi despreciable en frío.

Partiendo del caso sencillo de un cilindro de altura h sometido a compresión con velocidad de cabezal (constante o variable), $V = dh/dt$; la deformación real (instantánea) es :

$d\epsilon = dh/h$, derivando queda:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{dh/h}{dt} = \frac{1}{h} \frac{dh}{dt} = \frac{V}{h}$$

se nota que la velocidad de deformación depende no sólo de la velocidad de compresión, sino también de la altura instantánea del material. Para $V = \text{cte}$, $\dot{\epsilon}$ es inversamente proporcional a la altura instantánea (h). Este análisis puede asimilarse a rebanadas de material bajo el arco de contacto, separadas un ángulo $\Delta\theta$ (ver fig. 1.7), pero los resultados difieren por la acción de la velocidad aplastamiento (V_a) que es variable: decrece hasta anularse en la salida.

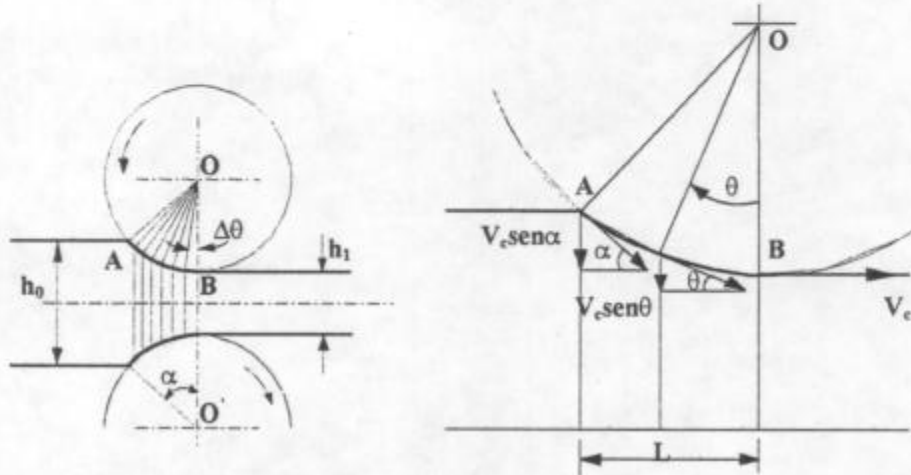


Fig. 1.7. Diagrama de la velocidad de aplastamiento actuando en la zona de deformación

La velocidad de aplastamiento es $V_a = 2 V_c \text{ sen } \theta$, puesto que comprimen 2 cilindros con velocidad V_c . Esto es aplicable a **fricción adherente** (material pegado a cilindros) y puede deducirse la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}_i$) en cada punto del arco de contacto:

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{2v_c \text{ sen } \theta}{h_1 + D(1 - \cos \theta)}$$

De esta manera la velocidad de deformación queda en función del ángulo de posición; para obtener un valor promedio, se integra para $0 < \theta < \alpha$ (ángulo de contacto):

$$\bar{\dot{\epsilon}} = \frac{1}{\alpha} \int_0^\alpha \dot{\epsilon}_i d\theta$$

Una de las expresiones de mayor uso, obtenida por R. Sims (1954), es la siguiente:

$$\bar{\dot{\epsilon}} = \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \sqrt{\frac{R}{h_0}} \ln \eta \frac{1}{1-r}$$

Donde: n (rpm), r la reducción relativa y R el radio de los cilindros que puede reemplazarse por el deformado (R').

Para el caso de **fricción deslizante** el desarrollo comienza por determinar la velocidad de cada punto (V_i) del arco de contacto (sólo en el punto neutro N coincide con V_c), usando luego la constancia de volumen (deformación plástica), queda:

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{2\pi n D h_N \cos \varphi \operatorname{tg} \theta}{60 [h_1 + D(1 + \cos \theta)]^2}$$

Para reducciones iguales, es inferior al caso de fricción adherente; luego integrando para $\theta < \theta < \alpha$ resulta finalmente:

$$\bar{\epsilon} = \frac{2\pi n D h_N \cos \varphi}{60 h_0 h_1} \sqrt{\frac{\Delta h}{R}}$$

1.5. Características del coeficiente de fricción en la laminación

Se ha expresado que la existencia de fricción (rozamiento) entre cilindros y material resulta esencial para la laminación, porque influye sobre características fundamentales del proceso:

- condiciones de entrada (agarre o mordida);
- consumo energético (potencia);
- máxima reducción (espesor mínimo laminable);
- propiedades del producto: tolerancias dimensionales y geométricas (como planitud y ensanchamiento); terminación superficial (rugosidad).

Por ello se han desarrollado diversos métodos para la medición de la fuerza de fricción, que es variable a lo largo del arco de contacto, dependiendo además de la lubricación, la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}^*$) y la temperatura, pero también de reacciones físico químicas en la superficie del material (película de óxido).

La fricción tiene una contribución importante en el valor de la fuerza separatriz (área del triángulo curvilíneo en la colina de roce), existiendo 2 condiciones básicas de rozamiento:

- a. **Fricción deslizante:** tiene lugar cuando la resistencia de corte del material $K > \mu p_r$, siendo μ el coeficiente de fricción y p_r la presión radial ejercida por los cilindros (carga de laminación); en literatura de trabajado mecánico, se usa K para la resistencia al corte; el producto (μp_r) es la tensión de corte (τ) que proviene de la clásica ley de Coulomb. Esta fricción existe generalmente en frío, con valores $\mu = 0.08$ a 0.15 (con lubricación) y 0.1 a 0.2 (sin lubricación).
- b. **Fricción adherente:** acontece al superarse la resistencia al corte $K < \mu p_r$, queda una delgada capa de material pegada a los cilindros y se produce flujo subsuperficial. En este caso se hace referencia a un factor de fricción m ; puesto que, pese al aumento de p_r , la τ no sobrepasará el valor K (fluencia). Esta clase de fricción es típica de la laminación en caliente, aunque con lubricación puede darse el caso mixto. Son característicos $m = 0.5$ a 0.9 sin lubricación.

1.6. Ecuación de Von Kármán

La teoría de laminación fue originalmente propuesta por Von Kármán, en 1925; en donde planteó la ecuación de equilibrio, aplicando el método del bloque, a un elemento de material de una longitud dx , que se está laminando entre los cilindros.

Para poder dar solución a esta ecuación, Von Kármán partió de las siguientes simplificaciones:

- El material no sufre ensanchamiento transversal, lo cual es cierto con gran aproximación si el espesor a laminar es pequeño comparado con su ancho (deformación plana).
- El coeficiente de fricción, entre el material y el cilindro es constante, a lo largo de todo el arco de contacto.
- Una sección vertical plana (normal a la dirección de la laminación), permanece plana durante la laminación (deformación homogénea).
- No se originan deformaciones elásticas en los cilindros y por lo tanto el arco de contacto permanece circular.
- La deformación elástica del material a laminar es despreciable comparado con su deformación plástica (es decir se trata como un rígido-plástico); además se trata de un material homogéneo.
- Las tensiones actuantes en un plano perpendicular al flujo del material son tensiones principales y éstas no varían sobre ese plano.

Para analizar este tratamiento teórico, un pequeño elemento del metal siendo deformado es presentado en la figura 1.8.

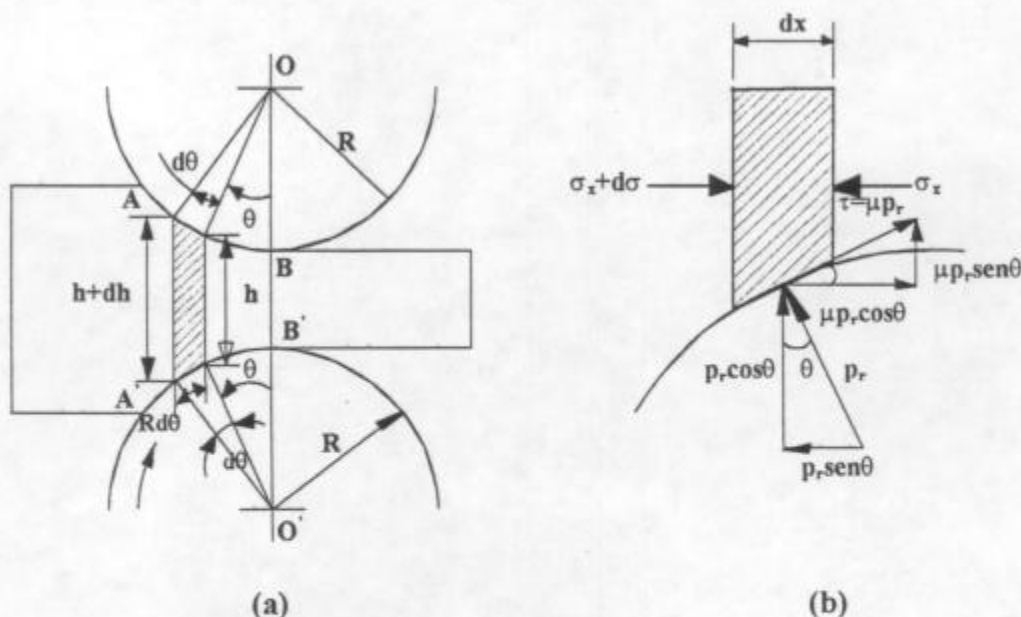


Fig. 1.8. (a) Relaciones geométricas para un elemento experimentando deformación plana por laminado; (b) tensiones actuantes sobre el elemento.

El equilibrio de una rebanada elemental (espesor $Rd\theta$ y ancho unitario) se descompone en 2 direcciones; primeramente en dirección horizontal. Se adopta la convención de sentido positivo en la dirección del avance del material. La suma de fuerzas debe ser nula y considerarse que actúan: la presión radial (p_r) ejercida por los cilindros, la fuerza de fricción que produce tensiones de corte ($\tau = \mu p_r$) y ambas se equilibran con las tensiones normales σ_x .

Por lo tanto, en dirección horizontal (sentido positivo hacia la derecha):

$$(\sigma_x + d\sigma_x)(h + dh) \pm 2\mu p_r R \cos \theta d\theta - \sigma_x h - 2p_r R \sin \theta d\theta = 0$$

Simplificando queda:

$$\frac{d(\sigma_x h)}{d\theta} = 2p_r R (\sin \theta \pm \mu \cos \theta)$$

En función del ángulo θ , el signo positivo (+) vale entre el punto neutro (N) y la salida; en la fuerza de fricción cambia de sentido oponiéndose al avance del material. Esta ecuación diferencial, relativamente sencilla, vincula las principales variables geométricas (h y R) y mecánicas (σ_x , p_r , μ); su resolución directa es muy compleja, aunque se han propuesto varias soluciones aproximadas, suficientemente exactas para cálculos aplicables a laminación en frío. En dirección vertical, las fuerzas se equilibran con la presión o carga de laminación (p) ejercida por los cilindros; con un desarrollo similar se obtiene que:

$$p = p_r (1 \pm \mu \operatorname{tg} \theta) \quad \left\{ \begin{array}{l} (-) \text{ entre la entrada y N} \\ (+) \text{ entre N y la salida} \end{array} \right\}$$

Para Dieter (ref. 1), la solución más completa de las ecuaciones de laminación se debe a E. Orowan (1943). En esta solución Orowan mantuvo, sólo de las suposiciones dadas anteriormente, lo referente a la deformación plana y lo relativo a la aplicación del criterio de fluencia de Von Mises, y consideró que la tensión de flujo cambia con la posición (θ) debido al endurecimiento por deformación. Sin embargo, la complejidad de las ecuaciones hacen necesario obtener soluciones por medio de integración gráfica o técnicas computacionales.

Como se observa en el desarrollo de este capítulo, todo el aspecto teórico de la laminación se ha realizado para un conformado plano que se cumple para procesos de laminación sin ensanchamiento, mas no así, en procesos de laminado en donde la presencia del ensanchamiento nos muestra que el flujo del metal durante la laminación es en las tres dimensiones (en la dirección de laminación, en el ancho y en el espesor). Determinaciones del flujo del metal y tensiones durante el laminado con ensanchamiento, son muy importantes en el diseño del tren de laminación. Sin embargo, la predicción teórica del flujo del metal en tales casos complejos, es casi imposible en estos tiempos (ref. 6), de allí, que numerosas técnicas experimentales y numéricas están siendo desarrolladas con la finalidad de simular el flujo del metal en tales operaciones complejas de laminación, como se vera en el siguiente capítulo.

CAPITULO 2

ENSANCHAMIENTO DURANTE LA LAMINACIÓN

2.1 Introducción

El laminado de perfiles es uno de los procesos de deformación más complejos. Una barra redonda o cuadrada es obtenida por laminado en varios pasos y cada uno de ellos de diferente forma, durante cada paso la barra es alargada así como también ensanchada; de tal forma que se produce un flujo complejo del metal en las tres dimensiones. El ensanchamiento es generalmente una fracción pequeña comparada con el alargamiento; sin embargo, la relación entre el ensanchamiento y el alargamiento varía en cada paso con: la reducción, forma del material de entrada, tipo de paso, diámetro del cilindro, velocidad de los cilindros, rugosidad de los cilindros, tipo de material laminado, temperatura, etc.

Estos factores influyentes en el laminado de perfiles, actúan en forma conjunta y de manera compleja, lo que ha ocasionado que aún en la actualidad, en su mayoría, el diseño de los pasos y del proceso de laminado se realice de una manera puramente empírica, intuitiva y basada en la experiencia. Gracias a décadas de experiencias, el diseño de los pasos de laminación ha sido desarrollado para las formas y tipos de materiales más comúnmente usados; no obstante, para nuevos materiales y nuevas formas geométricas, y para altas velocidades de laminación es necesario una amplia experimentación para el diseño de un tren de laminación del nuevo producto.

La laminación de perfiles es un proceso relativamente antiguo y bastante conocido. El costo involucrado en la instalación de una planta de laminación, es de varios millones de dólares y, asimismo, el costo del diseño y la manufactura de los cilindros para un determinado perfil son también altos. A pesar de esto, hay sin embargo poca cantidad de datos de planta sobre la laminación de perfiles disponibles en la literatura publicada. Buenos resúmenes de estos aspectos son dados en varios libros (refs. 4, 5, 7, 8 y 9) y en unos pocos artículos recientes (refs. 10, 11).

Para un tipo de material y forma final, no hay un único método para el diseño de los pasos de laminación. Por ejemplo, la fig. 2.1 muestra 10 diferentes métodos para la laminación de un redondo a partir de una palanquilla de sección cuadrada. Establecer el número y la forma de los pasos intermedios en el tren de laminación, es un problema complejo y esta basada en la experiencia y difiere de una compañía a otra, aún para la misma geometría final de laminado. Debido a la falta de una teoría de laminación tridimensional, el estudio de la deformación en la laminación ha sido de naturaleza experimental. Para estimar el ensanchamiento en laminación plana, varias fórmulas empíricas han sido desarrolladas (refs. 2-4 y 12-18); sin

embargo, estas fórmulas no pueden ser usadas directamente en el diseño de los pasos de laminación. Las condiciones de laminación deben ser primero, reducidas y simplificadas a su equivalente en laminación plana para posteriormente estimar el ensanchamiento en los diferentes pasos. Pocas fórmulas empíricas han sido desarrolladas para su aplicación directa en el diseño de pasos y las existentes son sólo aplicables a pasos comunes (refs. 19 y 20).

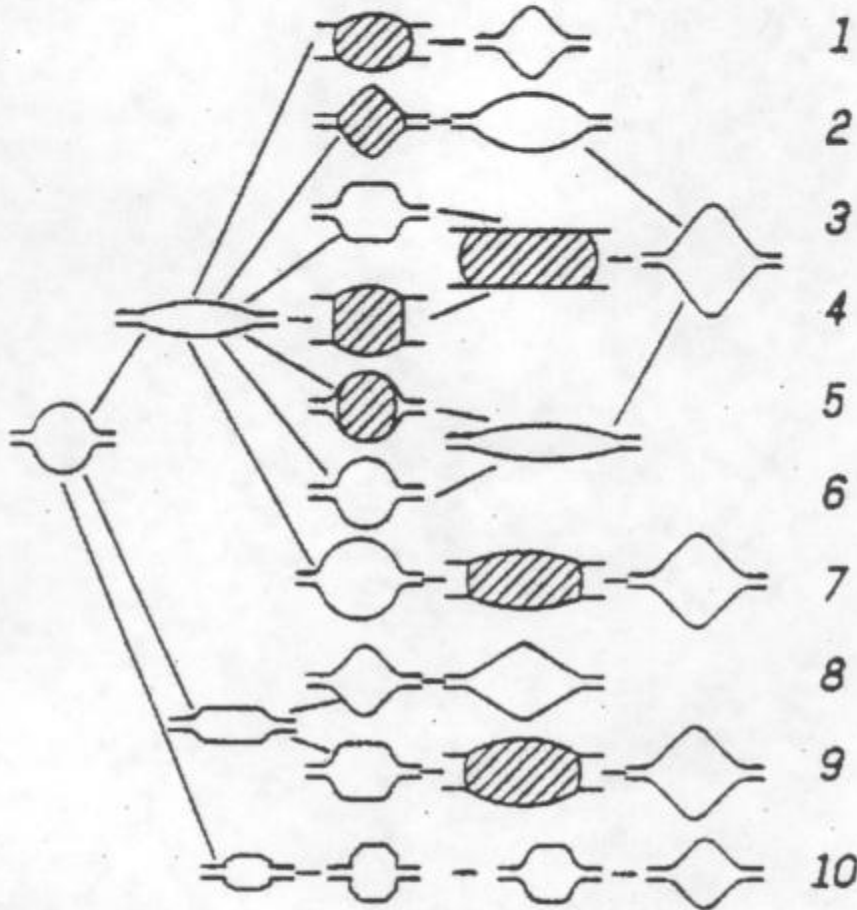


Fig. 2.1. Diferentes configuraciones del diseño de pasos para laminar una barra redonda a partir de una palanquilla cuadrada de bordes redondeados.

Recientes esfuerzos están siendo incrementados haciendo uso de la plastomecánica, para analizar el flujo del material con la finalidad de obtener no solo información acerca del cambio de la geometría exterior del material laminado, sino también, del flujo interno del material. Tales esfuerzos son necesarios a fin de encontrar las demandas para los requerimientos de calidad.

Este capítulo intenta dar un reconocimiento sobre las bases del cálculo del ensanchamiento, así como de algunas de las más recientes investigaciones sobre este tema. También se ha considerado un análisis comparativo de las diferentes métodos de cálculo del ensanchamiento más conocidos.

2.2. Factores que intervienen en el ensanchamiento

Durante la laminación se generan no sólo fuerzas verticales de compresión, sino también horizontales, desde el plano de entrada y desde el plano de salida (en ambos casos hacia el interior), alcanzando su valor máximo en la zona del plano neutro. Esta compresión longitudinal origina el ensanchamiento del material y depende del coeficiente de rozamiento y de la longitud del arco del contacto proyectado.

De la aplicación de la ley del camino de mínima resistencia a las secciones longitudinales y transversales, sometidas a compresión, surgen como factores determinantes: la forma de la superficie de contacto proyectada y su relación ancho/longitud del arco de contacto proyectado.

Por otra parte, conviene aclarar que la forma de las canales interviene de manera decisiva en la regulación del ensanchamiento.

A continuación se dan los factores directos que influyen sobre el ensanchamiento:

a) Superficie de contacto proyectada

Dentro de superficie de contacto podemos encontrar que el ensanchamiento está afectado por:

- forma de la superficie de contacto proyectada;
- reducción de altura (Δh);
- relación ancho/espesor (b_0/h_0);
- relación ancho/longitud proyectada del arco de contacto (b_0/L);
- diámetro de los cilindros (D).

Su análisis en conjunto es factible dada la íntima relación existente entre cada uno de ellos. Es muy importante conocer la forma de la superficie de contacto (especialmente en el cálculo del ensanchamiento en las canales) y más en especial la relación entre el ancho y la longitud de la misma. Esta relación, define cuál será el camino que ofrecerá menor resistencia a la deformación del material. Cuando mayor es la relación ancho/longitud proyectada del arco de contacto, mayor es la dificultad que tiene para ensancharse el material que se lamina; debido a que entre el material que se lamina y los cilindros existe fricción tanto en el sentido de laminación como en el sentido transversal. Al crecer el ancho sin variar la longitud proyectada del arco de contacto, incrementa las fuerzas de fricción en el sentido transversal restringiendo el ensanchamiento.

La longitud del arco de contacto, tiene influencia, porque aumenta la magnitud de las fuerzas horizontales de compresión, de esta manera cuanto mayor es el diámetro de los cilindros mayor será el ensanchamiento del material. El mismo razonamiento cabe para el caso de mantener constante el diámetro de cilindros y aumentar la reducción, que en definitiva lo que se hace es aumentar la longitud de contacto.

b) Coeficiente de fricción (μ)

La fricción en la abertura de laminación tiene gran influencia en el valor final del ensanchamiento y depende de:

- Rugosidad superficial de los cilindros y del material laminado;
- velocidad de los cilindros (V_c);
- temperatura de la barra (T);
- tipo de material;
- lubricación.

De una manera general se puede decir que un aumento del coeficiente de fricción produce un incremento del ensanchamiento.

Los cilindros de acero presentan superficies que son más rugosas que las de fundición acoquillada, por lo tanto el coeficiente de rozamiento entre cilindros y material es mayor. También debe tenerse en cuenta el desgaste que experimentan los cilindros y la rugosidad impuesta por el maquinado de los mismos. Con el desgaste van apareciendo grietas o fisuras, por efecto del trabajo a altas temperaturas, que hacen que el coeficiente aumente. Por efecto del maquinado cuando se tornean o se rectifican, también se puede inducir una determinada rugosidad, que hace que el cilindro cambie su comportamiento frente al ensanchamiento del material a laminar. Este efecto es muy conocido y muchas veces es aprovechado por el laminador para conseguir ya sea un ensanchamiento mayor en el lingote o bien para aumentar el ángulo de contacto o de agarre para un determinado diámetro de cilindros, haciendo un estriado o moleteado en la superficie del mismo, lo que origina un aumento del coeficiente de rozamiento, incrementando el ensanchamiento.

La velocidad de rotación de los cilindros también presentan influencia sobre el ensanchamiento, lo que se encontraría ligada con el coeficiente de fricción y con la cantidad de agua de refrigeración. En el caso del acero, se ha demostrado que barras laminadas a bajas temperaturas tienen mayor coeficiente de fricción (demostrado por Ekelund y mencionado en las refs. 2 y 4). Esto haría que cuanto más baja es la velocidad de laminación, más tiempo tiene el material para enfriar, aumentando su coeficiente de fricción, incrementando también el ensanchamiento. Cuando las velocidades son altas este efecto no ocurre y se favorece el alargamiento. Por otra parte, las bajas velocidades favorece la expulsión de la capa de vapor (formada entre material y cilindros) por el agua de refrigeración, lo que se hace que aumente el coeficiente de fricción, pues el vapor actúa como lubricante. Por este efecto los trenes de alta velocidad, sufren un desgaste menor de las canales.

La influencia de la temperatura sobre la fricción está íntimamente relacionada con el tipo de material laminado. En el caso del acero y el cobre un aumento de la temperatura produce una disminución del coeficiente de fricción (refs. 21 y 22) y en consecuencia una disminución del ensanchamiento; no así para el caso del aluminio en donde el incremento de la temperatura produce un aumento del coeficiente de fricción (refs. 21 y 22) por consiguiente un aumento del ensanchamiento. El coeficiente de rozamiento también está influenciado por la lubricación existente.

c) Forma de la canal

La forma de la canal tiene importancia decisiva en cuanto al ensanchamiento, debiendo contemplarse:

- distribución de la presión sobre la sección transversal
- alargamiento impedido

Sólo pocas fórmulas nos permiten evaluar el ensanchamiento cuando se está laminando con canales por lo tanto el estudio de la forma de la canal para determinar si el material ensanchará o no, es importante.

Si se considera una canal con una sección como indica la fig. 2.2 con la cual se lamina una sección rectangular, indicada con trazos discontinuos, no existe una distribución uniforme de presiones, sino que en la zona central **A** será mayor.

Las dos zonas laterales **B**, experimentarán un efecto de compresión menor. La zona central **A**, tendrá mayor resistencia al desplazamiento en el sentido del alargamiento, en cambio las zonas **B**, podrán alargarse proporcionalmente a la reducción que experimentan, pero el material es homogéneo por lo tanto ambas zonas interactúan entre sí.

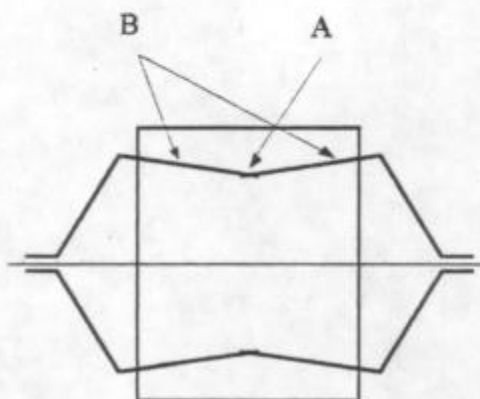


Fig. 2.2. Laminación de un cuadrado en un canal no plano

Si el sector **A** es grande frente a los sectores **B**, por efecto de la fuerte compresión en esa zona, se tendrá un alargamiento mayor en **A** que se va a arrastrar a **B**, produciéndose poco ensanchamiento. Si los sectores **B** son grandes frente al **A**, como sufren poco alargamiento, restringirán al alargamiento de **A**, por lo tanto el material tendrá como único camino posible ensanchar.

La sección de salida, obtenida en la canal mostrado en la fig. 2.2, se puede utilizar para entrar en una canal cuya sección muestra la fig. 2.3.

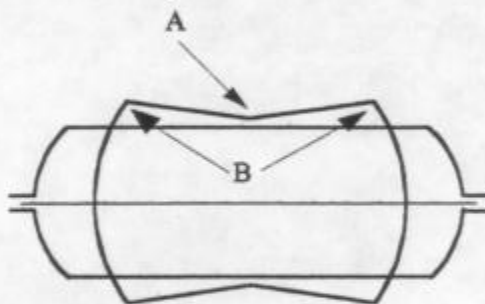


Fig. 2.3. Entrada en canal plano

Las zonas de mayor compresión serán las indicadas con la letra **B**, como la zona **A** prácticamente no está sujeta a compresión, ofrecerá una gran resistencia a alargarse, por lo

tanto por interacción entre las zonas **A** y **B**, por ser un material homogéneo, la única posibilidad será que la deformación se transforme en un gran ensanchamiento. Estos dos tipos de canales, son utilizados para conseguir grandes reducciones con un gran ensanchamiento para laminar flejes, se pasa de una sección cuadrada a una rectangular.

En el canal oval, introduciendo un cuadrado plano (fig. 2.4), en los bordes del cuadrado se ejercerán las mayores presiones, lo que favorece el ensanche, pero por la forma de la canal se ofrece una resistencia al desplazamiento lateral al ir abrazando al material a medida que se cierra, por lo tanto permite un ensanchamiento controlado.

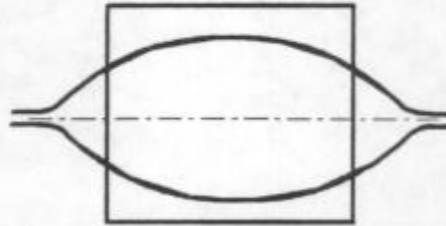


Fig. 2.4. Entrada de un cuadrado en un canal oval

En la fig. 2.5, se tiene la secuencia siguiente, que es óvalo entrando en un cuadrado, las mayores presiones se ejercen en el centro, esta condición favorece el rápido alargamiento.

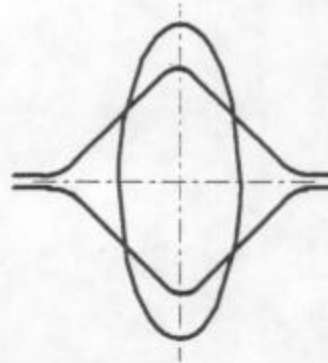


Fig. 2.5. Ovalo entrando en canal cuadrado

Una canal cuadrado, ejerce sobre el material un cambio de forma más pequeño, como la compresión se inicia en un vértice y avanza hacia los extremos se ejerce un efecto de contención en el alargamiento, pero a la vez también actúa sobre el ensanchamiento restringiéndolo. Esta forma de cuña invertida controla el ensanchamiento. Este sucinto análisis, explica la gran influencia que ejerce la forma de la canal sobre el ensanchamiento, por esta razón una formulación teórica en la actualidad es prácticamente imposible y las pocas fórmulas dadas son obtenidas empíricamente .

2.3. Modelos matemáticos utilizados para el cálculo del ensanchamiento

Debido a la gran importancia que representa el cálculo del ensanchamiento en el diseño de las canales, muchas investigaciones fueron realizadas tendientes a establecer ecuaciones empíricas que permitan su cálculo.

Para que un cálculo del ensanchamiento tenga una validez general, la fórmula que lo determina debería considerar los más importantes factores influyentes. Estos factores a considerar serían:

$$\Delta b = f \{ \Delta h, R, b_0/h_0, b_0/L, \mu(\text{material}, V_c, T) \}$$

Evidentemente, este gran número de variables hace una descripción matemática de una gran complejidad. En el curso del tiempo han aparecido una gran variedad de fórmulas, en su mayoría para procesos de laminación plana y unas pocas para laminación de perfiles; todas ellas referidas al acero. A continuación se exponen las fórmulas más destacadas, clasificadas para los dos tipos de laminación

a. Modelos matemáticos para laminación plana

A. Falk (mencionado en refs. 4, 11 y 23):

$$b_1 = b_0 + \sqrt{A} \quad \text{donde: } A = \frac{0.161 b_0 \Delta h (h_0 + h_1)}{h_1 \alpha_0} \quad \text{sen} \alpha_0 = \arcsen \left(\frac{\sqrt{R h_0}}{R} \right)$$

Geuze (mencionado en refs. 3, 5 y 11):

$$b_1 = b_0 + 0.35 \Delta h$$

W. Tafel y H. Sedlaczek (mencionado en refs. 4 y 11):

$$b_1 = b_0 + \frac{b_0 \Delta h \sqrt{b_0 R}}{3(b_0^2 + h_0 h_1)}$$

S. Ekelund (mencionado en refs. 4, 5, 11, 23 y 24):

$$b_1 = \sqrt{8 A L \Delta h - 4 A L (h_0 + h_1) \ln \frac{b_1}{b_0} + b_0^2} \quad \text{donde: } A = \frac{1.6 \mu \sqrt{R \Delta h} - 1.2 \Delta h}{h_0 + h_1} \quad L = \sqrt{R \Delta h}$$

$$\mu = 1.06 - 0.0005 T (^{\circ}\text{C})$$

para cilindros de acero (en general rugosos)

$$\mu = 0.8(1.06 - 0.0005 T (^{\circ}\text{C}))$$

para cilindros de fundición (en general lisos)

B. Bakhtinov y Schternov (mencionado en refs. 3, 5 y 25):

$$b_1 = b_0 + 1.15 \frac{\Delta h}{2 h_0} \left(\sqrt{R \Delta h} - \frac{\Delta h}{2 \mu} \right)$$

Zolotnikov (mencionado en refs. 11 y 25):

$$b_1 = b_0 + 0,66 \frac{\Delta h}{h_0 + h_1} \cdot \sqrt{R\Delta h}$$

W. Tafel y W. Knoll (mencionado en refs. 4 y 11):

$$b_1 = \frac{b_0}{1-A} \quad \text{para } E \leq \frac{b_0}{2}; \quad b_1 = \frac{b_0}{1-A+B} \quad \text{para } E \geq \frac{b_0}{2}$$

$$A = \frac{(h_0 - h_1)^{0,5} \sqrt{h_0 - h_1}}{b_0 h_0 2^{3/2} \sqrt{C}} \quad B = \frac{\left(E - \frac{b_0}{2}\right)^4 C}{2b_0 h_0} \quad C = \frac{X}{4R^2} \quad E = \sqrt[3]{\frac{\Delta h}{C}}$$

donde el valor de X es:

acero=152; plomo=69; cobre=34.5; aluminio=24.5

Z. Wusatowski I (ref. 2):

$$b_1 = b_0 \left(\frac{h_0}{h_1}\right)^w \quad \text{donde: } w = 10^{-1,269 \left(\frac{b_0}{h_0}\right) \left(\frac{h_0}{D}\right)^{0,256}} \quad \text{para } r_b < 50\%$$

$$b_1 = b_0 \left(\frac{h_0}{h_1}\right)^w \quad \text{donde: } w = 10^{-3,457 \left(\frac{b_0}{h_0}\right) \left(\frac{h_0}{D}\right)^{0,968}} \quad \text{para } r_b > 50\%$$

F. Riedel (ref. 12):

$$b_1 = b_0 + \frac{b_0 \Delta h \sqrt{R\Delta h}}{b_0 h_0 \sqrt{\frac{b_0}{L} + h_1 \sqrt{R\Delta h}}}$$

M. Roux (ref. 13):

$$b_1 = b_0 + \Delta h \frac{1}{1 - \frac{\Delta h}{h_0} + \frac{3A}{\left(\frac{D}{h_0}\right)^{3/4}}} \frac{b_0/h_0}{1 + 0,57B}$$

$$A = \left[1 + 5 \left(0,35 - \frac{\Delta h}{h_0}\right)^2\right] \sqrt{\frac{h_0}{\Delta h} - 1} \quad B = \left(\frac{b_0}{h_0} - 1\right) \left(\frac{b_0}{h_0}\right)^{2/3}$$

E. Siebel (mencionado en refs. 3, 4, 12 y 23):

$$b_1 = b_0 + C\sqrt{R\Delta h} \frac{\Delta h}{h_0} \quad \text{donde : } C \text{ (para aceros) } = 0.35$$

N. Marini (ref. 14):

$$b_1 = b_0 + \frac{2b_0\Delta h \left(R - \frac{h_0}{2} \right) B}{h_1 b_0 + \left(\frac{b_0(h_0 + h_1)(1+A)}{2(1-A)} \right) \frac{0.91(b_0 + 3h_0)}{4h_0} + 2Rh_1 B}$$

$$A = \frac{\sqrt{\Delta h}}{2\mu\sqrt{R}} \quad B = \sqrt{\frac{\Delta h}{R}}$$

S. Gubkin (mencionado en refs. 3, 5 y 11):

$$b_1 = b_0 + (h_0 - h_1) \left(1 + \frac{\Delta h}{h_0} \right) \left(\mu \sqrt{\frac{2R\Delta h}{h_0^2} - \frac{\Delta h}{2h_0}} \right)$$

Sander (mencionado en ref. 11):

$$b_1 = b_0 \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^w \quad \text{donde : } w = 10^{-0.76 \left(\frac{b_0}{h_0} \right)^{0.39} \left(\frac{b_0}{\sqrt{R\Delta h}} \right)^{0.12} \left(\frac{b_0}{R} \right)^{0.59}}$$

R. Hill (mencionado en refs. 11 y 23):

$$b_1 = b_0 \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^w \quad \text{donde : } w = 0.5e^{\frac{-b_0}{2\sqrt{R\Delta h}}}$$

L. Sparling (refs. 15 y 16) :

$$b_1 = b_0 \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^w \quad \text{donde : } w = 0.981e^{\frac{-1.615b_0^{0.9}}{A}} \quad A = R^{0.55} h_0^{0.1} \Delta h^{0.25}$$

A. Geleji (mencionado en ref. 11):

$$b_1 = b_0 + b_0(\sqrt{1+A} - 1) \quad \text{donde : } A = \frac{h_0 - h_s}{2h_s} \quad h_s = h_1 + 2R(1 - \cos \alpha_N)$$

$$\cos \alpha_N = \sqrt{1 - \left(\frac{\mu \sin \alpha_0 + \cos \alpha_0 - 1}{2\mu} \right)^2} \quad \sin \alpha_0 = \frac{\sqrt{R\Delta h}}{R} \quad \cos \alpha_0 = \frac{R - \frac{h_0 - h_1}{2}}{R}$$

A. Helmi y J. Alexander (refs. 17 y 18):

$$b_1 = b_0 \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^B$$

$$\text{donde: } B = 0.95 \left(\frac{h_0}{b_0} \right)^{1.1} \exp \left(-0.707 \frac{b_0}{\sqrt{R\Delta h}} \left(\frac{h_0}{b_0} \right)^{0.971} \right) \quad \frac{b_0}{h_0} \geq 1$$

Scheld (mencionado en ref. 11):

$$b_1 = b_0 + \Delta h \sqrt{R\Delta h} \frac{\text{sen } \alpha_0}{h_1} \quad \text{donde: } \text{sen } \alpha_0 = \frac{\sqrt{R\Delta h}}{R}$$

A. Zelikow (ref. 3):

$$b_1 = b_0 + C_3 \Delta h \left(2 \sqrt{\frac{R}{\Delta h}} - \frac{1}{\mu} \right) \frac{1-A}{A^2} B \quad \text{donde: } A = \frac{\Delta h}{h_0}; \quad B = (1-A) \ln \frac{1}{1-A} - \frac{A}{1-A} \left(1 - \frac{3}{2} A \right)$$

$$X = \frac{b_0}{\sqrt{R\Delta h}} \quad \text{donde, para } X:$$

$$X < 0.18; \quad C_3 = 0.4742$$

$$0.18 \leq X \leq 7.50; \quad C_3 = 0.2202 + 1.6129X - 1.1877X^2 + 0.3821X^3 - 0.0634X^4 + 0.0053X^5 - 0.0002X^6$$

$$X > 7.50; \quad C_3 = 0.5314$$

O. Pawelski (mencionado en ref. 11).

$$b_1 = b_0 \left[1 + B_1 \left(\frac{\Delta h}{h_0} \right)^{B_2} \left(\frac{L}{h_0} \right)^{B_3} \left(\frac{h_0}{b_0} \right)^{B_4} \right]$$

Donde los coeficientes son:

	B ₁	B ₂	B ₃	B ₄
b ₀ /h ₀ < 1	1.240	1.626	0.788	-0.056
b ₀ /h ₀ = 1	0.312	0.866	0.892	19.946
b ₀ /h ₀ > 1	0.496	1.025	1.142	1.166
b ₀ /h ₀ > 1; ε _h > 40%	1.260	1.441	0.224	1.186
b ₀ /h ₀ > 3	0.497	0.834	1.599	1.580

La tabla 2.1 resume los factores contenido en las 21 fórmulas seleccionadas, como se observa ninguna de estas fórmulas considera todos los factores influyentes en el ensanchamiento. Factores importantes como la relación b₀/h₀, es sólo parcialmente tomado en consideración, tan sólo 6 ecuaciones contienen el valor del coeficiente de fricción y pocas ecuaciones muestran la influencia de la relación b₀/L.

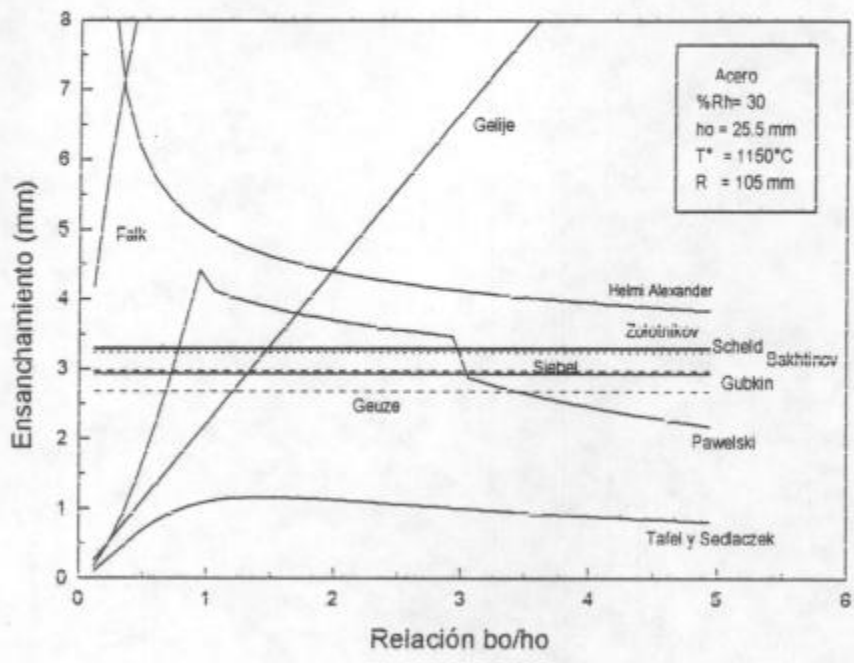
Tabla 2.1. Factores incluidos en las fórmulas de ensanchamiento seleccionadas

Fórmula	Δh	R_0	D	h_0/h_e	L	b_0/L	μ
Geuze	x						
Falk	x	x	x	x	x		
Tafel / Sedlaczek	x	x	x	x			
Ekelund	x	x	x	x	x		x
Bakhtinov	x	x	x		x		x
Zolotnikov	x		x		x		
Tafel / Knoll	x	x	x	x			
Wusatowski	x	x	x	x			
Riedel	x	x	x	x	x		
Roux	x	x	x	x			
Siebel	x	x	x		x		
Marini	x	x	x	x			x
Gubkin	x	x	x		x		x
Sander	x	x	x	x	x	x	
Hill	x	x	x	x	x	x	
Sparling	x	x	x	x	x		
Geleji	x	x	x	x	x		x
Helmi / Alexander	x	x	x	x	x	x	
Scheld	x	x			x		
Zelikow	x	x	x	x	x	x	x
Pawelski	x	x	x	x	x		

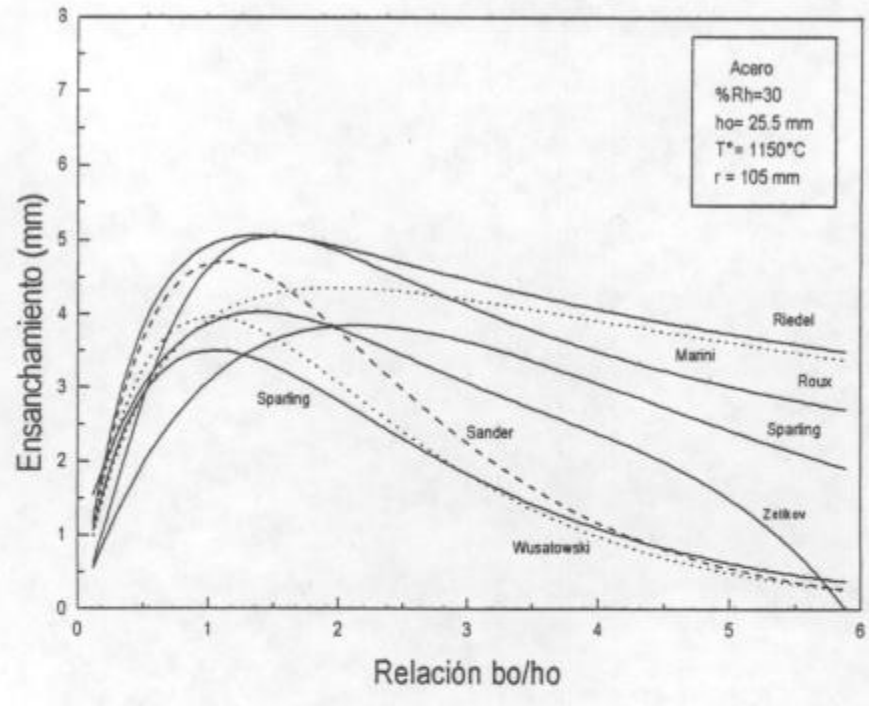
Todas estas ecuaciones han sido desarrolladas empíricamente, por ensayos, por lo cual están sujetas a error de tales condiciones experimentales. Debe prevenirse frente al uso no crítico de algunas ecuaciones, en el cálculo del ensanchamiento para un dado proceso de laminación; ecuaciones que no incluyan factores importantes como el diámetro del cilindro o la relación ancho/espesor de entrada (b_0/h_0), no deberían ser consideradas debido a posibles errores. Además algunas ecuaciones no pueden ser aplicadas para relaciones $b_0/h_0 < 1$.

En la fig. 2.6, se muestra los valores de ensanchamiento obtenidos con las diferentes fórmulas mientras se evalúa el factor b_0/h_0 . Se advierte, a excepción de las fórmulas que no consideran este factor, el resto presenta un aumento y un posterior decrecimiento del ensanchamiento conforme aumenta la relación b_0/h_0 .

Para determinar la confiabilidad de una fórmula de ensanchamiento, esta debería reflejar de una manera correctamente física las más importantes variables influyentes, además de reportar resultados cercanos a los obtenidos con algún grupo de ensayos.



(a)



(b)

Fig. 2.6. Ensamamiento en función la relación bo/ho, según diversos modelos para laminación plana.

b. Modelos matemáticos para laminación de perfiles

El método de Lendl de alturas equivalentes (1948)

Este método conocido como de la planchuela equivalente (expuesto en refs. 24 y 26), hace posible la aplicación de los modelos de laminación plana en la laminación de perfiles.

Al laminar secciones planas con un **ensanchamiento no restringido**, las alturas de la barra antes y después del paso pueden utilizarse directamente en cualquier fórmula de ensanchamiento, pero cuando se utilizan secuencias que involucran pasos tales como rombos, óvalos, redondos, cuadrados, etc. las condiciones de laminación deben transformarse a las semejantes del laminado plano. Lo anterior puede llevarse a cabo mediante el método de Lendl, el cual reduce las áreas de la barra entrante y del paso, entre sus puntos de intersección, a rectángulos de áreas equivalentes entre dichos puntos de intersección (**M**) (ver fig. 2.7).

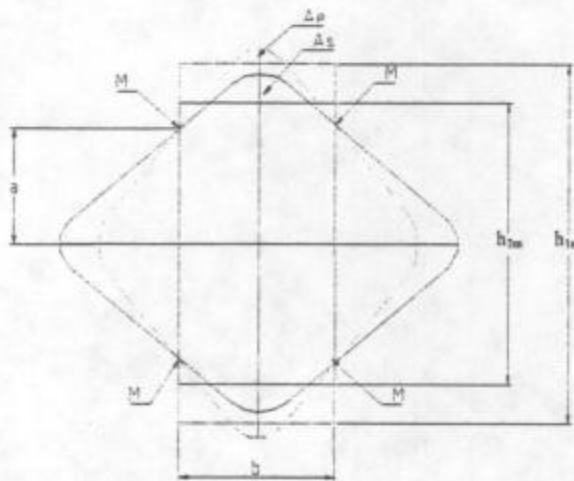


Fig. 2.7. Secciones consideradas en el método de Lendl

La fig. 2.7 muestra un paso rombo - rombo, los perfiles se interceptan en 4 puntos (**M**), resaltándose el segmento b corresponde al ancho de los rectángulos equivalentes y el segmento a será usado para el cálculo de las áreas.

El área del rombo entrante (A_e), entre las intersecciones, da un rectángulo de altura h_{1m} , y el área del rombo saliente (A_s), entre las intersecciones, da un rectángulo de altura h_{2m} . Con estos valores, junto con el **diámetro de trabajo** D_t , se pueden aplicar las fórmulas de ensanchamiento usadas para laminación plana.

$$D_t = D - h_{2m} + e'$$

donde: e' = entrehierro

Modelo de Roux para el calibrado de perfiles (1964)

Este método es una forma complementaria del calibrado de perfiles, analizado con las fórmulas anteriores, debido a que permite verificar el llenado de estas canales. A nivel industrial es muy apreciado por los calibristas debido a su buena exactitud y su rápido manejo, lo cual ofrece mayor seguridad antes del mecanizado de los cilindros de laminación.

Roux inició este método en 1923 (refs. 19 y 27), y fue ajustándolo durante toda su larga trayectoria de calibrista mediante muestreos sistemáticos, obteniendo finalmente una serie de ecuaciones que pueden ser consideradas como puestas a punto. A continuación se explica este método para el calibrado de diferentes tipos de pasos.

Para el cálculo del ensanchamiento, Roux llegó a la siguiente fórmula:

$$\Delta b = p f(\varphi) f(\delta) f(\lambda) k$$

El significado de cada factor es como sigue:

p = presión ficticia, que en realidad es una diferencia de espesores ficticios.

$$p = E - e$$

E = espesor ficticio de entrada = h_{1m} .

e = espesor ficticio de salida = h_{2m} .

Respecto de las 3 funciones que acompañan a la presión ficticia, son formas polinómicas:

$f(\varphi)$: su cálculo es común para todos los tipos de pasos que se usan en la laminación de perfiles.

$$f(\varphi) = 1.2 \left[\frac{2\varphi - \varphi^2}{1 - \varphi} \right] - 4.7\varphi^2$$

$$\text{siendo : } \varphi = \frac{\text{presión ficticia}}{\text{espesor ficticio de entrada}} = \frac{p}{E}$$

$f(\lambda)$: similar a la anterior, su cálculo es común para todos los tipos de pasos empleados en la laminación de perfiles.

$$f(\lambda) = \frac{4\lambda}{3 + \lambda^2}$$

$$\text{siendo : } \lambda = \frac{\text{ancho de entrada}}{\text{espesor ficticio de entrada}} = \frac{b_1}{E}$$

$f(\delta)$: el cálculo de esta función depende del tipo de paso que se evalúe en la laminación de perfiles;

$$\delta = \frac{\text{Diámetro ficticio}}{\text{espesor ficticio de entrada}} = \frac{D_f}{E}$$

Donde: $D_f = D + e' - e$

Para paso cuadrado en rombo $f(\delta) = \frac{1.33454 \delta}{9.3477 + 0.87618 \delta - 0.01 \delta^2}$ (para $\delta < 25$)

Para paso cuadrado en óvalo plano $f(\delta) = 0.14263 \delta - 0.0203 - 0.047 \delta^2$ (para $4 \leq \delta \leq 11$)

Para paso cuadrado en óvalo redondo $f(\delta) = \frac{2.776 \delta}{21.2906 + 1.1664 \delta - 0.01 \delta^2}$ (para $\delta \leq 65$)

Para paso óvalo redondo en óvalo plano $f(\delta) = \frac{\delta - 1.473}{0.653 + 0.6254 \delta - 0.0034 \delta^2}$ (para $1.473 < \delta \leq 50$)

Para paso redondo en óvalo redondo $f(\delta) = \frac{5.83 \delta}{21.7 + 3 \delta - 0.01 \delta^2}$ (para $33.3816 < \delta < 65$)

Para paso redondo en óvalo redondo $f(\delta) = 0.034115 \delta + 0.6192$ (para $6 < \delta \leq 33.3816$)

Para paso cuadrado en plano $f(\delta) = \frac{5.27 \delta}{21.7 + 3 \delta - 0.01 \delta^2}$ (para $\delta \leq 110$)

Para paso rombo en cuadrado $f(\delta) = \frac{\delta - 3.28}{0.423 + 1.01054 \delta - 0.013 \delta^2}$ (para $3 < \delta < 25$)

Para paso óvalo plano en cuadrado $f(\delta) = 0.1535 \delta - 0.02781 - 0.00519 \delta^2$ (para $4 < \delta < 12$)

Para paso redondo en cuadrado $f(\delta) = \frac{1.1751 \delta}{8.2185 + 0.38355 \delta + 0.01 \delta^2}$ (para $7 \leq \delta \leq 27$)

Para paso óvalo plano en redondo $f(\delta) = 0.13735 \delta + 0.10244 - 0.00449 \delta^2$ (para $4 \leq \delta \leq 11$)

Para paso óvalo redondo en redondo $f(\delta) = \frac{\delta - 2.857}{0.0847 + 0.736 \delta - 0.002072 \delta^2}$ (para $\delta \leq 45$)

k = factor que considera los diferentes tipos de aceros; cualquier incertidumbre se admite un valor de 1.4 como satisfactorio para el laminado conveniente de la mayor parte de aceros.

k = 1.25 a 1.30 para aceros de bajo carbono y calmados;

k = 1.30 a 1.40 para aceros al cromo, cromo - níquel, cromo - molibdeno;

k = 1.55 a 1.6 para aceros con 4% de Si y los que contienen mas de 20% de cromo.

Modelo de Shinokura y Takai para el calibrado de perfiles (1982)

Este estudio empírico del ensanchamiento, es uno de los últimos realizados en perfiles y fue elaborado para el análisis de este fenómeno en cuatro tipos de pasos: cuadrado - óvalo, redondo - óvalo, cuadrado - rombo y rombo - rombo.

Shinokura y Takai (ref. 20) realizaron un estudio sistemático del ensanchamiento, pero a diferencia de otros investigadores, ellos lo realizaron en forma directa en perfiles obteniendo una ecuación, la cual fue verificada por Saito y colaboradores (ref. 28), demostrando su aplicabilidad en un rango de diámetros de cilindros comprendido entre 70 a 550 mm, temperaturas entre 950 a 1150°C y no encontraron efecto marcado de la velocidad de los cilindros respecto del ensanchamiento. Cabe mencionar que esta fórmula fue usada por Kennedy, Altan y Lahoti (ref. 10) para elaborar un programa computarizado, bajo la responsabilidad del Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI), para el diseño de las secciones transversales y el establecimiento de la forma de los pasos durante el laminado de perfiles.

Según Shinokura y Takai, el ensanchamiento en el laminado de perfiles está dado por la siguiente fórmula:

$$\frac{\Delta b}{b_0} = \alpha \left[\frac{L_d}{b_0 + 0.5h_0} \right] \frac{F_h}{F_0}$$

α = coeficiente cuyo valor es función de los diferentes pasos.

Paso	Valores prácticos de α
Cuadrado - Ovalo	0.92
Redondo - Ovalo	0.97
Cuadrado - Rombo	0.83
Ovalo - Cuadrado	1.06
Ovalo - Redondo	0.83
Rombo - Cuadrado	0.83
Rombo - Rombo	0.95
Ovalo - Ovalo	0.95

L_d = promedio del arco de contacto proyectado; para este caso se emplea del método de Lendl.

$$L_d = \sqrt{R(h_{1m} - h_{2m})}$$

b_0 = ancho del material antes del laminado.
 h_0 = altura del material antes del laminado.
 F_H/F_0 = fracción de reducción de área (ver fig. 2.8).

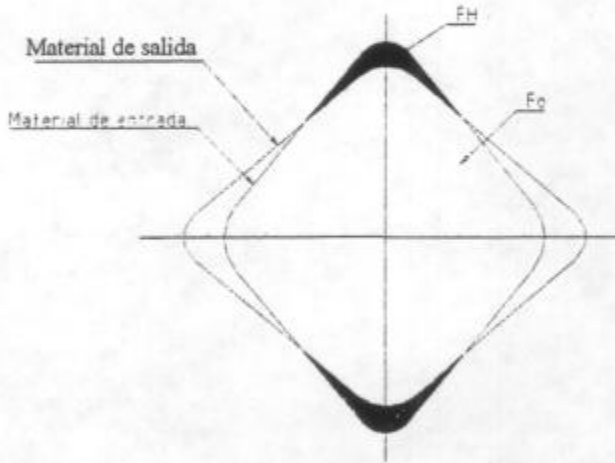


Fig. 2.8. Areas consideradas en el modelo de Shinokura y Takai.

Este modelo junto con el modelo de Roux (de laminación plana), fue evaluado en el calibrado de los cilindros de laminación para la fabricación de alambón de $\varnothing 5.5$ mm (que se encuentra en operación en una planta siderúrgica del Perú), hallándose una buena correlación con los datos de planta (ver capítulo 3).

2.4. Nuevas tendencias en el cálculo del ensanchamiento

Debido a la dificultad en el desarrollo de una teoría de laminación tridimensional, la predicción del ensanchamiento durante el laminado está basada casi en su totalidad en observaciones experimentales, como se ha detallado anteriormente. Pocos intentos han sido desarrollados para predecir el ensanchamiento desde una base completamente teórica.

Tempranamente Hill (ref. 29), propuso un método general aproximado para procesos de conformado usando el **método del límite superior**. Este análisis fue usado por Lahoti y colaboradores (refs. 6 y 10) para desarrollar un programa computarizado, SHPROL, que permitía predecir el ensanchamiento y las tensiones durante la laminación. El SHPROL hace uso del **método del límite superior** para analizar el flujo del metal, y del **método del bloque** para predecir la fuerza separatriz de laminación. Mediante este programa, se admitía el análisis de formas comunes, tales como: placas, redondos, rombos y óvalos. Posteriormente Kennedy, Altan y Lahoti (ref. 10), haciendo uso de la fórmula dada por Shinokura y Takai (ref. 20), elaboraron un nuevo sistema computarizado RPDROD (roll pass design rod) para establecer la sección transversal de laminado y el diseño de pasos para la laminación de barras. Ambos programas computarizados fueron auspiciados por el Instituto Americano del Hierro y del Acero (AISI).

Ultimamente, un número de acercamientos han sido realizados para simular la deformación tridimensional durante el laminado, usando el **método de elementos finitos (FEM)**. El primero de estos fue en el laminado de planchas y en el laminado de bordes (cajas de canteo),

usando un **método de elementos finitos rígido - plástico (RPFEM)**, presentado por Mori y Osakada (ref. 30). Ellos consideraron que la plancha es deformada entre rodillos rígidos y con un coeficiente de fricción constante durante el laminado; la plancha fue dividida en sólo dos capas y los componentes de velocidades en la dirección de laminado y transversal se consideraron constante a través del espesor. Este acercamiento solo es válido para deformación uniforme, lo cual no es correcto en la práctica del laminado de planchas, aún si esta bien lubricada. Sus resultados sobre el ensanchamiento obtenidos para el laminado en frío del aluminio son mucho mayores que su informe experimental.

Li y colaboradores (ref. 31), presentó otro análisis mediante elementos finitos pero, esta vez asumiendo un **material elástico - plástico (EPFEM)**. La fluencia esta basada en el criterio de Von Mises y el flujo plástico en las relaciones de Prandtl - Reuss, esta formulación también incluye el endurecimiento por deformación. La aplicación lo realizó en la laminación de palanquillas en un solo paso, con cilindros planos considerados rígidos. El material simulado fue un acero AISI 1080, a temperatura ambiente; sus resultados obtenidos sobre el ensanchamiento, muestran bastante acercamiento con su data experimental para diferentes relaciones ancho/espesor (b_0/h_0).

Uno de las últimas técnicas de simulación asistida por computadora, para el proceso de laminado tridimensional, denominada **método de elementos complejos (CEM)** fue desarrollada por Kiuchi y Yanagimoto (ref. 32). Este método esta basado en una combinación funcional del **método de elementos finitos rígido - plástico (RPFEM)** con el **método del bloque**. Cada uno de ellos tienen sus propias características de ventajas y desventajas; por ejemplo, el RPFEM permite analizar detalles de la deformación del material, pero es necesario tiempos muy largos de computación, por el contrario, el método del bloque es un método analítico muy conveniente, pero no permite caracterizar la deformación tridimensional no uniforme del material de interés. De esta manera, Kiuchi y Yanagimoto haciendo uso de las ventajas de ambos métodos elaboraron este nuevo método CEM. Ellos aplicaron el CEM en la laminación de perfiles tipo H, donde toman en consideración la distribución no uniforme de velocidades sobre toda la sección transversal del material, durante la laminación. Sus resultados obtenidos respecto a: carga de laminación, par de laminación, distribución de deformaciones y geometría del producto laminado, presentaron razonable concordancia, por lo que concluyeron, que el **método de elementos complejos** puede ser una herramienta efectiva para el diseño de laminado de perfiles y el diseño de pasos de laminación.

CAPITULO 3

TRABAJO EXPERIMENTAL

3.1. Generalidades

El laminado con ensanchamiento (deformación lateral inhomogénea) significa un estado triaxial de tensiones y deformaciones. De acuerdo con el desarrollo realizado en los dos capítulos anteriores, en la actualidad para tales procesos de deformación, no existe aún una solución disponible que trabaje sin esenciales simplificaciones, con la teoría de la plasticidad. De tal forma una solución teórica completa, no está aún disponible para el cálculo del ensanchamiento en la laminación. Por esta razón se tiene que seguir contando con soluciones empíricas y con algunas consideraciones teóricas del flujo plástico de metales y aleaciones.

Un modo simplificado de evaluación, para clarificar la influencia de los diferentes factores del laminado y del material sobre el ensanchamiento, es analizarlo desde el punto de vista de las tensiones que se generan en la abertura de laminación. Estas tensiones trabajan en las direcciones longitudinales y transversales, son definidas como tensiones de fluencia. Los factores que eleven la resistencia a la fluencia en la dirección longitudinal al laminado, aumentarán el ensanchamiento; mientras que los factores que aumentan la resistencia a la fluencia en la dirección transversal lo disminuirán.

Los factores que afectan el ensanchamiento durante la laminación plana, pueden ser agrupados globalmente:

- (a) Geometría: forma de la sección, la reducción de altura, el radio de los cilindros laminadores, la relación ancho/espesor y la relación ancho/proyección del arco de contacto.
- (b) Fricción en la abertura de laminación, influenciada por: velocidad de laminación, la temperatura de laminación y la presencia de óxidos en la superficie del material laminado.
- (c) Factores que afectan la tensión de fluencia del material: composición química del acero, tamaño de grano, velocidad de deformación y el fibrado mecánico (orientación del grano, partículas de segunda fase, precipitados e inclusiones).

El presente trabajo experimental tuvo como finalidad evaluar estos tres grupos de factores, que influyen en el ensanchamiento. Además se incluyó, como un objetivo adicional, la validación de los modelos matemáticos dados por otros investigadores y mencionados en el capítulo 2.

3.2. Estudio del ensanchamiento en el laminado

3.2.1. Introducción

El ensanchamiento fue estudiado en el laminado en frío del aluminio y cobre; además durante el laminado en caliente del aluminio, cobre y acero SAE 1010. Si bien es cierto que el ensanchamiento tiene una mayor importancia industrial en el laminado en caliente, se consideró su estudio en el laminado en frío, debido a que nos permite evaluar la influencia de las características metalúrgicas del material en el ensanchamiento.

En este estudio se analizan los siguientes factores que influyen en el ensanchamiento durante la laminación plana:

- a) reducción de altura (Δh);
- b) relación b_0/h_0 ;
- c) diámetro de los cilindros de laminación (D);
- d) temperatura (T);
- e) presencia de óxidos durante el laminado;
- f) tamaño del grano;
- g) fibrado mecánico.

Los factores no contemplados en este estudio son: la velocidad de los cilindros, velocidad de deformación y composición química de cada material.

El efecto de cada factor particular de la laminación sobre el ensanchamiento es considerado **separadamente, asumiendo que todos los otros factores permanecen constantes**. El carácter del cambio del estado de tensiones en la zona de deformación, es usualmente considerado para revelar el modelo cualitativo de la deformación lateral.

3.2.2. Procedimiento experimental

Las pruebas de laminación fueron realizadas en 2 tipos de laminadores. El primer laminador experimental (fig. 3.1), marca Stanat, estaba constituido por 2 cilindros de acero de 130 mm de diámetro y una longitud de mesa de trabajo de 200 mm; la velocidad de laminación que imprimía este laminador fue de 0.183 m/s. El segundo laminador experimental (fig. 3.2), marca Krupp, estaba constituido por cilindros de acero de 210 mm de diámetro y una longitud de mesa de trabajo de 300 mm; la velocidad de laminación que imprimía este laminador fue de 0.528 m/s.

Todas las pruebas de laminados en frío fueron realizadas con el primer laminador; mientras que para las pruebas de laminados en caliente, el laminador a usar dependió de la cercanía del horno de precalentamiento.

Los materiales usados en este estudio fueron: aluminio, cobre y acero SAE 1010; su composición química especificada se muestran en la tabla 3.1. El tamaño de las probetas dependió del factor evaluado y del tamaño del material suministrado para los ensayos. En el caso del aluminio, el material de partida tuvo una sección transversal de 19 x 33 mm; para el cobre, la sección transversal fue de 12.7 x 25.5 mm; mientras que para el acero SAE 1010 las probetas fueron cortadas de una plancha de 25.5 mm. de espesor.

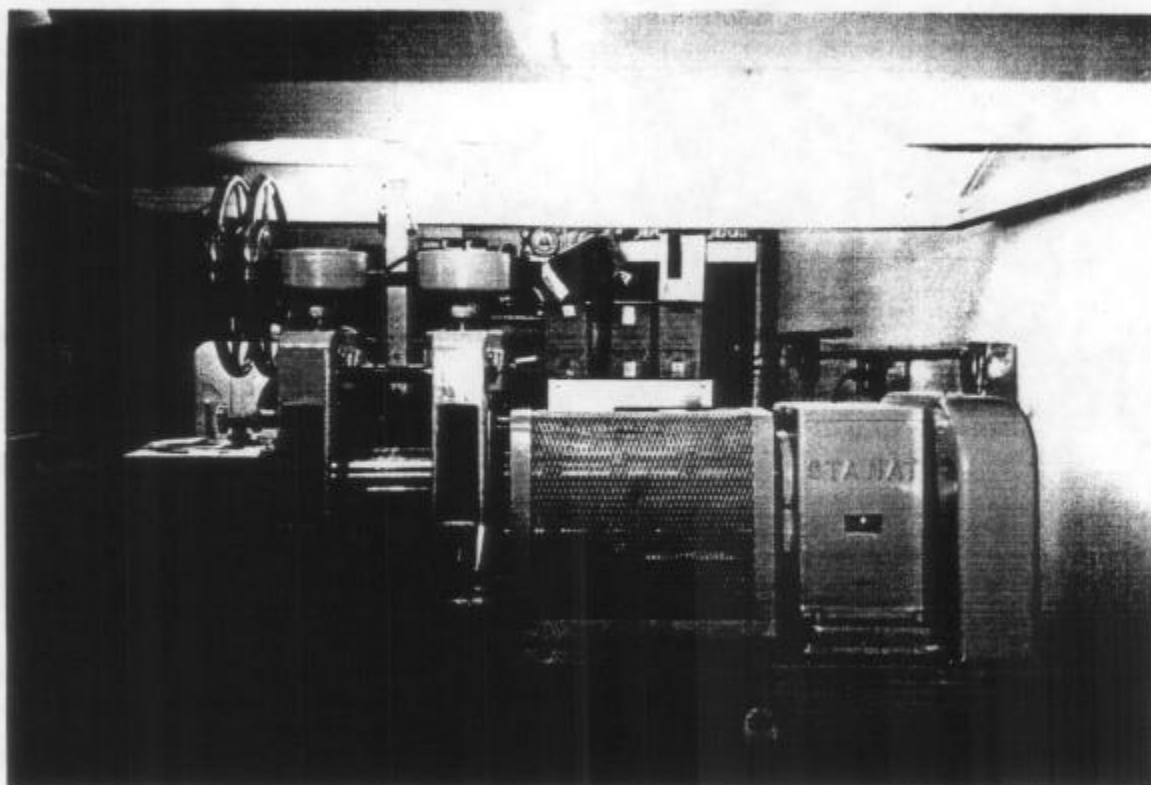


Fig. 3.1. Laminador experimental, marca Stanat, con cilindros de acero pulido de 130 mm de diámetro y 200 mm de longitud de trabajo.

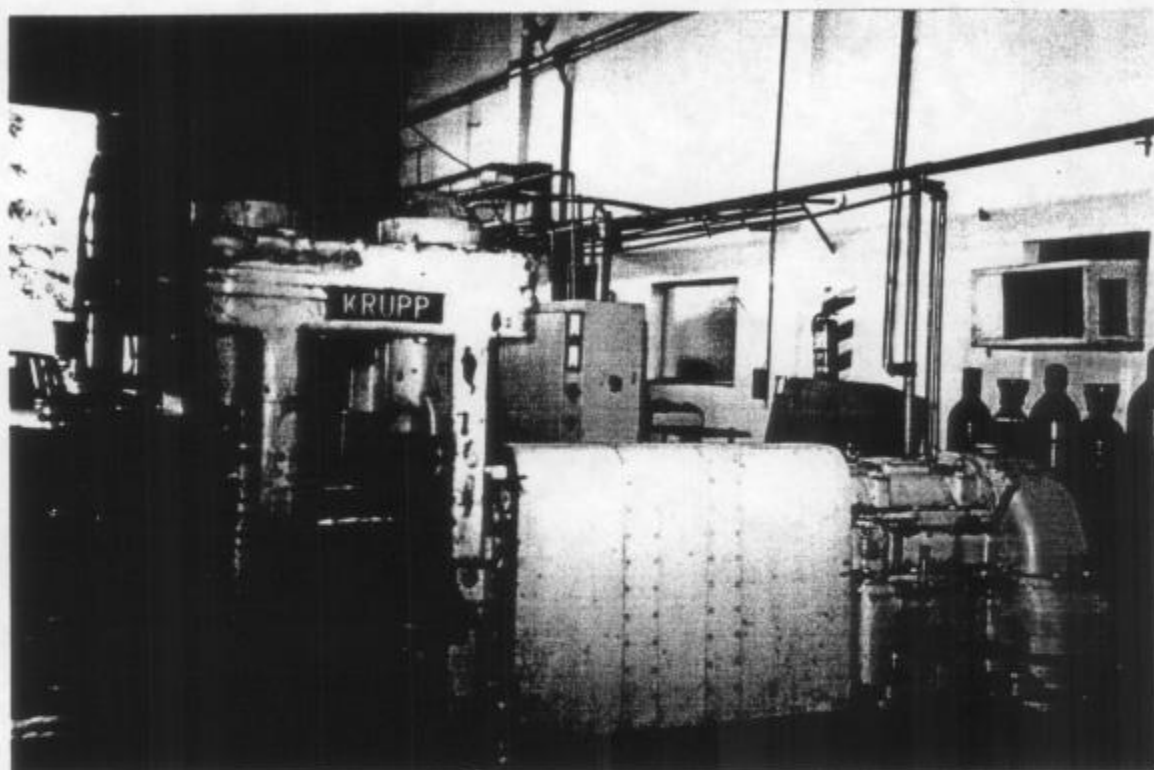


Fig. 3.2. Laminador experimental, marca Krupp, con cilindros de acero pulido de 220 mm de diámetro y 300 mm de longitud de trabajo.

Tabla 3.1. Composición química de los materiales laminados

Material	C	Mn	P	S	Si	Al	Pb	Fe	Cu
Cobre									99,90
Aluminio					0.25	99.6		0.35	0.05
SAE 1010	0.09	0.8	0.02	0.007	0.3	0.008	0.004	Resto	

Previo a los laminados en frío, exceptuando cuando se evaluó el efecto del fibrado mecánico y el tamaño de grano, las probetas de aluminio y cobre fueron recocidas. El aluminio se recoció a una temperatura de 400°C y el cobre a 700°C, en ambos casos por un tiempo de 30 min. Las figs. 3.3 y 3.4, muestran las microestructuras de partida para estos dos materiales.

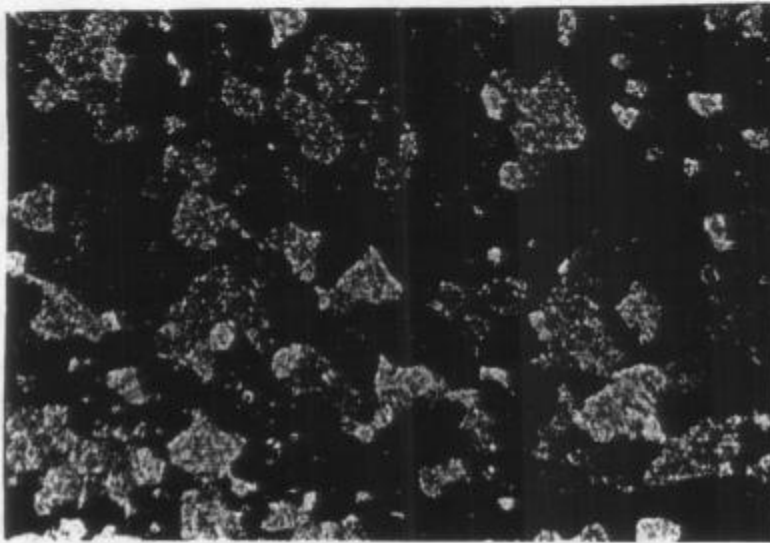


Fig. 3.3. Microestructura del aluminio en estado recocido previo al laminado (100X).

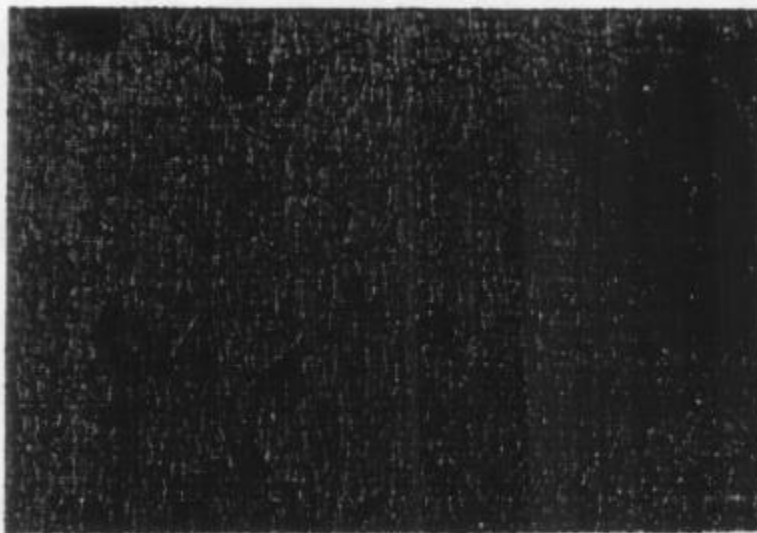


Fig. 3.4. Microestructura del cobre en estado recocido previo al laminado (100X).

Para el estudio del efecto del tamaño grano sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío del aluminio y del cobre, las probetas fueron previamente laminadas a distintas reducciones y posteriormente sometidas a recocidos con diferentes tiempos, con la finalidad de obtener los diferentes tamaños de grano.

Para los ensayos de laminado en caliente, las temperaturas consideradas de evaluación para cada material, estuvieron en concordancia con las temperaturas que normalmente son usadas en el proceso industrial (ref. 33), como se observa en la tabla 3.2.

Tabla 3.2. Temperaturas de laminado en caliente para los materiales evaluados.

Material	Rango de temperatura de laminado en caliente (°C)	Rango de temperaturas evaluadas (°C)
Aluminio	350 – 500	400 – 500
Cobre	650 – 900	650 – 900
Acero SAE 1010	1000 – 1200	950 – 1150

Para el aluminio y el cobre, el tiempo de calentamiento previo a las laminaciones, fue de 30 min. a la temperatura apropiada. El calentamiento se realizó en un horno de resistencia, sin atmósfera protectora, para simular lo acontecido en la escala industrial. El horno estuvo ubicado cerca de la laminadora, como se observa en la fig. 3.5, con lo cual, el tiempo transcurrido desde el horno al proceso de laminación fue muy corto, menor de 3 s. Esto permitió que las pérdidas de calor fueran mínimas. No existió formación de óxidos durante el laminado en caliente del aluminio; mientras que en el caso del cobre, la presencia de óxidos fue aceptable; en ambos casos la mediciones necesarias para la evaluación del ensanchamiento se realizaron sin ningún problema por la presencia de óxidos.

En la industria siderúrgica, los planchones de acero, con una apropiada práctica de calentamiento en horno y un eficiente desescamado de óxidos, deberían ser presentados en cada tren de laminación con una superficie libre de óxidos. Para simular esta condición industrial, las probetas fueron calentadas, por espacio de 30 minutos, en un horno con atmósfera protectora compuesta por 20% CO, 40% H₂, 38% N₂ y restos de CO₂ <1%, CH₄ <1% y otros (ver figura 3.6); con este tratamiento, la presencia de óxidos fue mínima. Para la evaluación de la influencia de los óxidos en el ensanchamiento, durante el laminado en caliente del acero, se consideró el calentamiento del acero con y sin atmósfera protectora. El tiempo transcurrido para el transporte de la probeta, desde el horno hasta el laminador, fue aproximadamente 4 s y la laminación fue en forma inmediata, por lo que las pérdidas de calor resultaron mínimas. En la fig. 3.7 se muestra la probeta de acero después de ser laminada a 1150° C.

Para el aluminio y el cobre, las probetas conservaron la dirección de trabajado, mientras que para el acero las probetas fueron cortadas de la plancha, en la dirección de laminado, en todos los casos la longitud fue de aproximadamente 200 mm. En todas las probetas fueron cuidadosamente maquinados los bordes para obtener un ancho inicial homogéneo en la probeta. El ancho inicial (b_0) y el espesor inicial (h_0) fueron medidas en 5 lugares de la probeta; después del laminado, se procedió a la medición del espesor final (h_1) y el ancho final (b_1), de igual forma en 5 lugares, pero en este caso en la parte central de la probeta, debido a que tanto en el inicio como en el final de la probeta laminada, el ensanchamiento es

mayor; esto también fue observado por Beese (ref. 34). Después del laminado en caliente, la presencia de algún óxido en las probetas, fue eliminado con un papel de lija fino y luego se procedió a su medición. En todos los casos las mediciones se realizaron en frío y con un micrómetro y un calibre. Algunas probetas laminadas fueron posteriormente cortadas y maquinadas para un segundo laminado. Para el cálculo del ensanchamiento se consideró como ancho final: el ancho máximo de las probetas después de la laminación.

Para chequear la posibilidad de que alguna ecuación prediga el ensanchamiento, además de las pruebas de laboratorio, es esencial tener algunos resultados experimentales de planta, por lo cual se usaron los datos reportados por R. Villanueva (ref. 23).

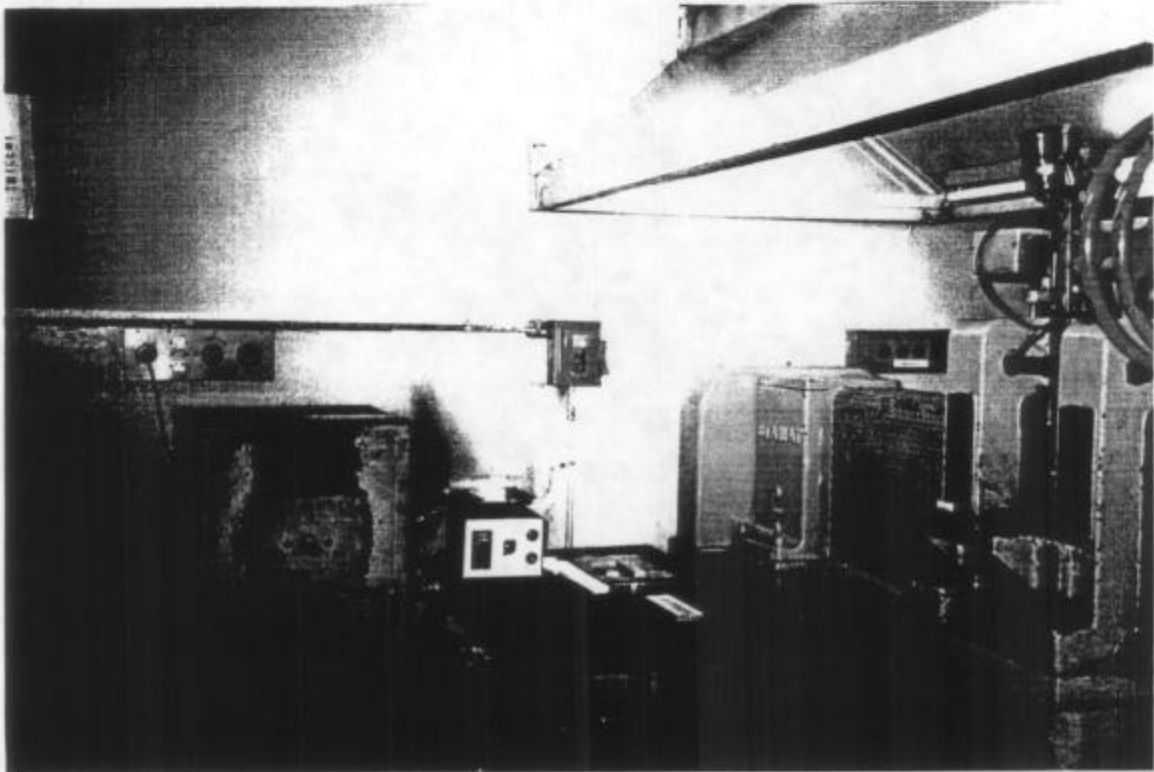


Fig. 3.5. Equipo usado para las pruebas de laminado en caliente del aluminio y el cobre. Se observan el horno de calentamiento, el controlador de temperatura y el laminador de laboratorio.

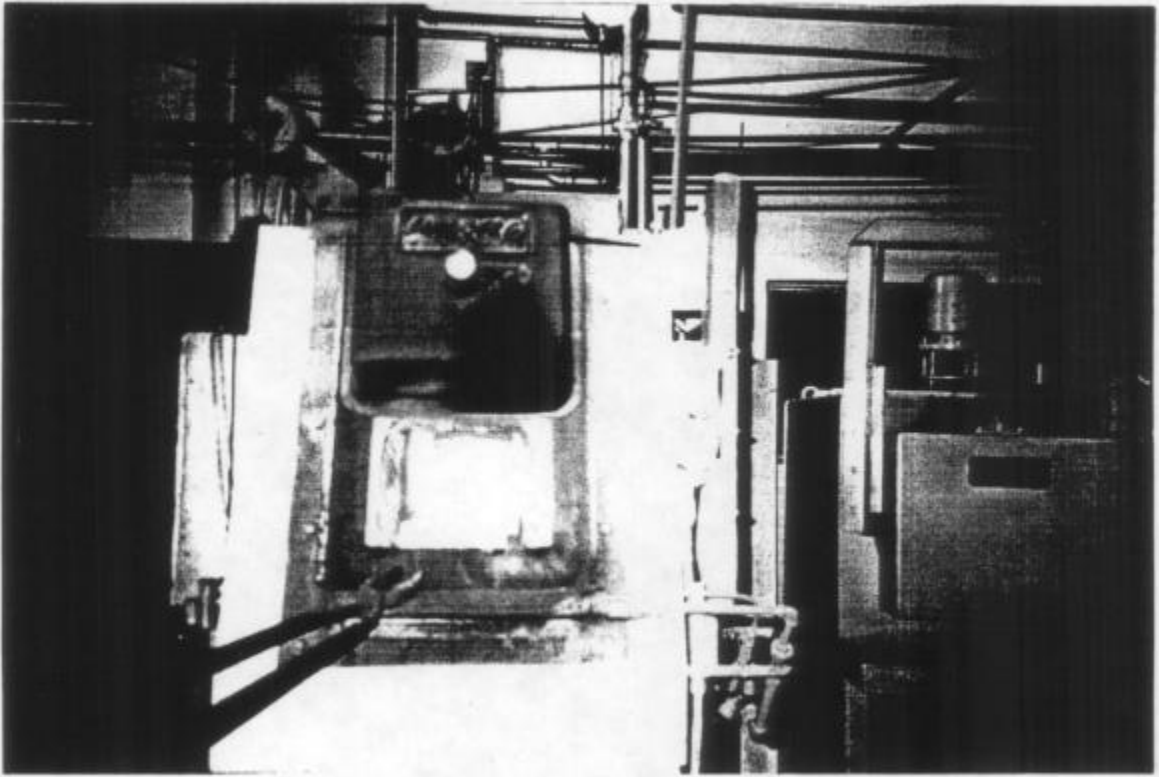


Fig. 3.6. Horno de calentamiento con atmósfera protectora, usada para el calentamiento del acero previo a la laminación. Se observan las probetas de acero listas para ser transportadas al laminador.

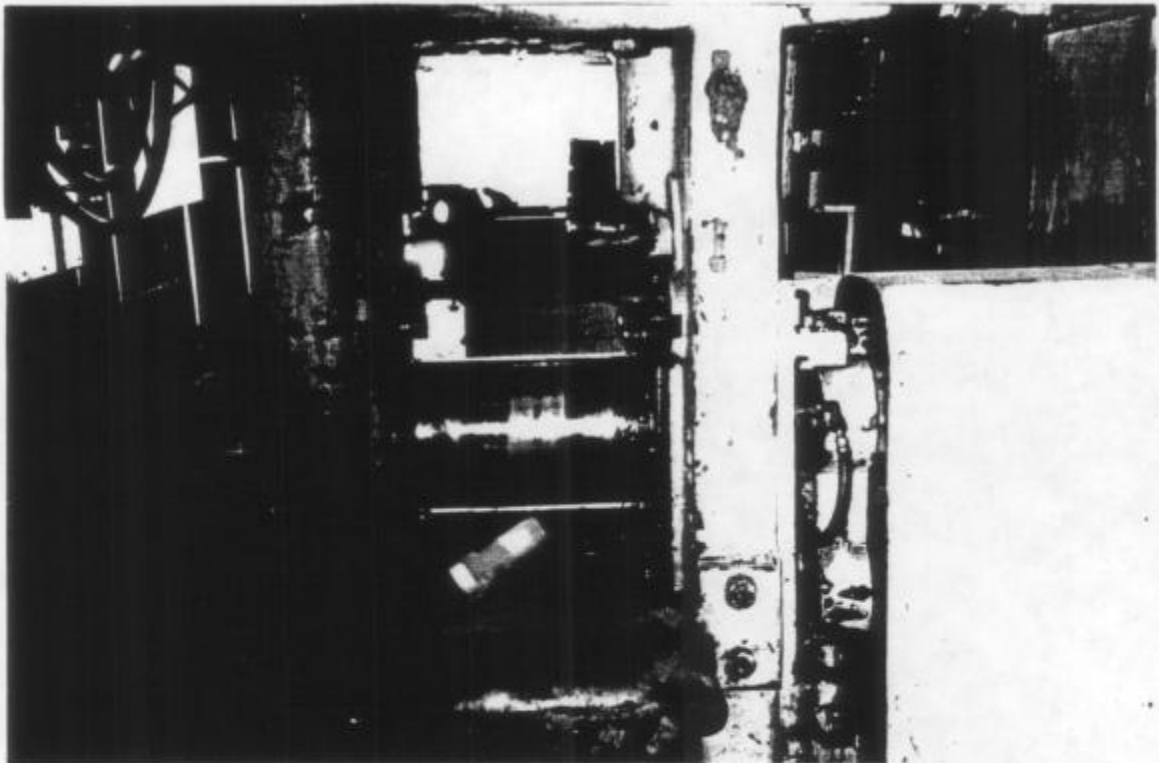


Fig. 3.7. Laminación del acero SAE 1010 a 1150 °C, se observa la probeta después de ser laminada.

3.2.3. Resultados experimentales

Para una mejor evaluación, los resultados experimentales obtenidos en esta investigación son presentados aquí en forma de gráficos; mientras que los datos numéricos obtenidos son presentados en tablas, en el anexo.

El cálculo del ensanchamiento (Δb), es obtenido por la diferencia entre el ancho máximo de salida (b_1) y el ancho inicial de entrada (b_0):

$$\Delta b = b_1 - b_0$$

Otra manera de representar el ensanchamiento, es mediante el ensanchamiento relativo (ϵ_b), definido por:

$$\epsilon_b = \frac{b_1 - b_0}{b_0} = \frac{\Delta b}{b_0}$$

Ambas representaciones son usadas en esta investigación.

Los dos primeros factores evaluados corresponden a la reducción de altura y a la relación ancho/espesor (b_0/h_0), del material de entrada al laminador. En las figuras 3.8 a 3.18, se muestran los resultados obtenidos, tanto para el laminado en frío como para el laminado en caliente, de los tres materiales evaluados. Estos resultados muestran claramente que el ensanchamiento crece muy fuertemente a medida que aumenta la reducción, siendo más pronunciado este efecto en el laminado en caliente, como se observa en las figs. 3.12 y 3.13. Caso contrario sucede con el aumento de la relación b_0/h_0 , en donde su incremento produce una disminución del ensanchamiento. En ambos casos el ensanchamiento no presenta un cambio proporcional al efecto evaluado. En las figs. 3.15 a 3.18, se presentan los resultados obtenidos de la evaluación de b_0/h_0 , para el acero, junto a estos resultados se ha graficado el modelo matemático propuesto por J. Roux (ref. 13), que es el que más acercamiento presenta con los resultados experimentales obtenidos.

El análisis del efecto del diámetro del cilindro, es mostrado en la fig. 3.19, para diferentes reducciones de altura y en 3.20, junto al efecto de la temperatura, durante la laminación en caliente del aluminio. Se observa un aumento del ensanchamiento, con un incremento del diámetro del cilindro, siendo más pronunciado para altas reducciones de espesor y, sólo para el caso del aluminio, para temperaturas mayores de 450° C.

En las figs. 3.20 a 3.22, se hace evidente la influencia de la temperatura sobre el ensanchamiento; como se observa, no presenta un comportamiento constante en los materiales evaluados. Mientras que para el aluminio un aumento de la temperatura produce un aumento del ensanchamiento, para el cobre y el acero este efecto es contrario. Para el acero, generalmente se acepta que, dentro de ciertos límites, la temperatura sólo tiene una pequeña influencia sobre el ensanchamiento. Kalay y Sparling (ref. 16), encontraron que el incremento fue de alrededor de 3% cuando la temperatura fue incrementada desde 1000 a 1200° C. Normalmente, en el laminado se espera una ligera disminución del ensanchamiento con el incremento de la temperatura (refs. 2, 4, 5, 24 y 34). Este efecto fue analizado para el acero SAE 1010, en el rango de 950-1150° C con presencia de óxidos y en ausencia de ellos.

La gráfica 3.22, reúne los resultados obtenidos de esta evaluación; se observa que en ausencia de óxidos el efecto de la temperatura, sobre el ensanchamiento es mínima; mientras que en presencia de ellos se advierte una marcada disminución del ensanchamiento conforme la temperatura aumenta.

El análisis del efecto del tamaño de grano, sobre el ensanchamiento fue evaluado en frío con el aluminio y el cobre. En las figs. 3.23 y 3.24, se presentan los resultados obtenidos, en donde se observa que un aumento del tamaño de grano produce un aumento del ensanchamiento.

El último factor considerado fue el fibrado mecánico; en la figs. 3.25 y 3.26, se presentan los resultados experimentales obtenidos durante el laminado en frío del aluminio y cobre. Como se observa, mientras mayor es el porcentaje de trabajado previo a la laminación, lo cual indica un mayor fibrado mecánico, menor es el ensanchamiento.

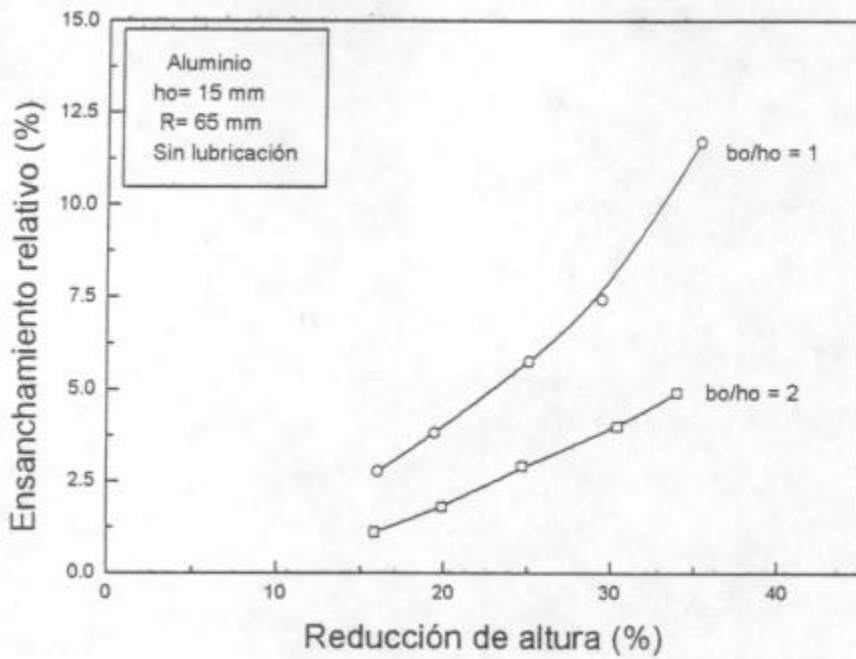


Fig. 3.8. Influencia de la reducción de altura y la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del aluminio.

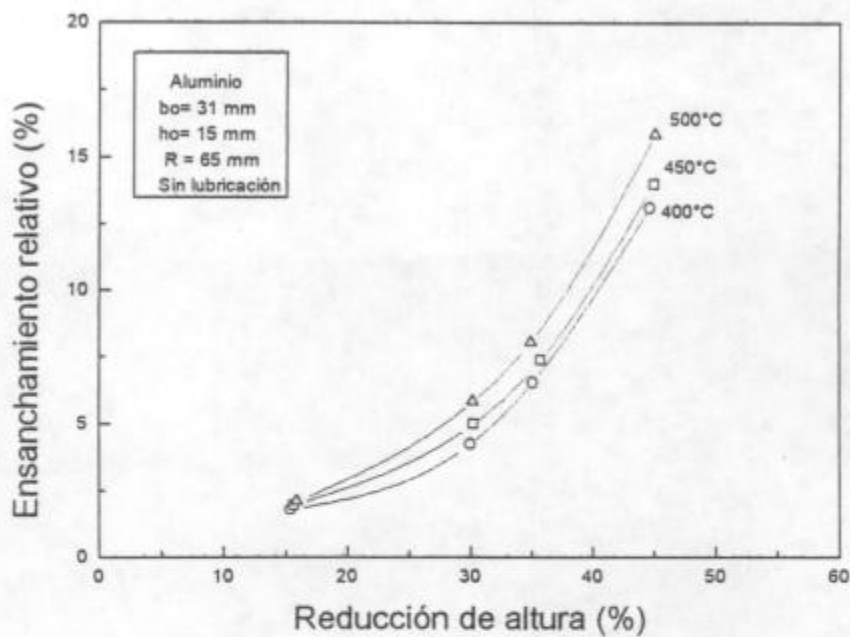


Fig. 3.9. Influencia de la reducción de altura sobre el ensanchamiento, para diferentes temperaturas durante el laminado en caliente del aluminio.

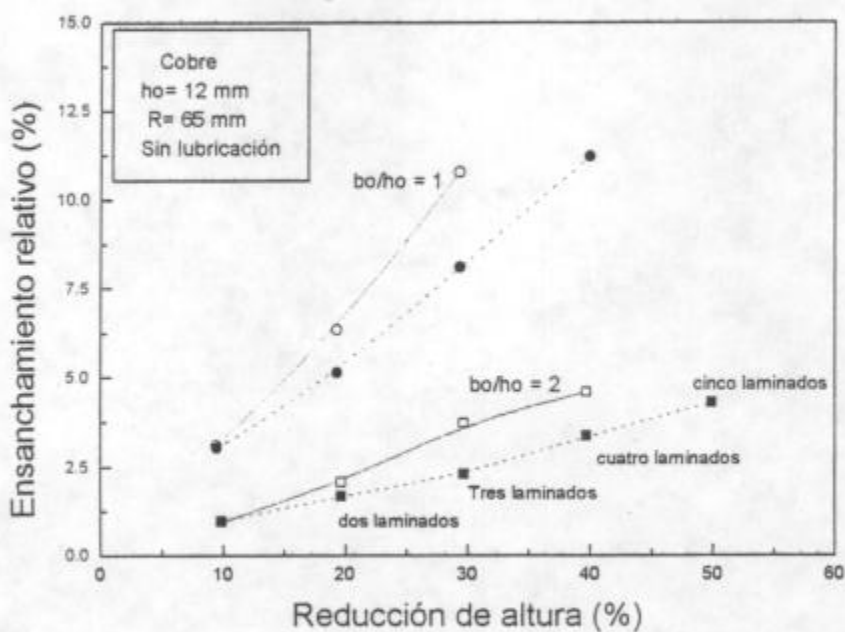


Fig. 3.10. Influencia de la reducción de altura y la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del cobre.

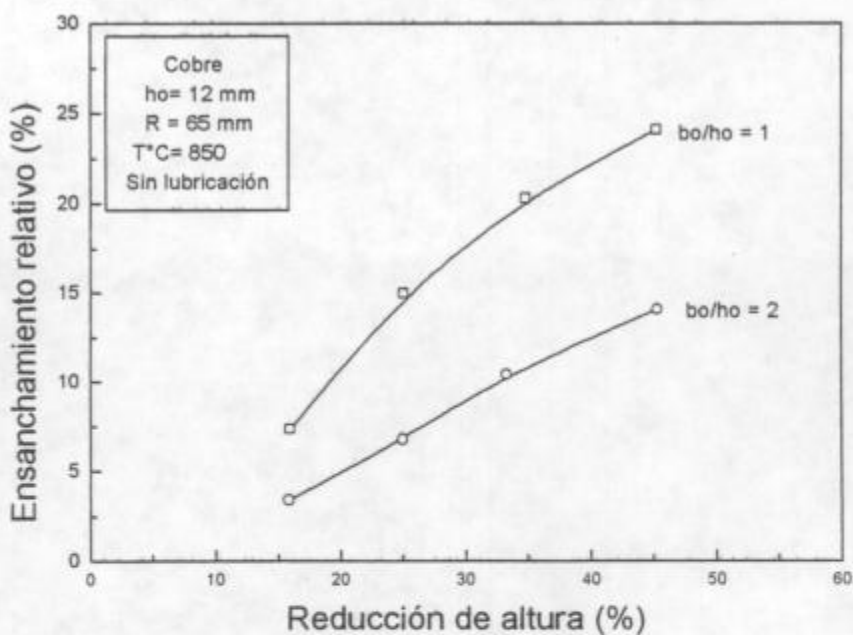


Fig. 3.11. Influencia de la reducción de altura y la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del cobre.

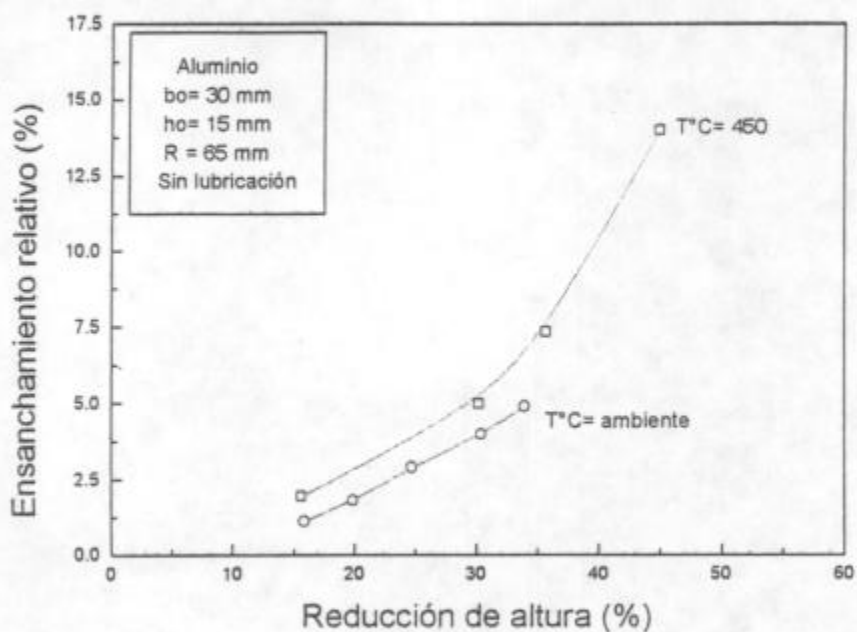


Fig. 3.12. Comparación de la influencia de la reducción de altura sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío y caliente del aluminio.

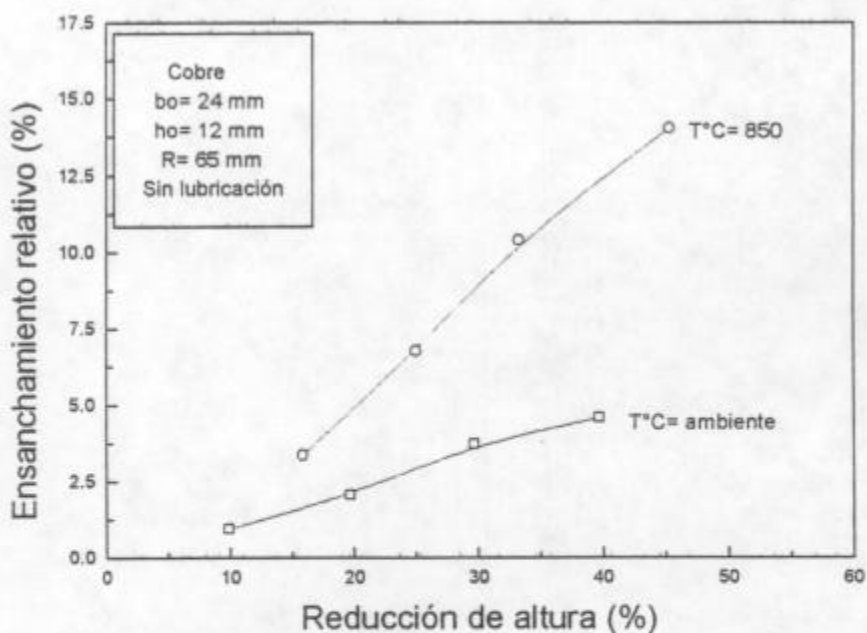


Fig. 3.13. Comparación de la influencia de la reducción de altura sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío y caliente del cobre.

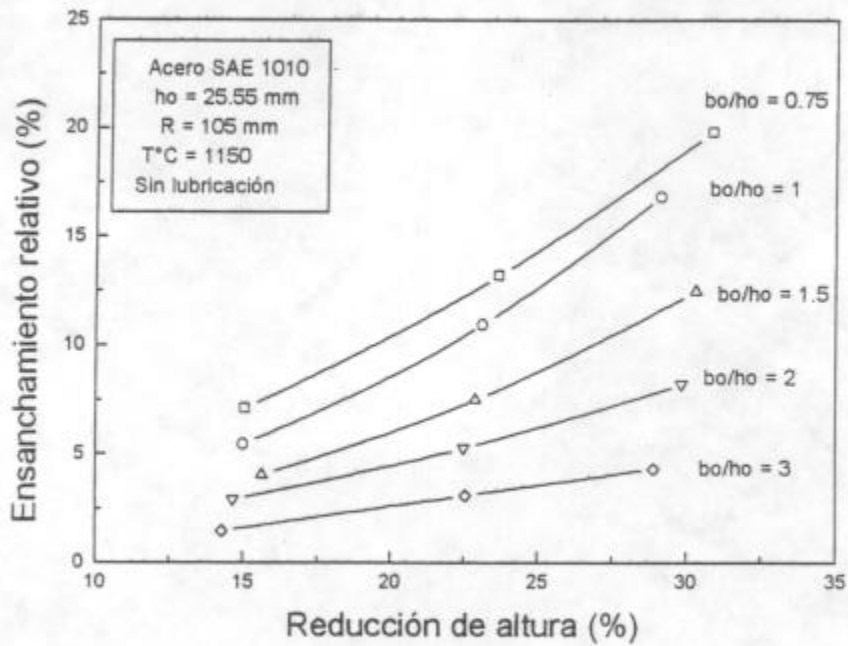


Fig. 3.14. Influencia de la reducción de altura y de la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente de acero SAE 1010.

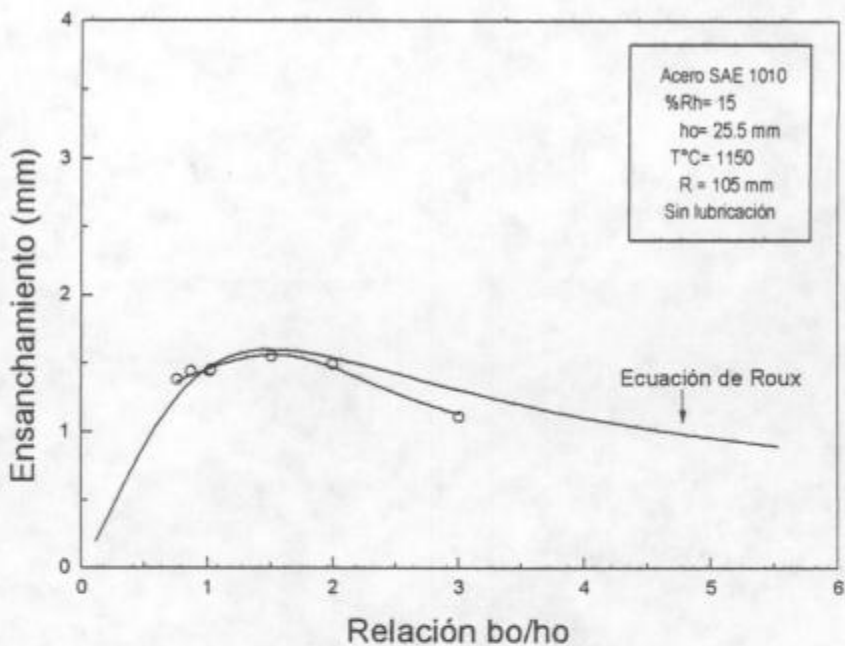


Fig. 3.15. Influencia de la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del acero SAE 1010. Reducción de altura 15%.

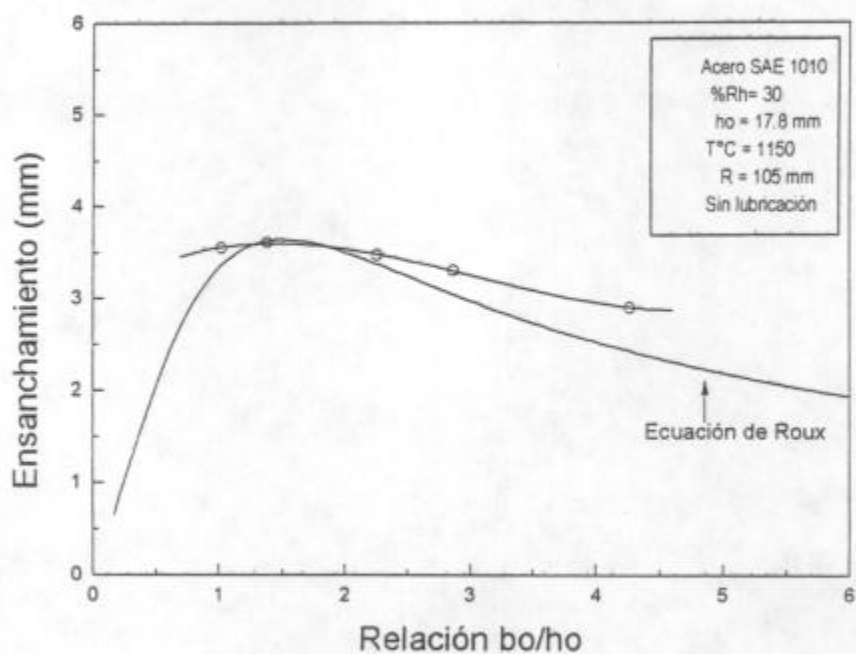


Fig. 3.18. Influencia de la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del acero SAE 1010. Reducción de altura 30%.

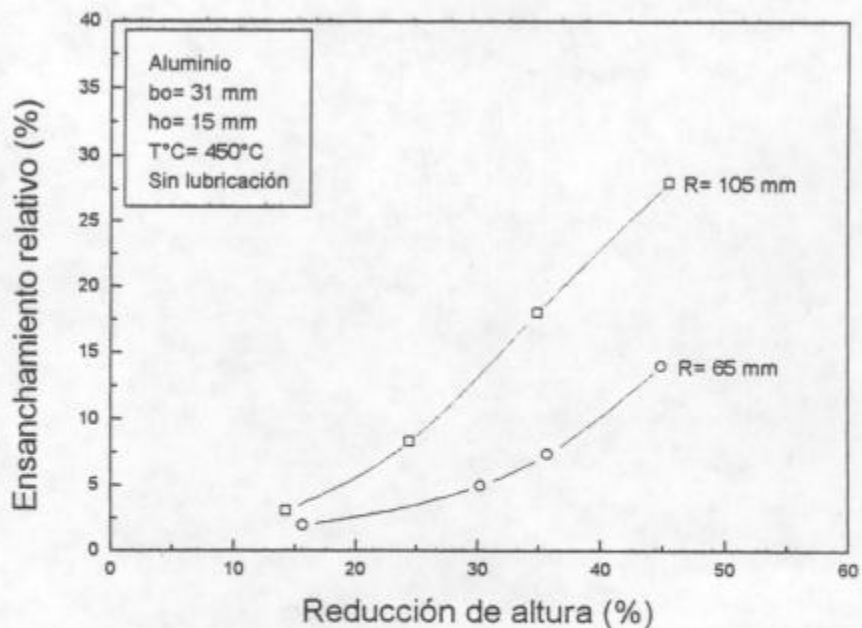


Fig. 3.19. Influencia del diámetro del cilindro de laminación sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del aluminio.

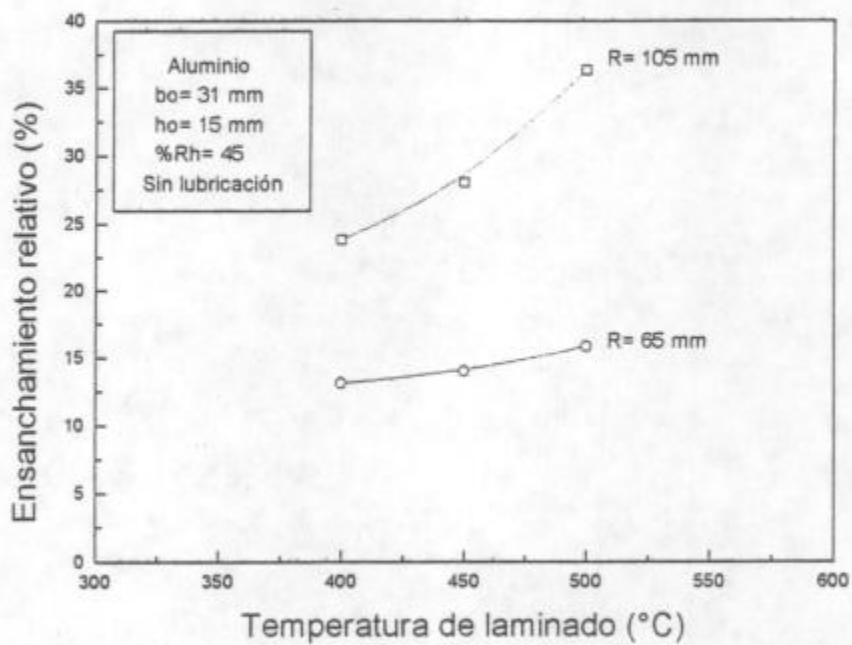


Fig. 3.20. Influencia de la temperatura sobre el ensanchamiento, durante el laminado en caliente de aluminio.

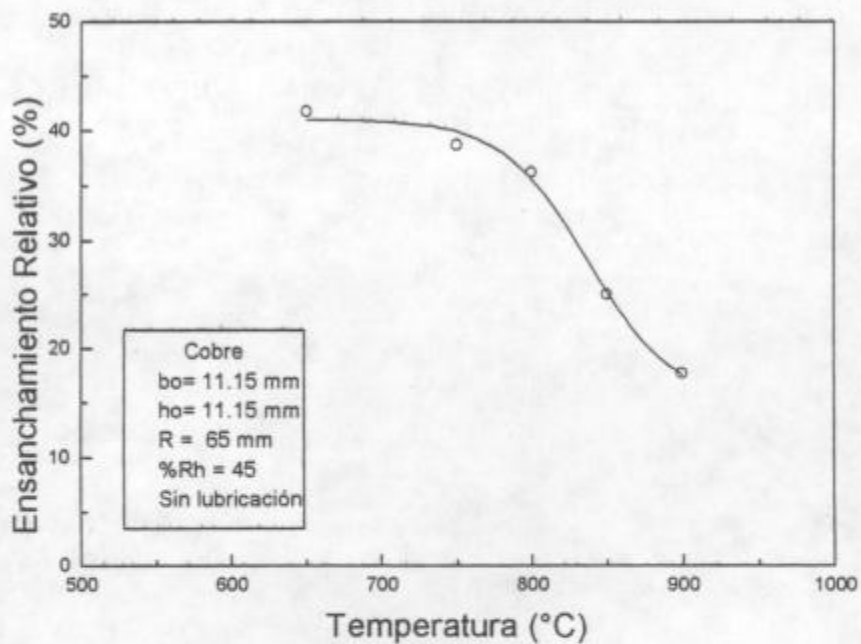


Fig. 3.21. Influencia de la temperatura en el ensanchamiento durante el laminado en caliente del cobre.

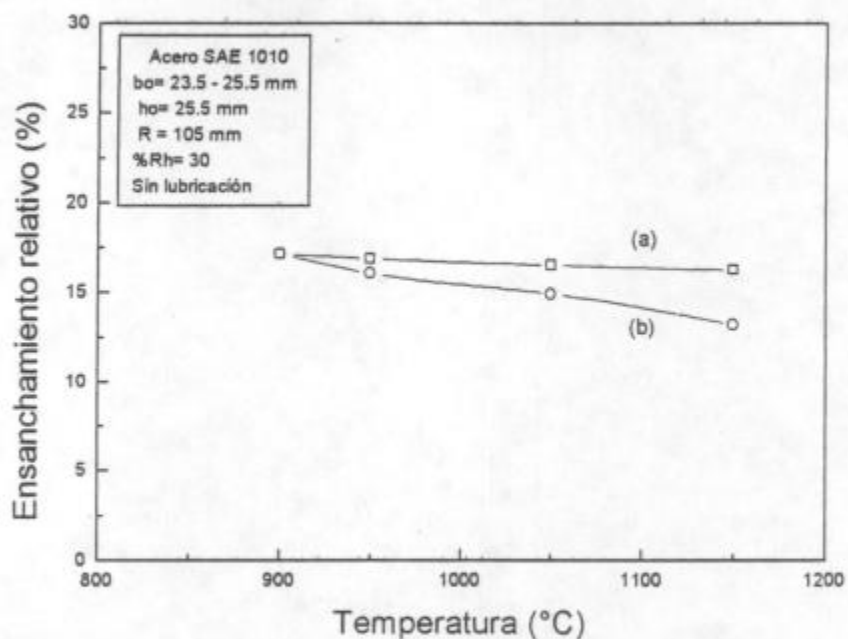


Fig. 3.22. Influencia de la temperatura en el ensanchamiento, durante el laminado en caliente del acero SAE 1010. (a) calentamiento con atmósfera protectora (mínima presencia de óxidos); (b) calentamiento sin atmósfera protectora (presencia de óxidos durante la laminación).

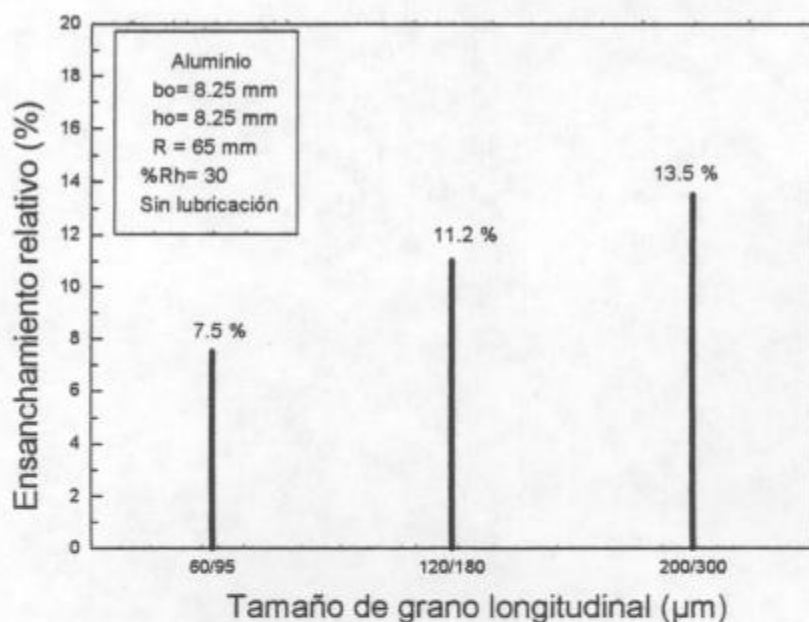


Fig. 3.23. Influencia del tamaño de grano sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío del aluminio.

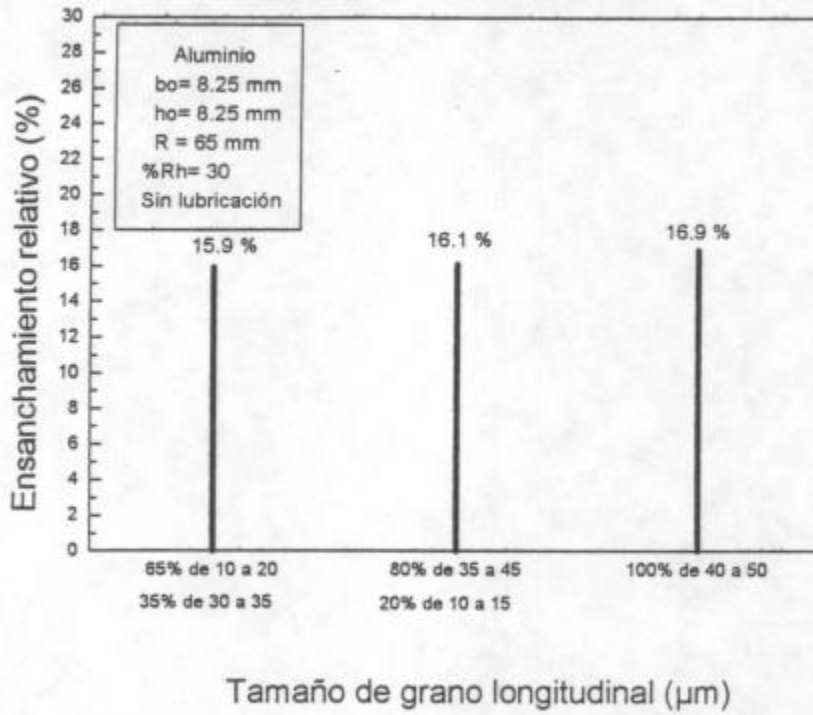


Fig. 3.24. Influencia del tamaño de grano sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío del cobre.

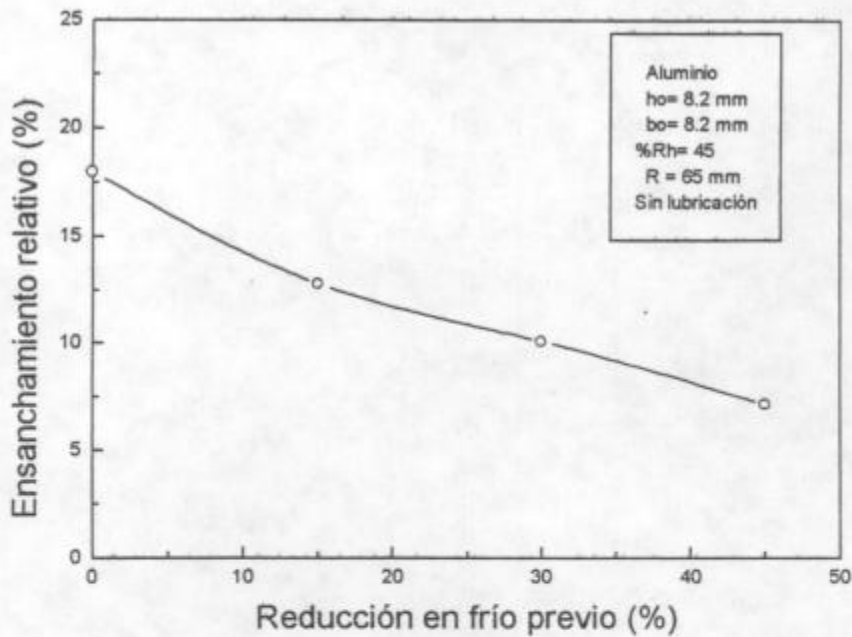


Fig. 3.25. Influencia del porcentaje de reducción previa a la laminación, sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío del aluminio.

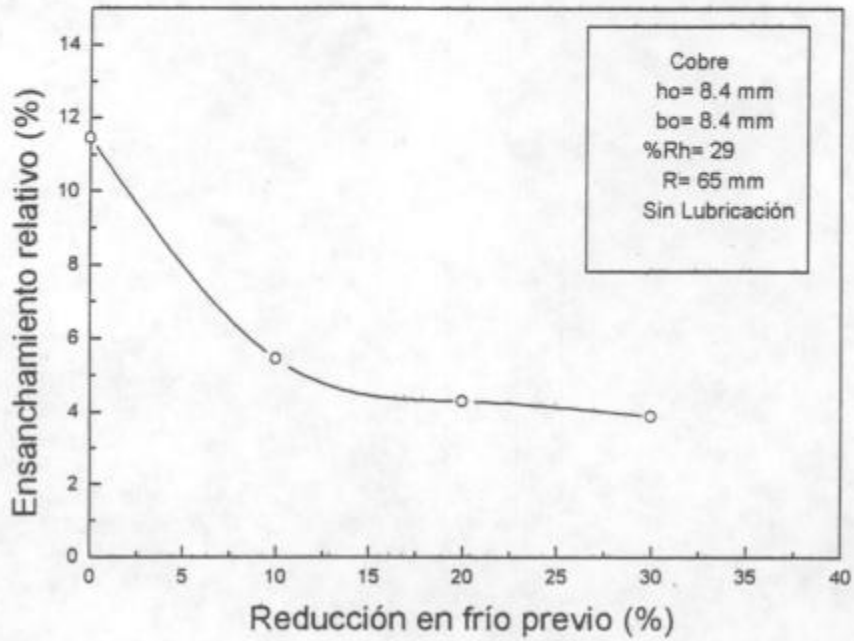


Fig. 3.26. Influencia del porcentaje de reducción previa a la laminación sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del cobre.

3.2.4. Discusión de resultados

Cuando se efectúa el estudio de las fuerzas que actúan en la zona del arco de contacto, se advierte que no sólo actúan fuerzas verticales de compresión, sino también horizontales, desde el plano de entrada y desde el plano de salida, en ambos casos hacia el interior, alcanzando su valor máximo en la zona del plano neutro (fig. 1.4). La presión correspondiente depende del ancho y del espesor de la barra. Esta compresión longitudinal origina el ensanchamiento del material.

La magnitud de las fuerzas compresivas depende del coeficiente de rozamiento y de la longitud del arco de contacto proyectado. Un aumento de cualquiera de ellas produce un aumento de las fuerzas compresivas y por lo tanto del ensanchamiento.

El incremento del arco de contacto puede, a su vez ser ocasionado por una mayor reducción de altura o por un aumento del diámetro de los cilindros. En las figs. 3.8 a 3.14 se observa claramente, como un aumento en la reducción de altura (ya sea en laminado en frío o en caliente) para los tres materiales evaluados, produce un aumento del ensanchamiento. Este aumento del ensanchamiento es más pronunciado en el laminado en caliente, como surge de las figs. 3.12 y 3.13, para el aluminio y el cobre respectivamente; lo cual es debido a la menor resistencia del material a la deformación plástica en la dirección transversal por la no presencia del fibrado mecánico, que se presenta en laminado en frío e inhibe la deformación lateral, como se verá posteriormente.

Es bien conocido que cuando un determinado material es laminado con un misma reducción entre cilindros de diferente diámetro; el de mayor diámetro, debido a la ampliación del área de contacto, causa una mayor presión total entre los cilindros. Esto a su vez ocasiona, que la suma de las fuerzas de fricción actuando en la dirección longitudinal incrementen, dando lugar a una disminución en la elongación y un incremento en la deformación lateral (ensanchamiento). En las figs. 3.19 y 3.20, se corrobora lo expuesto en forma gráfica. En la fig. 3.19 se observa que el efecto del diámetro del cilindro es más pronunciado para altas reducciones de altura; mientras que en la fig. 3.20, se muestra que además de una alta reducción, para el caso del aluminio, un aumento de la temperatura hace aún más pronunciado el efecto del diámetro los cilindros en el ensanchamiento. En este último análisis, se puede decir que es exclusivo para el aluminio debido a sus características friccionales que presenta, como se verá posteriormente.

Es muy importante además, conocer la forma de la superficie de contacto y más en especial la relación entre el ancho y la longitud de la misma. Esta relación, define cuál será el camino que ofrecerá menor resistencia a la deformación del material. Cuanto mayor es la relación ancho/longitud proyectada del arco de contacto (b_0/L), mayor es la dificultad que tiene para ensancharse el material; esto se observa en la industria cuando se laminan planchones o chapas, ya que la deformación se transforma en alargamiento y el ensanchamiento resulta despreciable.

Esto se debe a que entre el material y los cilindros existe fricción tanto en el sentido de laminación como en el sentido transversal; por efecto de las fuerzas de compresión que ejercen los cilindros sobre el material, el rozamiento induce fuerzas en sentido normal. Unas actúan en sentido de la laminación, cuyo efecto ya se analizó anteriormente, y otras

normalmente pero en sentido contrario al ensanchamiento, pues aparecen cuando el material tiende a desplazarse hacia afuera, restringiendo dicho desplazamiento.

Por esta razón cuanto más ancho es el material a laminar, menor es la magnitud del ensanchamiento, debido a un aumento en las tensiones laterales mientras las tensiones longitudinales permanecen constantes. Este efecto se analizó más minuciosamente para el acero SAE 1010, como se muestra en las figs. 3.14 a 3.18, en donde se evalúan diferentes relaciones b_0/h_0 , para varias reducciones de altura, corroborando lo anteriormente mencionado.

Estos tres primeros factores evaluados, corresponden a los factores denominados geométricos, y, son considerados los más influyentes en el ensanchamiento, de allí que la gran mayoría de modelos matemáticos analizados en el capítulo 2, sólo incluyen para el cálculo del ensanchamiento estos factores.

El segundo grupo de factores que influyen en el ensanchamiento corresponden a aquellos que modifican las condiciones de fricción en la abertura de laminación. Entre estos factores se tiene la temperatura de laminación y la presencia de óxidos durante el laminado. Conforme el coeficiente de fricción se eleva, las fuerzas friccionales longitudinales se incrementan. En este caso las tensiones longitudinales crecen en una extensión más grande que las tensiones transversales. Esto reduce la deformación longitudinal e incrementa el ensanchamiento, si todas las otras condiciones permanecen iguales.

Es bien conocido en la industria del acero (como una regla) que el coeficiente de fricción decrece conforme la temperatura del metal incrementa; de esta manera el ensanchamiento llega a ser reducido. Pero este concepto no es un parámetro general para todos los metales.

El estudio realizado del efecto de la temperatura sobre el coeficiente de fricción (que se verá posteriormente), muestra un comportamiento distinto para los tres materiales laminados.

En el aluminio, por medio del ensayo de compresión de anillos, se determinó que el coeficiente de fricción aumenta con el aumento de la temperatura. Este efecto explica los resultados obtenidos durante el laminado en caliente del aluminio, para diferentes temperaturas, que son graficados en la fig. 3.20. Un aumento de la temperatura produce un aumento de la fricción y por consiguiente un aumento del ensanchamiento. A su vez este efecto, sobre el ensanchamiento, es más pronunciado con el aumento del diámetro de los cilindros, si el resto de parámetros permanecen constante, como surge de la mencionada figura.

Para el caso del acero, el comportamiento de la fricción con la temperatura es contrario al aluminio y similar a lo mencionado anteriormente, esto es en el rango 700 a 1150°C la fricción disminuye con el aumento de la temperatura (ver ensayos de fricción). Este efecto es observado en la fig. 3.22, durante el laminado en caliente del acero en presencia de óxidos. En este caso un aumento de la temperatura ocasionó una disminución del ensanchamiento, producto de la disminución del coeficiente de fricción. Mientras que para laminados con presencia mínima de óxidos, este efecto es despreciable lo cual hace indicar el leve efecto lubricador que presenta los óxidos ya reportados por otros investigadores (refs 16, 22 y 35).

El cobre presenta un comportamiento similar al acero, durante el laminado en caliente en presencia de óxidos. En la figura 3.21, se puede observar que un aumento de la temperatura durante el laminado en caliente del cobre, en presencia de óxidos, produce una disminución del ensanchamiento, ocasionado por una disminución del coeficiente de fricción. Este efecto no se presentó en los ensayos de fricción; lo cual podría estar relacionado a la mayor cantidad de óxido formado durante el laminado, debido a un mayor tiempo de calentamiento.

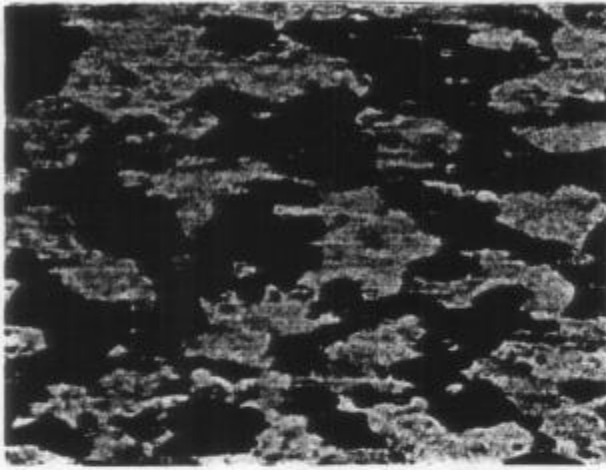
El análisis del efecto de la temperatura sobre el coeficiente de fricción y, por consiguiente sobre el ensanchamiento, es explicado en forma más detallada en el apartado 3.3.

Antes de analizar el efecto del tamaño de grano sobre el ensanchamiento, se analizará el efecto del fibrado mecánico que servirá como base para su análisis.

El efecto del fibrado mecánico sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío, fue evaluado para el aluminio y el cobre. Los resultados proporcionados en las figs. 3.25 y 3.26, muestran que, un aumento del trabajado en frío (generado con un primer laminado) previo a un segundo laminado, ocasiona una reducción del ensanchamiento en este. Esto es debido a la orientación de los granos e inclusiones (fibrado) en la dirección longitudinal al laminado. Esta microestructura es la que origina que en segundo laminado, exista una preferencia en la deformación longitudinal, disminuyendo el ensanchamiento conforme aumenta el fibrado. En la fig. 3.27, se puede observar esta orientación de los granos con el aumento del trabajado en frío, antes del laminado, para el aluminio y el cobre.

Es bien conocido que una reducción del tamaño de grano resulta beneficiosa para la ductilidad en caliente, pero poco o nada se sabe sobre su efecto en el ensanchamiento. Esta influencia fue evaluada en laminado en frío para el aluminio y el cobre. En los 2 casos se observa que un incremento en el tamaño de grano, produce un aumento en el ensanchamiento.

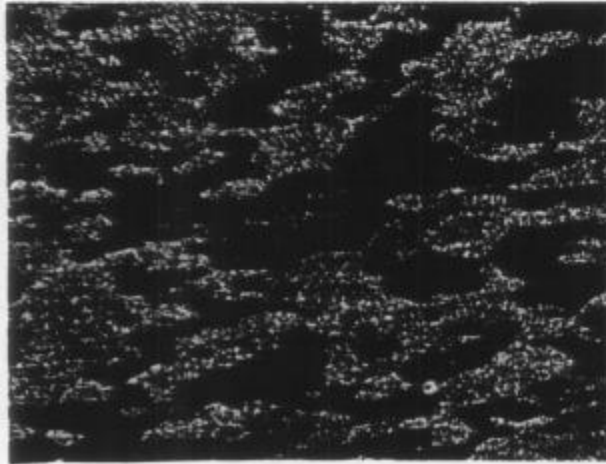
Durante el laminado en frío, conforme procede la deformación, los granos se van orientando en la dirección de laminación esto genera una restricción al ensanchamiento. Si el tamaño de grano es fino, la orientación de los granos en la dirección del laminado resulta más pronunciada, y el ensanchamiento sería menor que para un tamaño de grano grueso del material. Esto explicaría los resultados obtenidos y graficados en las figs. 3.23 y 3.24. En las figuras 3.28 y 3.29 se observa las microestructuras de partida con diferentes tamaños de grano y las obtenidas después de una reducción de 30% en frío. Para el aluminio las muestras recocidas presentan una cierta orientación remanente de los granos, en tanto que, en el cobre el recocido fue completo; no obstante, el rango de variación del tamaño de grano fue mínimo y de igual forma su efecto en el ensanchamiento. Se observa además, en estas microestructuras tomadas de la sección longitudinal, que el tamaño y distribución de las inclusiones no fueron afectadas por el recocido.



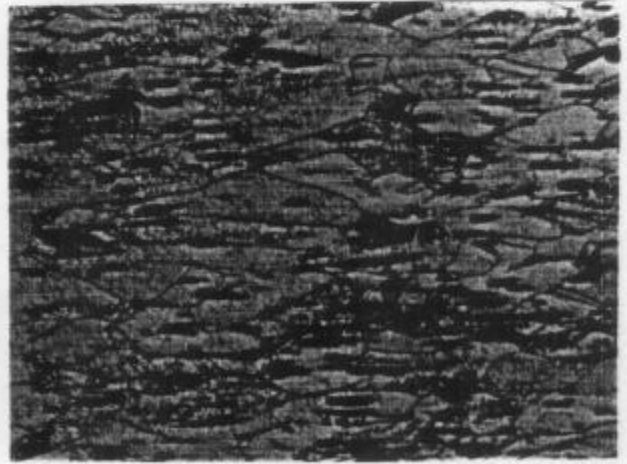
Aluminio, 15% deformado (100X)



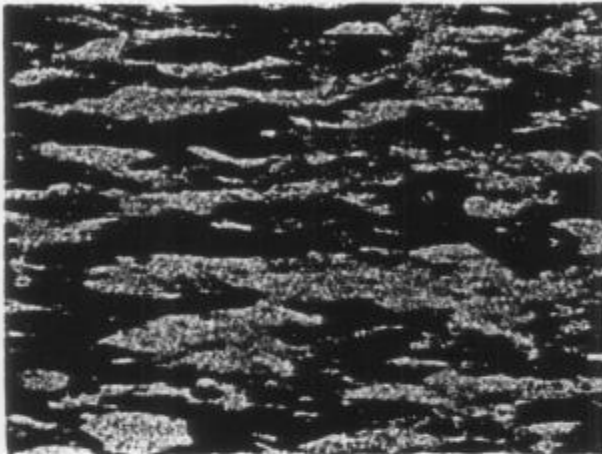
Cobre, 10% deformado (100X)



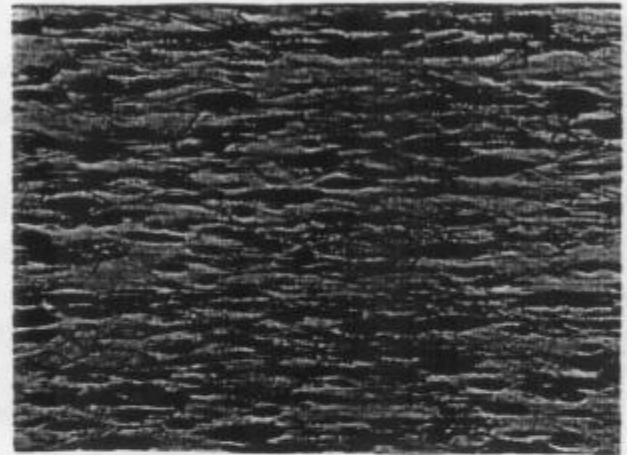
Aluminio, 30% deformado (100X)



Cobre, 20% deformado (100X)

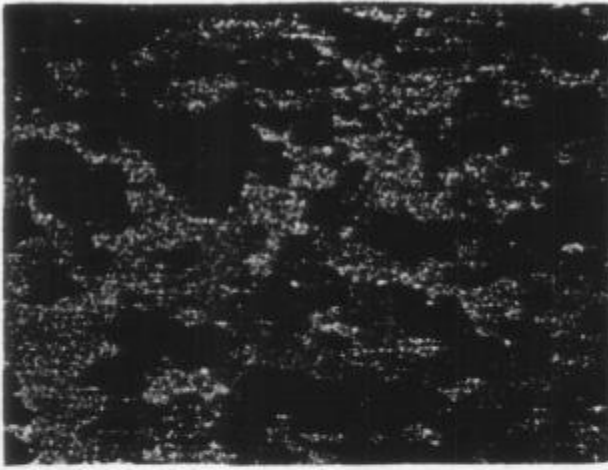


Aluminio, 50% deformado (100X)

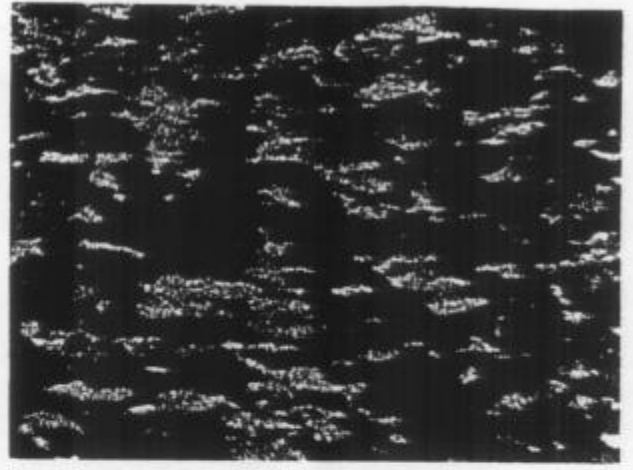


Cobre, 50% deformado (100X)

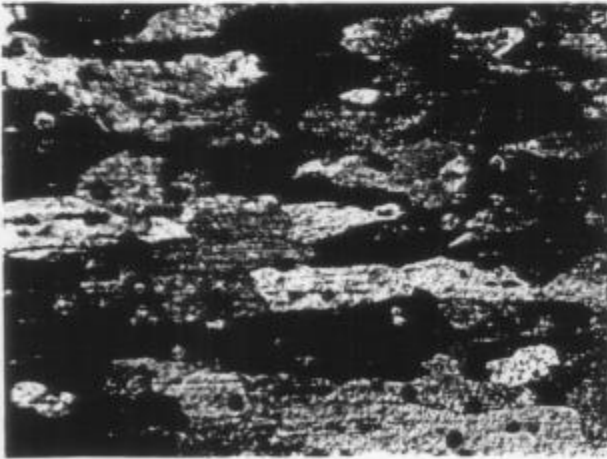
Fig. 3.27. Microestructuras con diferente grado de deformación en frío para el aluminio y el cobre; en ellas se observa el diferente fibrado mecánico. Estas microestructuras constituyen el inicio para un segundo laminado, en el estudio del efecto del fibrado mecánico sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío.



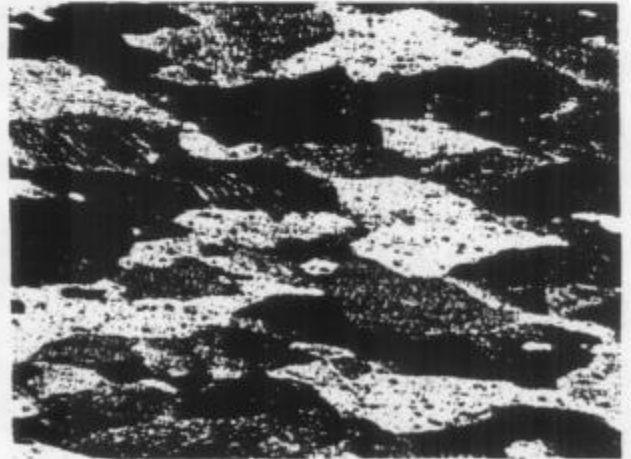
(a) Tamaño de grano: 60 a 95 μm . (100X)



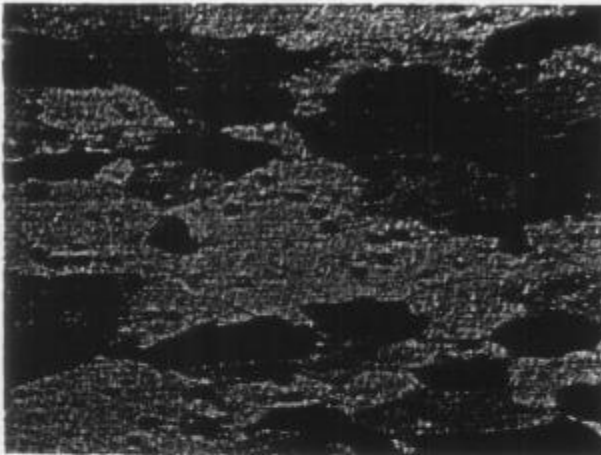
(b) deformado a 30% de reducción (100X).



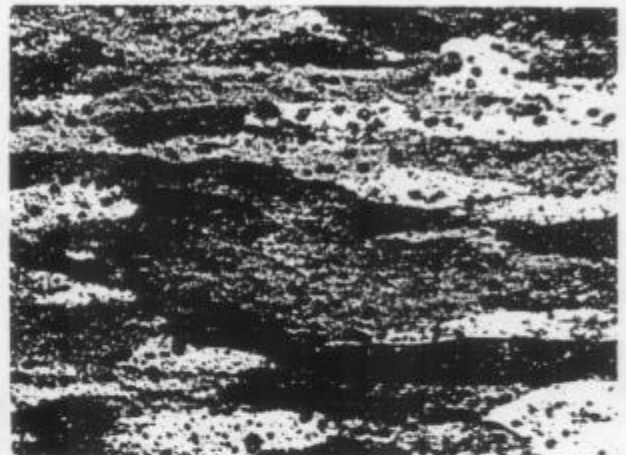
(a) Tamaño de grano: longitudinal: 120 a 180 μm ,
transversal: 70 a 100 μm . (100X).



(b) deformado a 30% de reducción (100X).

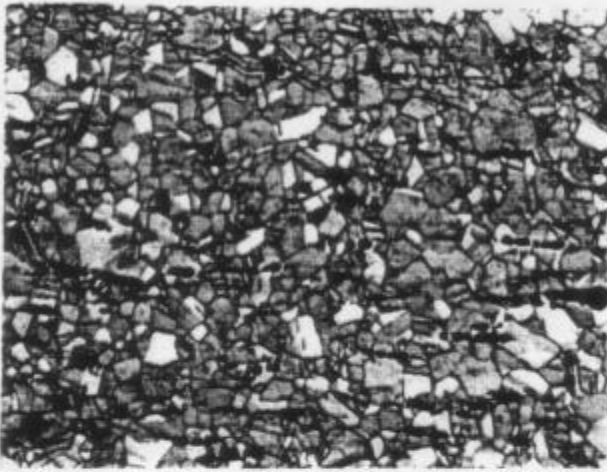


(a) Tamaño de grano: Longitudinal: 200 a 300 μm ,
transversal: 70 a 120 μm . (100X).

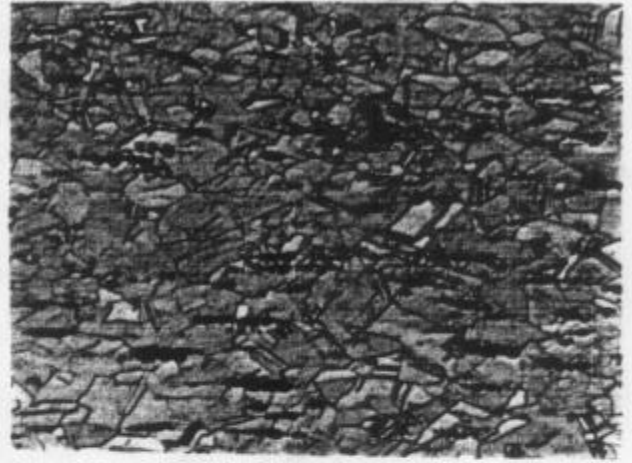


(b) deformado a 30% de reducción (100X).

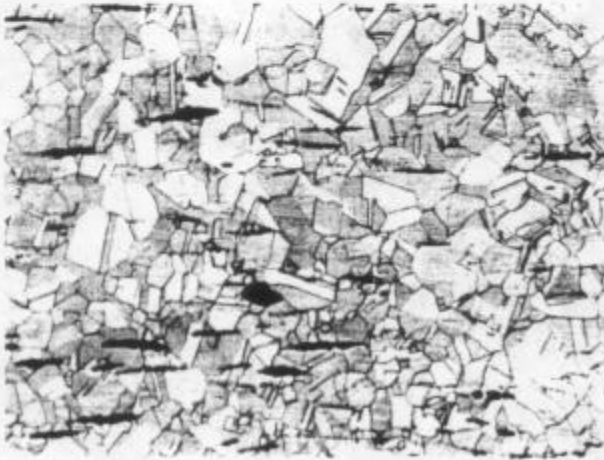
Fig. 3.28. Microestructuras del aluminio con diferentes tamaños de grano. (a) antes del laminado (b) después del laminado, con una reducción del 30%. Estas microestructuras corresponden al estudio del efecto del tamaño de grano sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío del aluminio. Se observa un mayor fibrado mecánico con un tamaño de grano fino.



(a) Tamaño de grano: 35% de 30 a 35 μm
65% de 10 a 20 μm . (200X).



(b) deformado a 30% de reduccion (200X).



(a) Tamaño de grano: 80% de 35 a 45 μm y
20% de 10 a 15 μm . (200X).



(b) deformado a 30% de reduccion (200X).



(a) Tamaño de grano: 100% de 40 a 50 μm (200X).



(b) deformado a 30% de reduccion (200X).

Fig. 3.29. Microestructuras del cobre con diferentes tamaños de grano.(a) antes del laminado (b) después del laminado, con una reducción del 30%. Estas microestructuras corresponden al estudio del efecto del tamaño de grano sobre el ensanchamiento, durante el laminado en frío del cobre. Se observa un mayor fibrado mecánico con un tamaño de grano fino.

Cuando la laminación es realizada en varias pasadas consecutivas a la vez, el ensanchamiento total es siempre menor que el ensanchamiento obtenido cuando la laminación es en una sola pasada con la misma reducción total. Esto es explicado por la diferencia en el estado de tensiones dentro de la zona de deformación en el caso de reducciones leves y grandes. La extensión de la zona del arco de contacto, es disminuido cuando las reducciones son pequeñas; de esta manera el efecto de las tensiones longitudinales es reducido, mientras que las magnitudes de las tensiones laterales permanecen casi constantes. Esto explica lo observado en la fig. 3.10 (líneas discontinuas), en donde laminados consecutivos producen un menor ensanchamiento que los realizados en una sola pasada, a este efecto mencionado, debe además adicionarse el efecto del fibrado mecánico, que también contribuye a un menor ensanchamiento.

La altura de el material tiene incidencia no solo sobre la cantidad de ensanchamiento, sino también sobre su forma; cuando se laminan piezas altas, la deformación se concentra en capas cercanas a la superficie de contacto, la cual presenta ensanchamientos locales del metal en esas áreas. Cuando se laminan piezas delgadas, sus bordes llegan generalmente a ser convexos, en caso de ensanchamiento no restringido; esto puede ser explicado por el efecto de las fuerzas friccionales de contacto. Este fenómeno es conocido, también como abultamiento y es dependiente de la reducción de altura, el coeficiente de fricción y la relación b_0/h_0 . En la fig. 3.30, se muestra los resultados obtenidos, durante el laminado en caliente del acero SAE 1010, a una temperatura de 1150° C y para una reducción del 30%. En este mismo gráfico, se incluyen además, los resultados obtenidos por el programa BULGE, auspiciado por Instituto Americano del Hierro y del Acero (AISI), y reportados en la ref. 36, para una reducción del 35% y para un coeficiente de fricción $m=0.95$, que es aproximadamente el obtenido en los ensayos de fricción realizados.

En el análisis del abultamiento, el programa Bulge hace uso del método del límite superior, asumiendo un perfil de abultamiento parabólico. Sus resultados obtenidos correlacionaron bien con sus datos experimentales. Observando los datos obtenidos en esta investigación, se deduce que este mismo perfil de abultamiento fue reportado en nuestros ensayos. El cálculo del abultamiento porcentual se realiza de la siguiente manera:

$$\text{Abultamiento (\%)} = \frac{b_f - b_{fm}}{b_f}$$

siendo:

b_f : ancho final máximo, medido en la parte media del espesor de la probeta después de la laminación;

b_{fm} : ancho final mínimo, medido en los bordes superiores del espesor de la probeta después del laminado.

Con la finalidad de verificar si alguno de los modelos matemáticos dados en el capítulo 2 (elaborados exclusivamente para el laminado en caliente del acero) predice los resultados obtenidos en los ensayos realizados con el acero, se procedió a comparar los resultados de ensanchamiento proporcionados por los 17 modelos matemáticos principales, con los resultados obtenidos en los ensayos. Las figs. 3.31 a 3.35, en forma gráfica muestra estas correlaciones determinándose que los modelos matemáticos dados por Roux y Marini son los que más se aproximan a los resultados obtenidos.

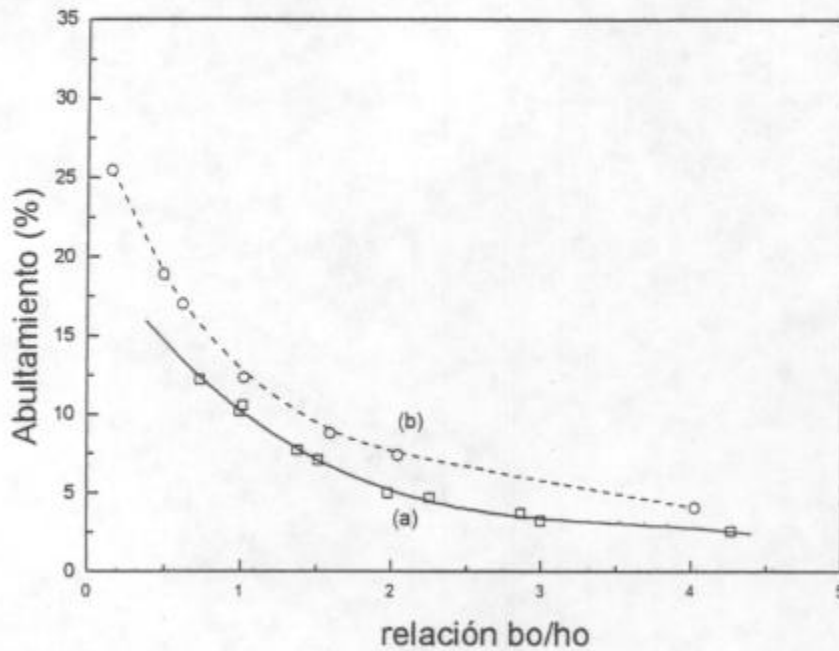


Fig. 3.30. Influencia de la relación ancho/espesor de entrada, sobre el abultamiento. (a) resultados de abultamiento obtenidos durante el laminado en caliente del acero SAE 1010, para una reducción de altura de 30% y una temperatura de 1150° C; (b) resultados de abultamiento reportados por el programa Bulge (de la AISI) para el laminado en caliente de un acero de bajo carbono, a una reducción de altura de 35%, y un coeficiente de fricción $m=0.95$.

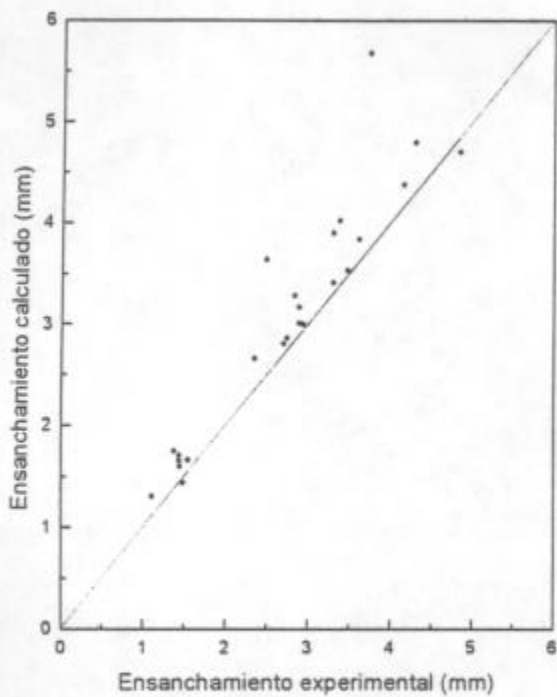
A su vez la fórmula de Roux fue aplicada, en el calibrado de los cilindros de laminación para la fabricación de alambón de $\varnothing 5.5$ mm, este calibrado se encuentra en operación en una planta siderúrgica del Perú, y fue proporcionada por el calibrista R. Villanueva. Para la aplicación de la fórmula de Roux, se usó del método de Lendl, explicado en el capítulo 2. Además se incluye el modelo matemático dado por Shinokura y Takay (ref 20), que es exclusivo para perfiles. En la tabla 3.3, se resume los resultados obtenidos y en el anexo se muestran los calibrados elaborados por medio del Autocad 13, como se puede observar la ecuación proporcionada por Roux correlaciona bien con los resultados de planta, mientras que el modelo de Shinokura y Takay su acercamiento es aún mayor para el caso de perfiles.

Tabla 3.3. Calibración de cilindros de laminación para la fabricación de alambre de Ø 5.5 mm.

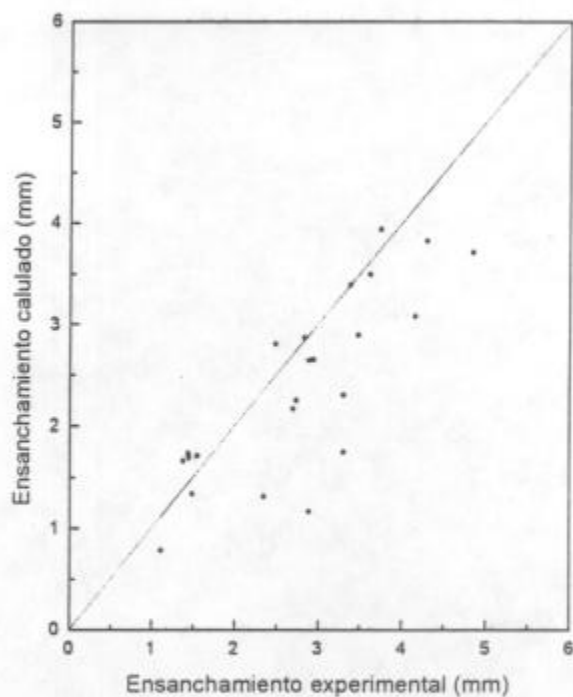
El cálculo del ensanchamiento en los diferentes pasos, fue realizado usando dos fórmulas; la de laminación plana dadas por M. Roux, (en las cuales se usó el método de Lendl) y una de calibración de perfiles dada por T. Shinokura y K. Takai.

N° de Caja	N° de Paso	Cálculo del ancho final (b ₁) mm		
		Roux	Shinokura	Planta*
Caja 1	Paso 1	112.6	-----	110
	Paso 2	122.5	-----	120
	Paso 3	74.6	-----	74
	Paso 4	68.2	-----	73
	Paso 5	52.3	-----	54.2
	Paso 6	61.9	-----	61
Caja 2	Paso 1	34.0	-----	32
	Paso 2	44.4	-----	43
	Paso 3	24.4	-----	23
Caja 3	-----	29.9	30.6	
Caja 4	-----	18.2	19.9	22.5
Caja 5	-----	27.2	28.5	29
Caja 6	-----	14.3	17.0	16.6
Caja 7	-----	21.0	22.7	19.8
Caja 8	-----	10.5	12.9	12.5
Caja 9	-----	16.0	17.9	15
Caja 10	-----	8.5	9.5	8.4
Caja 9	-----	11.6	12.6	12.5
Caja 10	-----	6.9	7.3	7.1
Caja 11	-----	9.7	10.7	10.6
Caja 12	-----	5.9	6.4	6.2
Caja 13	-----	8.3	9.3	9.0
Caja 14	-----	5.3	5.6	5.5

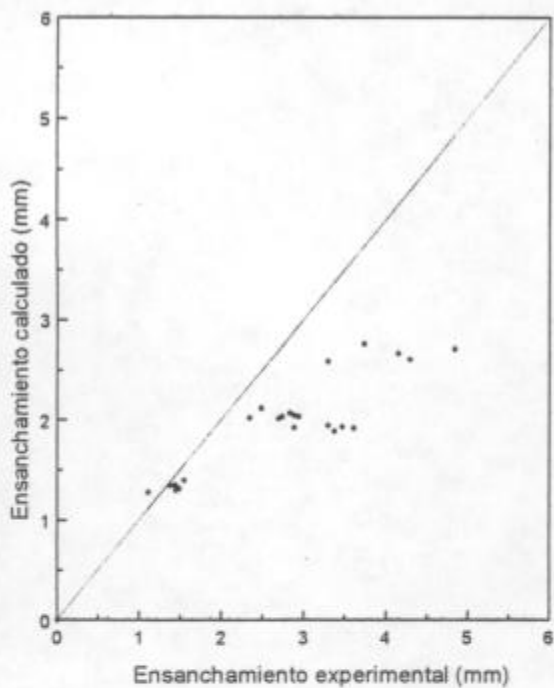
*Dato obtenido del calibrado de planta



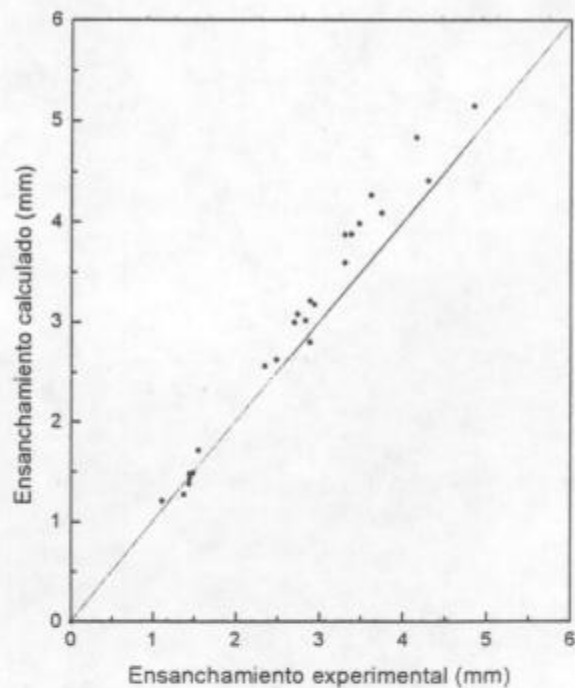
(a) Cálculo basado en la ecuación de Helmi - Alexander



(b) Cálculo basado en la ecuación de Wusatowski.

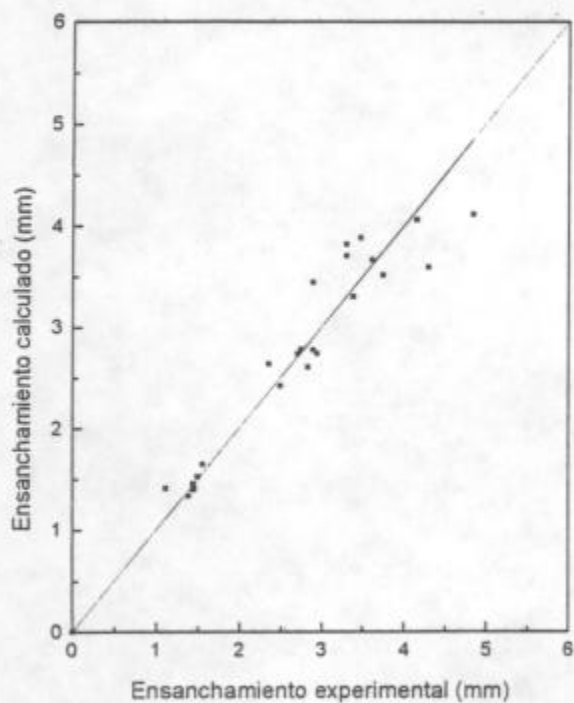


(c) Cálculo basado en la ecuación de Geuze

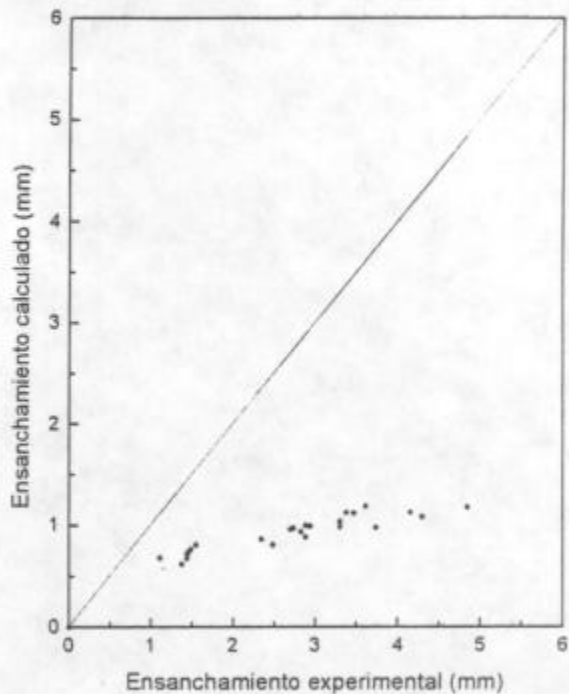


(d) Cálculo basado en la ecuación de Roux

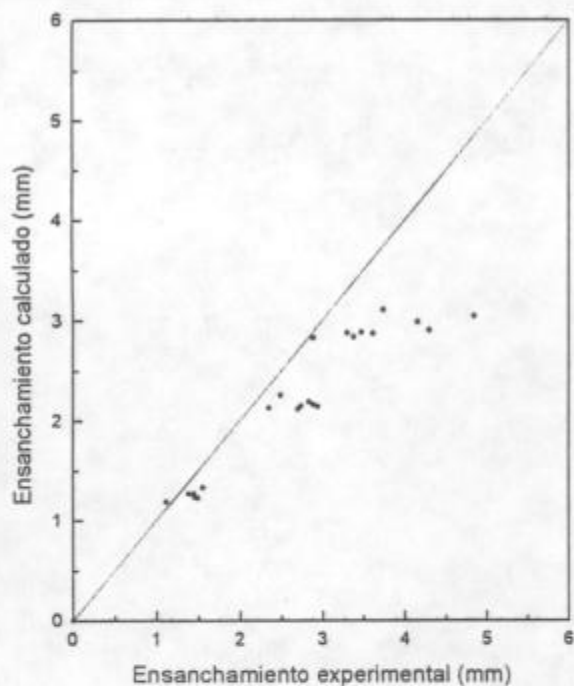
Fig. 3.31. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por las diferentes fórmulas de ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.



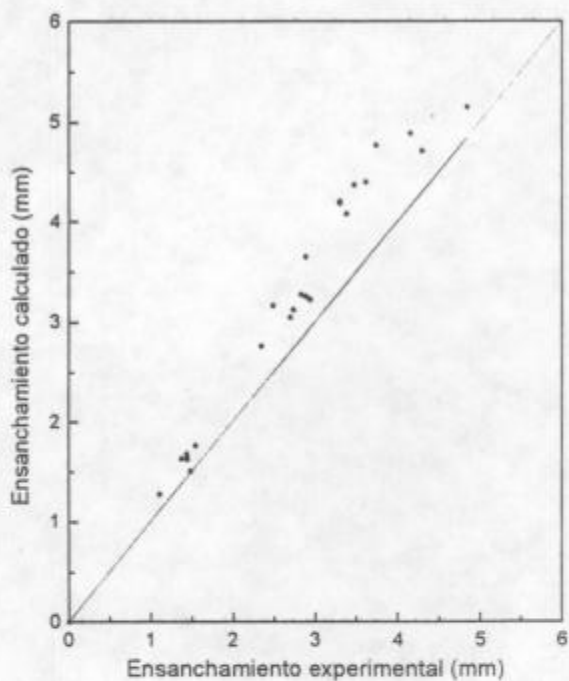
(e) Cálculo basado en la ecuación de Marini



(f) Cálculo basado en la ecuación de Tafel - Knoll

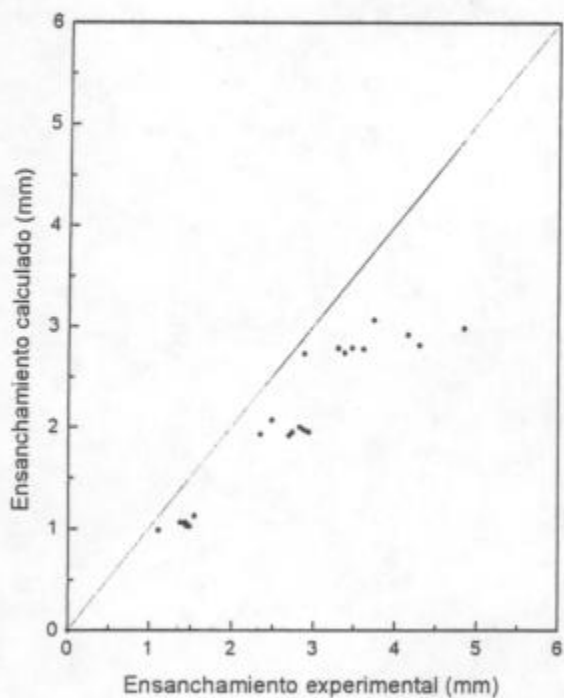


(g) Cálculo basado en la ecuación Bachtinov

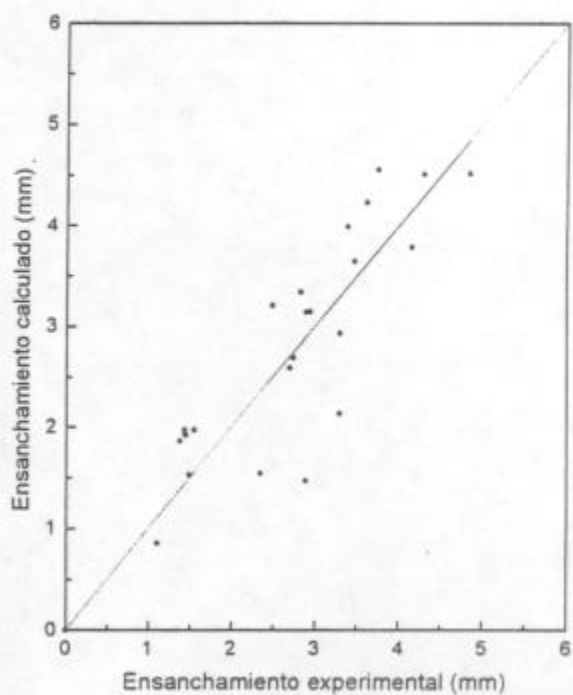


(h) Cálculo basado en la ecuación de Riedel

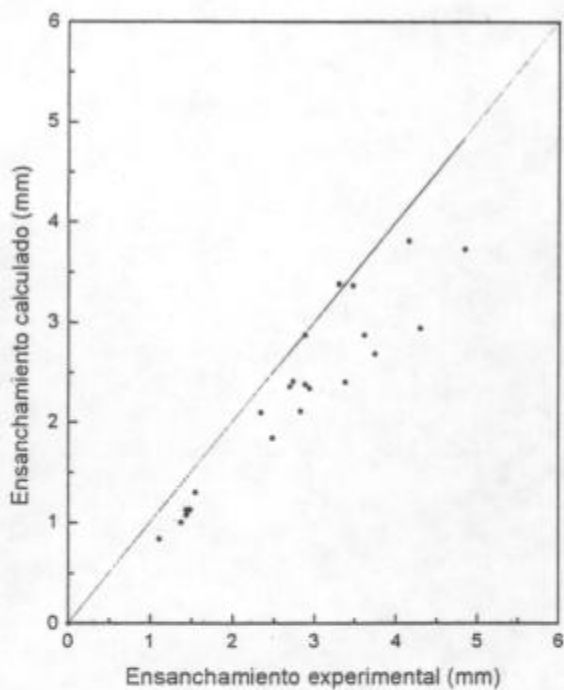
Fig. 3.32. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por las diferentes fórmulas de ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.



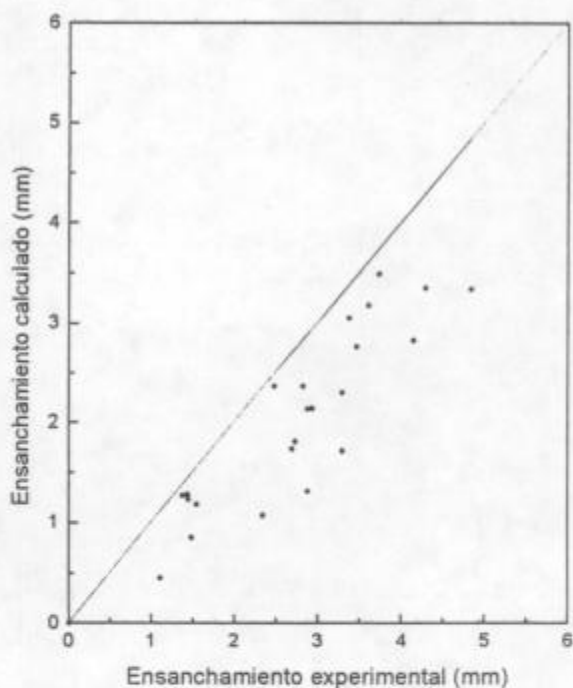
(i) Cálculo basado en la ecuación de Gubkin



(j) Cálculo basado en la ecuación de Sander

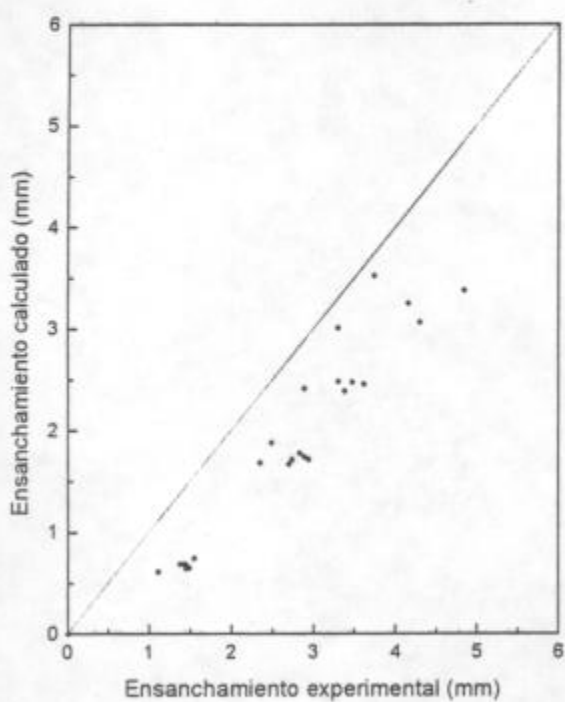


(k) Cálculo basado en la ecuación de Hill

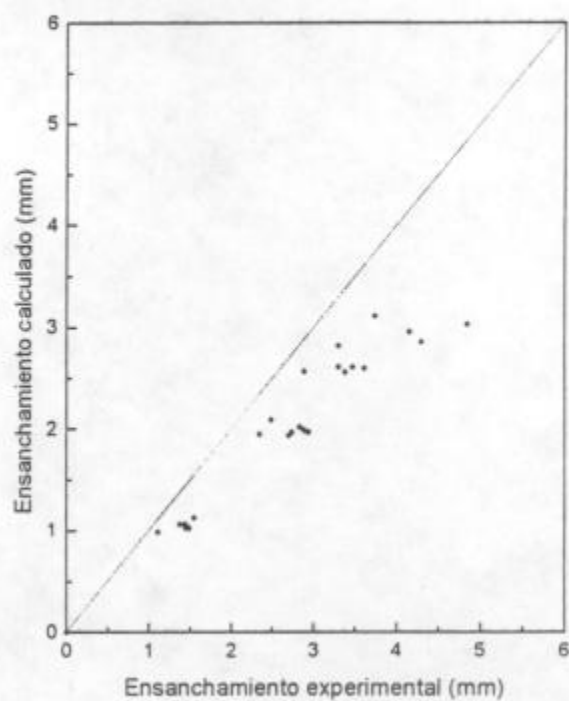


(l) Cálculo basado en la ecuación de Sparling

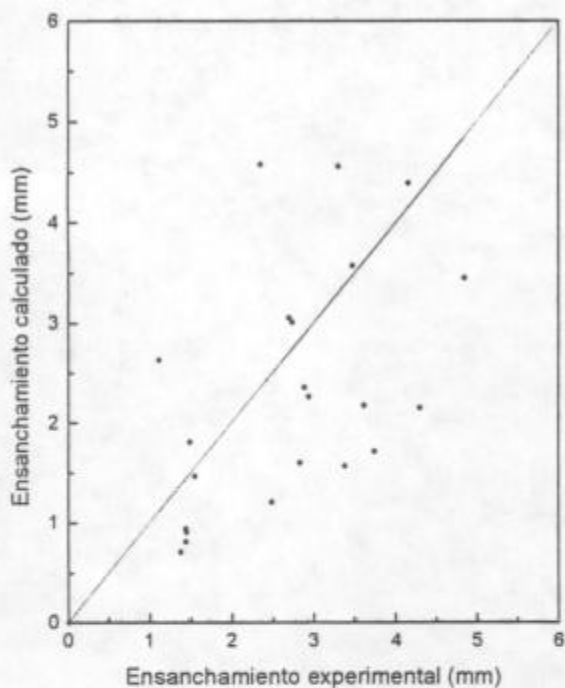
Fig. 3.33. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por las diferentes fórmulas de ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.



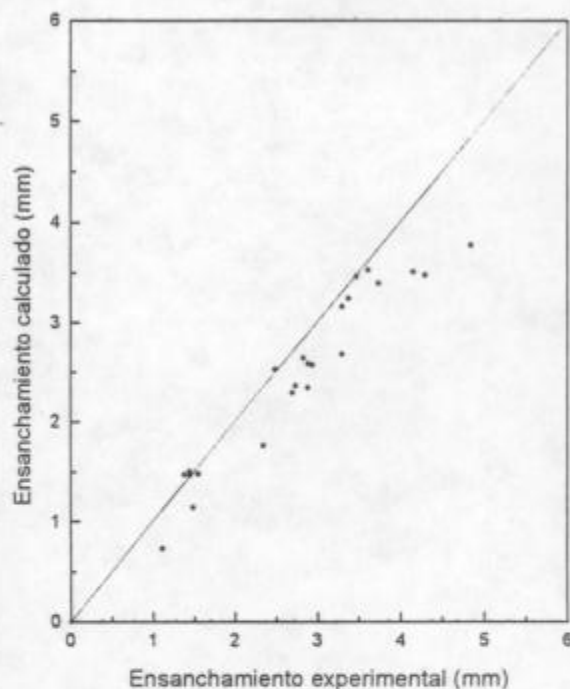
(m) Cálculo basado en la ecuación de Scheld



(n) Cálculo basado en la ecuación de Siebel

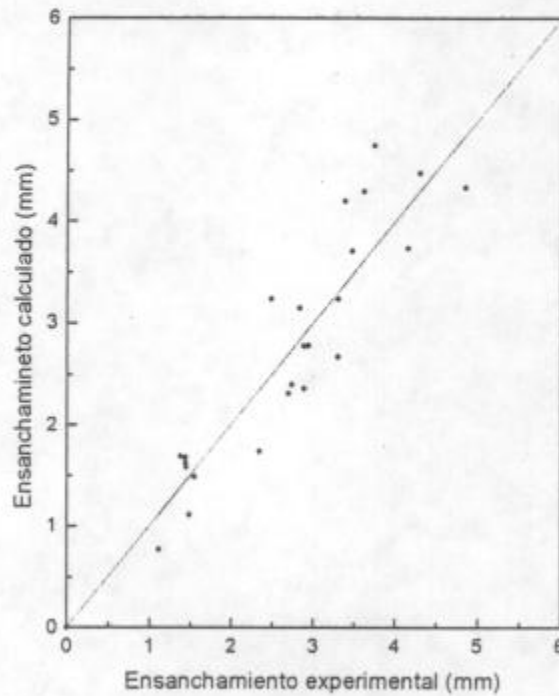


(o) Cálculo basado en la ecuación de Geleji



(p) Cálculo basado en la ecuación de Zelikov.

Fig. 3.34. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por las diferentes fórmulas de ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.



(q) Cálculo basado en la ecuación de Ekelund.

Fig. 3.35. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por las diferentes fórmulas de ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.

La totalidad de ensayos realizados nos indican que el comportamiento del aluminio y del cobre durante la laminación en caliente, es distinta al acero. Las fórmulas evaluadas fueron desarrolladas exclusivamente para el acero, por lo que su utilización en el diseño de cilindros para la laminación de materiales no ferrosos, deben ser cuidadosamente aplicados.

El diferente comportamiento de la fricción durante el laminado en caliente con estos tres materiales, nos indicaría que las fórmulas a ser consideradas en la evaluación del cobre y el aluminio, son aquellas que presentan al coeficiente de fricción como un factor determinante en el cálculo del ensanchamiento. En adición a ello, se debe considerar un coeficiente que considere la diferente resistencia a la deformación que presentan estos materiales

Trinks (ref. 4), hace mención de las sorpresas acontecidas al laminador de acero, cuando aplicaba sus conocimientos en la laminación del aluminio y sus aleaciones. Esto se debe principalmente a que el aluminio presenta un alto coeficiente de fricción respecto al acero (en sus respectivas temperaturas de trabajado en caliente), lo que ocasionaba grandes ensanchamientos.

De la evaluación realizada tanto para el aluminio como para el cobre, aplicando las 21 fórmulas antes mencionadas, se encontró que:

- a) Considerando un factor de 0.77 en la ecuación dada por Zelikov y haciendo uso de los coeficientes de fricción determinados en los ensayos de compresión (ver tabla 3.4), se predecirían con bastante acercamiento los resultados obtenidos durante la laminación en caliente del aluminio, hasta una reducción del 35%. Esto se observa en la figura 3.36 (el análisis de los datos son reportados en el anexo).
- b) Con lo que respecta al cobre un mayor acercamiento entre los datos pronosticados y los hallados experimentalmente se obtienen, cuando consideramos un factor de 1.6 a la ecuación de Zelikov (ver fig. 3.37). En este caso también se incluyen los coeficientes de fricción obtenidos en los ensayos de compresión (ver tabla 3.5) y los reportados por Male (ref. 21).

Para su confirmación se hace necesario, la aplicación de este modelo en un calibrado de cilindros, como ha sido realizado para el caso del acero.

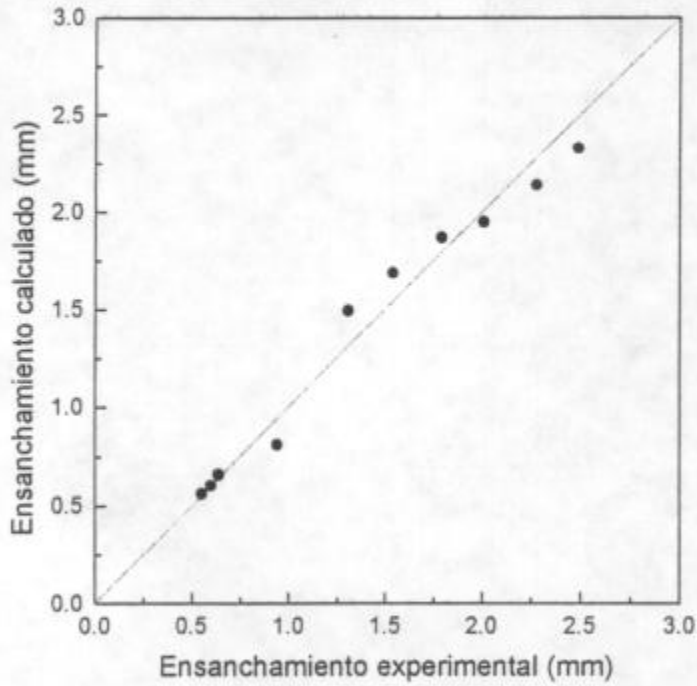


Fig. 3.36. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por la fórmula modificada de Zelikov y los obtenidos experimentalmente para el aluminio, hasta una reducción del 35 %.

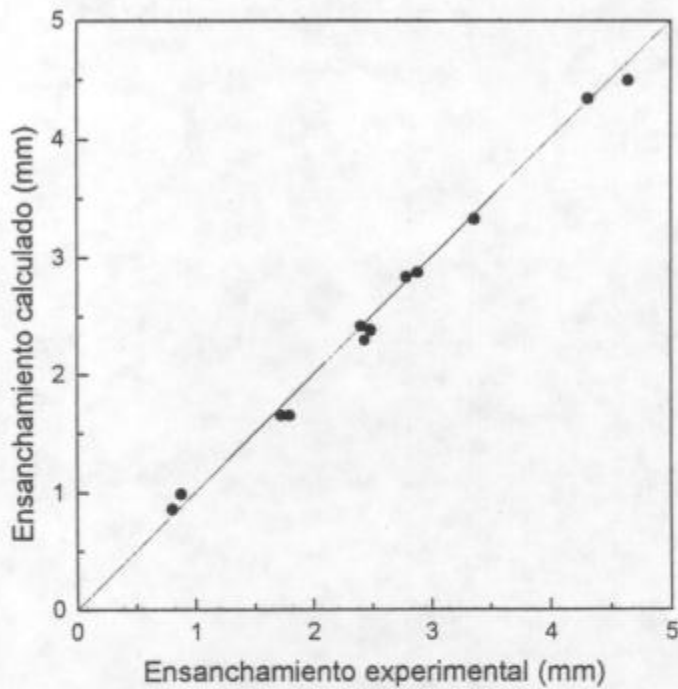


Fig. 3.37. Comparación de los valores de ensanchamiento hallados por la fórmula modificada de Zelikov y los obtenidos experimentalmente para el cobre.

3.3. Estudio de la fricción y su influencia en el ensanchamiento durante la laminación en caliente del aluminio, cobre y acero SAE 1010.

3.3.1. Introducción

A pesar de la importancia de la fricción, poco es conocido acerca de la magnitud o variación de los efectos friccionales, ya sea a lo largo del arco de contacto o en la dirección lateral en el laminado en caliente (ensanchamiento). El coeficiente de fricción, el cual es considerado normalmente constante, puede estar afectado en la abertura de laminación por alguno o todos de los siguientes mecanismos:

- 1) La fricción es una de las variables que controla la distribución de tensiones, lo cual afecta el grado de inhomogeneidad de la compresión durante la deformación plástica. Esto junto con el endurecimiento por deformación, afecta la tensión de fluencia la cual a la vez coloca al coeficiente de fricción en el límite superior, y, en general la complejidad del flujo plástico parece afectar el coeficiente de fricción. Male (ref. 21) ha estudiado la variación del coeficiente de fricción en metales durante la compresión de anillos y mostró rangos muy amplios durante la deformación en frío.
- 2) Efecto de la capa de óxidos contamina la superficie entre los cilindros y el material y actúa como un pobre lubricante (refs. 16, 22 y 35) inevitablemente varía en naturaleza y cantidad a lo largo del arco de contacto, afectando la fricción.
- 3) Una pequeña variación en la fricción puede ser esperada debido a la variación de la velocidad relativa entre los cilindros y el material (ref. 37).

La investigación presentada en esta parte, evalúa la incidencia de la temperatura sobre el coeficiente de fricción en los 3 materiales laminados, con la finalidad de relacionar este efecto con los datos de ensanchamiento anteriormente reportados.

El estudio de la fricción se puede encarar desde 2 enfoques conceptuales:

Primero, considerando que la tensión de fricción (τ_i) en la interfase entre la pieza a trabajar y la herramienta es proporcional a la presión normal (p) a dicha interfase. El coeficiente de proporcionalidad es independiente de la presión normal y se le denomina **coeficiente de fricción o de Coulomb (μ)**. Cuando se trabaja un metal en frío, se puede aplicar esta aproximación. Durante el trabajado en caliente, se produce la adherencia entre las superficies de la pieza y la herramienta, lo que se conoce como **fricción adherente**, no existiendo desplazamiento relativo entre ellas y la deformación plástica se lleva a cabo por debajo de la superficie. La tensión tangencial de fricción es igual a la tensión de fluencia de corte y la presión normal es igual a la fluencia en tracción uniaxial. Empleando el criterio de fluencia de Von Mises se llega a que el coeficiente de fricción, en este caso, es:

$$\mu = \frac{\tau_i}{p} = \frac{k}{\sigma_0} = \frac{\sigma_0 / \sqrt{3}}{\sigma_0} = \frac{1}{\sqrt{3}} = 0.577$$

Entonces el valor del coeficiente de fricción (μ) varía entre 0, que corresponde a un deslizamiento perfecto y 0.577 para una fricción adherente.

Un segundo enfoque para estudiar la fricción consiste en considerar que la tensión de fricción en la interfase puede ser alguna fracción constante m de la tensión de fluencia de corte.

$$m = \frac{\tau_i}{k} = \frac{\text{tensión de corte en la interfase}}{\text{tensión de fluencia de corte}}$$

Al cociente entre ambas tensiones se le denomina, **factor de fricción (m)** y puede variar entre 0, para el caso de deslizamiento perfecto, y 1, para la fricción adherente. Este factor tiene la ventaja que es independiente de las tensiones normales en la interfase y unido con la relativa facilidad con la cual puede ser medido, ha permitido incrementar su uso para la descripción de la fricción en procesos de trabajado de metales. Según Dieter (ref. 1), el uso del **factor de fricción (m)**, es apropiado para procesos de trabajado de metales que involucran grandes deformaciones (forja y extrusión); mientras que, para procesos tales como laminado en frío y embutido, el uso del **coeficiente de fricción (μ)** es el más apropiado y está bien establecido. Sin embargo, la mayoría de análisis de los procesos de trabajado de metales han sido realizados usando μ .

La técnica particularmente útil y más empleada para la medición de μ (o m), es el ensayo de **compresión de anillos**. Esta técnica fue desarrollada por Male y Cockcroft (ref. 21) y consiste en la compresión de anillos cilíndricos entre platos paralelos (fig.3.38). El cambio en el diámetro interno de los anillos, producidos por una cantidad dada de compresión en la dirección de su espesor, es relacionada al coeficiente de fricción (μ) actuante en el proceso. Si μ fuera igual a cero el anillo deformaría como un disco sólido, con cada elemento fluyendo radialmente, hacia afuera, en una relación proporcional a su distancia desde el centro. Con un valor de μ pequeño, la relación de flujo hacia afuera es reducido y, para el mismo grado de compresión, el diámetro externo es más pequeño que en el caso de fricción cero. Si μ excede un valor crítico, es energéticamente favorable para que sólo una parte del anillo fluya hacia afuera y la parte remanente fluya interiormente hacia el centro; de esta manera el diámetro externo después de la compresión es aún más reducido. Mediciones del diámetro interno de los anillos comprimidos proveen un medio particularmente sensible para el estudio del coeficiente de fricción, desde que, el diámetro interno del anillo aumentaría si μ es pequeño y disminuiría si μ es grande.

Esta técnica tiene una importante ventaja cuando lo aplicamos al estudio de la fricción a altas temperaturas, y es que, no es necesario el conocimiento de la fuerza de deformación ni tampoco la tensión de fluencia del material estudiado, para el cálculo de la fricción.

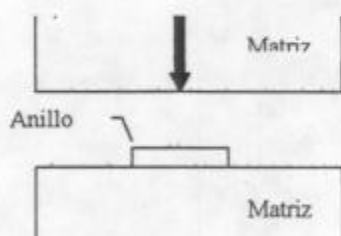


Fig. 3.38. Ensayo de compresión de anillos.

Utilizando esta técnica, se realizaron alrededor de 45 ensayos de compresión de anillos, para el cálculo de la fricción del cobre, aluminio y acero SAE 1010, a diferentes temperaturas.

3.3.2. Procedimiento experimental

Los anillos fueron maquinados a partir de barras laminadas de acero, cobre y aluminio, previamente recocidas. Las dimensiones de los anillos se eligieron de modo tal que se verificara entre el diámetro externo, el interno y la altura, la relación 6:3:2, que se emplea usualmente en los trabajos publicados (refs. 21, 22, 38, 39, 40); esto es, debido a que las curvas de calibración usadas en estos ensayos son fuertemente dependientes de dicha relación (refs. 6, 41 y 42). Para el caso del aluminio y el cobre se realizaron los ensayos con 2 tamaños de probetas de 15 mm y 12 mm de diámetro externo, mientras que para el acero SAE 1010 el diámetro externo fue de 13.65 mm.

Antes del desarrollo de las pruebas de compresión todas las mediciones, de cada probeta, fueron chequeadas mediante una mesa de coordenadas micrométrica que permite medir hasta 0.01mm (fig. 3.39). Estos mismos procedimientos fueron repetidos después de la deformación y en ambas ocasiones cada dimensión fue chequeada en 4 diferentes localizaciones y el valor promedio fue usado para el cálculo del coeficiente de fricción. Esta misma metodología, también fue aplicada por otros investigadores (refs. 38, 40), debido a que permite compensar alguna ligera ovalidad de las probetas, después del ensayo, como producto de alguna anisotropía residual en el material.

Los anillos se comprimieron a velocidades de deformación 70 m/min. en un martinete neumático. Todos los ensayos se realizaron sin lubricación y la superficie en contacto con las probetas fue un acero SAE 52100, templado, revenido y rectificado.

Para las pruebas a temperaturas elevadas, las probetas fueron precalentadas en un horno sin atmósfera protectora, con la finalidad de simular lo sucedido en las pruebas de laminados realizadas. El tiempo de precalentamiento fue de 15 min, luego fueron rápidamente transportadas a la máquina de compresión e inmediatamente deformadas entre las matrices frías, el tiempo de operación fue siempre menor de 3 segundos y la temperatura a la cual sale del horno fue 15 - 30° C mayor, con la finalidad de considerar las pérdidas de calor durante el transporte. En el caso de las probetas de acero, debido a la alta temperatura a la cual se comprimió y a la mayor posibilidad de pérdidas de calor, se acondicionó un recipiente tubular para calentar en su interior la probeta y que a su vez sirva como medio de transporte hacia la mesa de compresión, como se observa en la fig. 3.40 (a) y (b), con esto se tuvo mayor representatividad de los ensayos.

Obtenidos el diámetro interno y la altura final, después cada ensayo, se calcularon los porcentajes de variación respecto a las mediciones iniciales. Estos valores, fueron remplazados en las ecuaciones 3.1 y 3.2, que corresponde a la fórmula empírica dada por Male y Cockcroft (ref. 21), obteniéndose los valores del coeficiente de fricción.

$$\Delta D = m \ln \left(\frac{\mu}{0.055} \right) \quad (3.1)$$

Donde m esta dado por

$$\ln m = (0.044 \times Rh) + 1.06 \quad (3.2)$$

ΔD = reducción porcentual del diámetro interno.

Rh = reducción porcentual de altura.

Se debe enfatizar que esta fórmula sólo es aplicable para reducciones de altura entre 20 y 60%, para el rango del coeficiente de fricción entre 0.055 y 0.57 y para anillos cuya relaciones geométricas del diámetro externo, interno y la altura estan comprendidas 6:3:2 (ref. 21). en la fig. 3.41 se muestra las curvas de calibración dadas por esta fórmula

En la fig. 3.42. aparece el martinete neumatico que fue usado para la compresion de los anillos, asi como el horno usado para su calentamiento

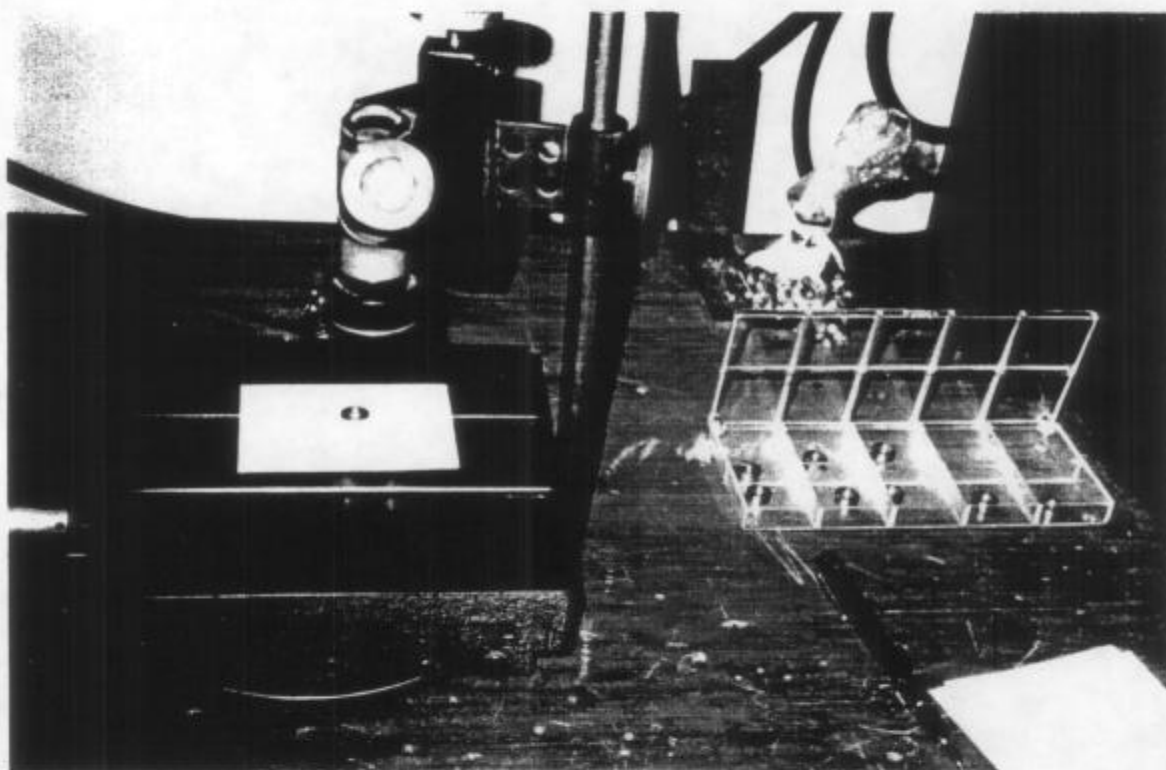
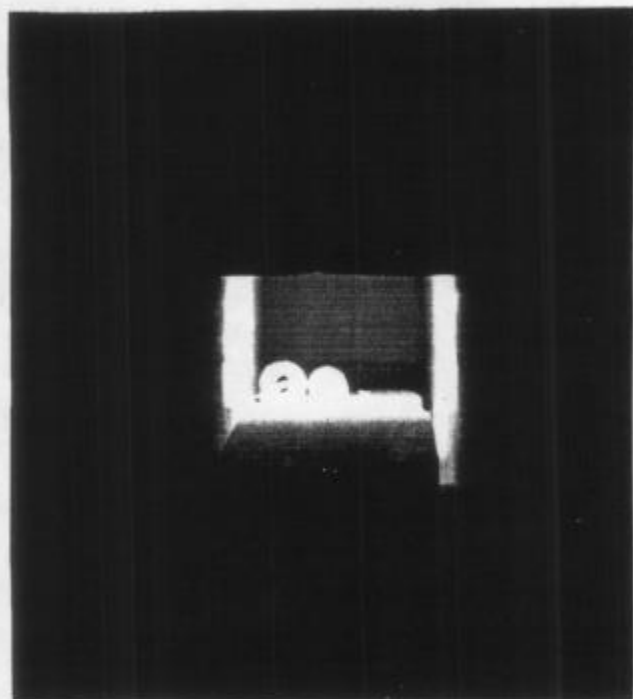
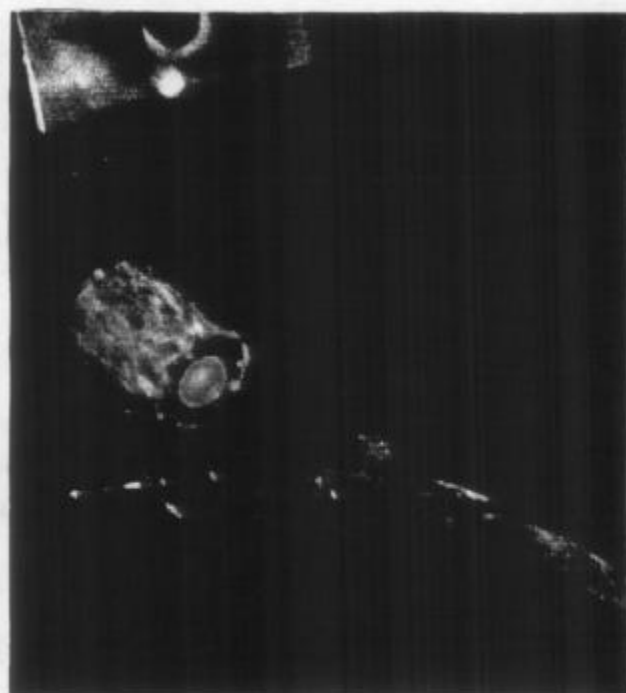


Fig. 3.39. Equipo usado para la medición de las dimensiones de los anillos.



(a)



(b)

Fig. 3.40. Calentamiento de los anillos de acero. (a) se observa el horno y el recipiente donde fue calentado el anillo y en (b) cómo fue transportado a la mesa de compresión.

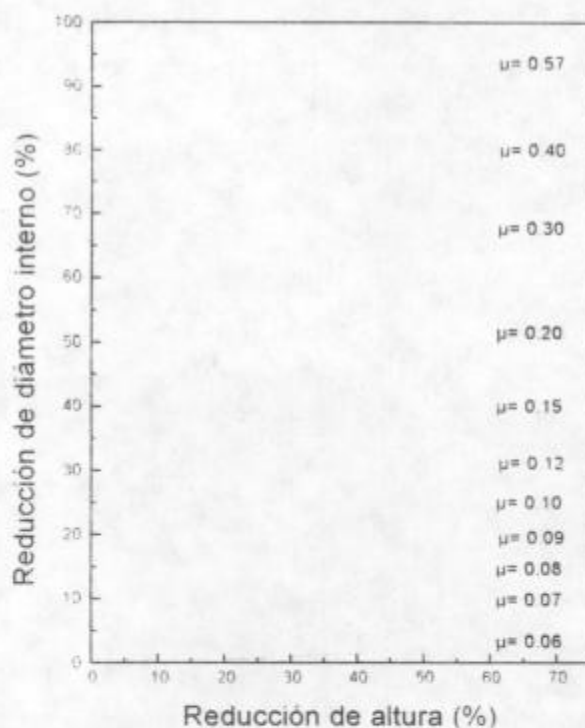


Fig. 3.41. Curva de calibración para el decrecimiento en el diámetro interno de un anillo estándar, con diferentes cantidades de deformación y para diferentes valores del coeficiente de fricción.

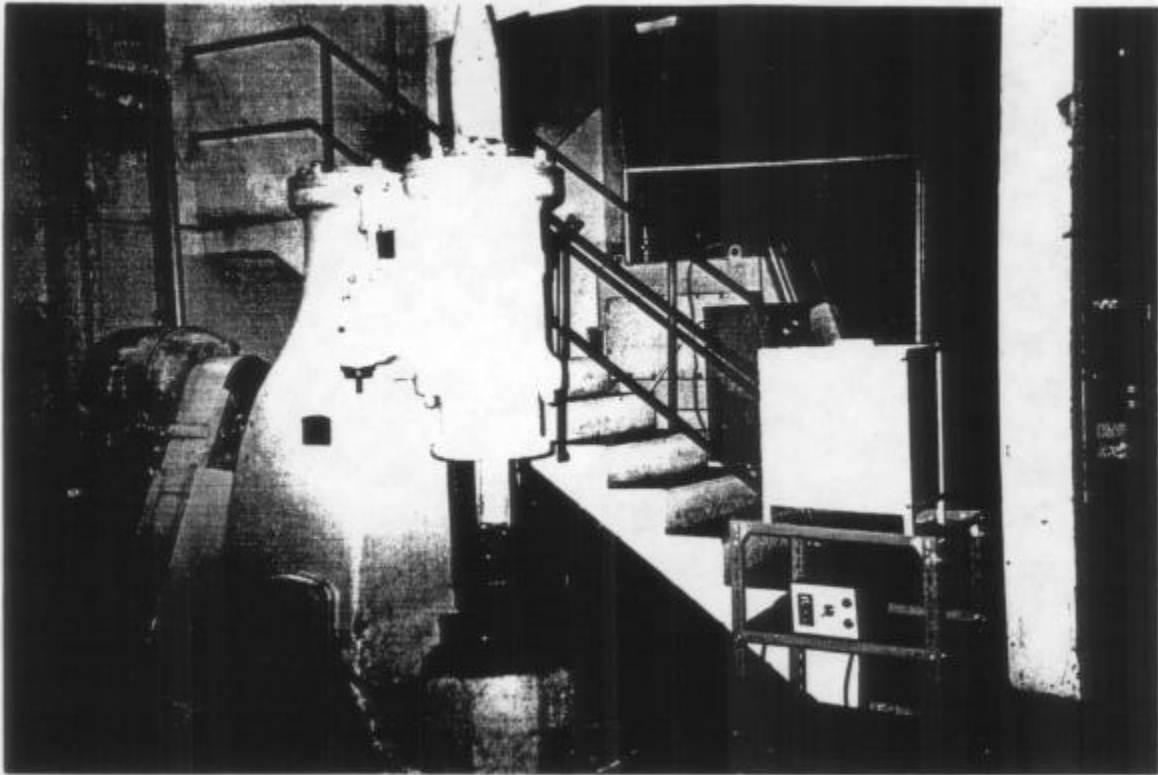


Fig. 3.42. Martinete neumático usado para la compresión de los anillos. Se observa además el horno usado para el calentamiento de las probetas de aluminio y cobre y el registrador de la temperatura.

3.3.3. Resultados experimentales

Las temperaturas consideradas para el estudio de la fricción en el aluminio, cobre y acero SAE 1010, incluyen a las temperaturas usadas normalmente en el laminado caliente industrial de estos materiales. En las tablas 3.4 a 3.6, se presentan los resultados experimentales de los ensayos de compresión de anillos para los tres materiales evaluados. En cada caso se indican las condiciones de ensayo (dimensiones de la probeta y temperatura de ensayo), las medidas finales de las probetas (altura final y diámetro interno final) y las magnitudes calculadas a partir de los datos medidos.

En las figs. 3.43, 3.45 y 3.47, se ilustran en forma gráfica el comportamiento observado de la fricción con la temperatura de estos materiales evaluados y en las figuras 3.44, 3.46 y 3.48, se dan las curvas de calibración para el coeficiente de fricción, adaptadas del trabajo de Male y Cockcroft (ref. 21) y los puntos correspondientes a cada uno de los ensayos realizados.

Tabla 3.4. Resultados de los ensayos de compresión de anillos para el aluminio

h_0 : altura inicial del anillo; D_0 : diámetro interno inicial del anillo; T: temperatura del ensayo; h_f : altura final después de la compresión; D_f : diámetro interno final después de la compresión; Rh: reducción porcentual de altura; ΔD : reducción porcentual del diámetro interno; μ : coeficiente de fricción.

Probeta N°	h_0 (mm)	D_0 (mm)	T °C	h_f (mm)	D_f (mm)	Rh (%)	ΔD (%)	μ
1	3.91	5.98	25	3.09	5.63	20.97	5.85	0.12
2	3.98	6.01	25	2.35	5.34	40.95	11.15	0.10
3	3.93	5.99	300	2.94	5.09	25.19	15.02	0.31
4	3.98	6.00	300	2.25	3.94	43.47	34.39	0.32
5	3.96	6.00	400	2.96	5.10	25.25	15.00	0.30
6	3.96	6.00	400	2.24	3.98	43.43	33.67	0.31
7	4.00	6.00	450	2.94	5.00	26.50	16.67	0.33
8	3.97	6.00	450	2.20	3.74	44.58	37.67	0.34
9	3.95	5.99	500	2.88	4.82	27.09	19.53	0.43
10	3.98	6.00	500	2.19	3.42	44.97	43.00	0.43
11	3.92	5.99	600	2.99	4.90	23.72	18.20	0.51
12	5.02	7.54	600	2.69	3.83	46.36	49.20	0.50
13	4.96	7.52	600	2.71	4.03	45.21	46.37	0.49

Tabla 3.5. Resultados de los ensayos de compresión de anillos para el cobre

h_0 : altura inicial del anillo; D_0 : diámetro interno inicial del anillo; T: temperatura del ensayo; h_f : altura final después de la compresión; D_f : diámetro interno final después de la compresión; Rh: reducción porcentual de altura; ΔD : reducción porcentual del diámetro interno; μ : coeficiente de fricción.

Probeta N°	h_0 (mm)	D_0 (mm)	T °C	h_f (mm)	D_f (mm)	Rh (%)	ΔD (%)	μ
1	3.98	6.01	25	3.06	5.62	23.12	6.43	0.12
2	3.98	6.01	25	2.47	5.42	37.94	9.82	0.10
3	5.16	7.51	25	2.74	5.97	46.95	20.54	0.13
4	5.16	7.54	25	2.76	6.18	46.41	18.04	0.12
5	4.01	5.99	500	3.02	5.21	24.69	13.00	0.25
6	5.16	7.25	500	2.73	4.83	47.19	35.74	0.26
7	5.06	7.45	500	2.65	4.78	47.63	35.84	0.25
8	4.01	6.00	600	2.87	5.09	28.56	15.15	0.24
9	4.01	6.00	600	2.29	4.31	42.83	28.27	0.24
10	3.99	6.00	700	2.93	5.15	26.69	14.24	0.25
11	4.02	5.99	700	2.37	4.50	41.14	24.81	0.22
12	5.22	7.49	700	2.63	4.75	49.62	36.58	0.23
13	5.10	7.42	700	2.68	5.08	47.50	31.58	0.21
14	4.01	5.99	800	2.87	5.12	28.43	14.52	0.23
15	4.02	5.99	800	1.95	3.45	51.49	42.4	0.25
16	4.01	6.00	850	2.91	5.14	27.52	14.33	0.24
17	5.24	7.49	850	2.72	4.75	48.04	36.62	0.26
18	4.03	6.00	900	2.33	4.32	42.18	28.00	0.25
19	3.96	5.98	900	2.77	4.97	30.05	16.89	0.26
20	3.98	5.99	950	2.76	4.95	30.68	17.31	0.26
21	5.15	7.44	950	2.65	4.71	48.54	36.68	0.25

Tabla 3.6. Resultados de los ensayos de compresión de anillos para el acero SAE 1010

h_0 : altura inicial del anillo; D_0 : diámetro interno inicial del anillo; T: temperatura del ensayo; h_f : altura final después de la compresión; D_f : diámetro interno final después de la compresión; Rh: reducción porcentual de altura; ΔD : reducción porcentual del diámetro interno; μ : coeficiente de fricción.

Probeta N°	h_0 (mm)	D_0 (mm)	T °C	h_f (mm)	D_f (mm)	Rh (%)	ΔD (%)	μ
1	4.54	6.84	25	3.48	6.48	23.34	5.31	0.11
2	4.52	6.82	25	2.76	5.91	38.94	13.34	0.13
3	4.51	6.87	680	2.74	4.45	39.39	35.26	0.48
4	4.54	6.87	700	2.73	4.50	39.91	34.50	0.43
5	4.55	6.86	830	2.63	4.28	42.22	37.65	0.42
6	4.57	6.86	850	2.64	4.31	42.25	37.29	0.41
7	4.54	6.89	930	2.71	4.57	40.30	33.68	0.40
8	4.59	6.84	950	2.62	4.29	42.92	37.33	0.39
9	4.56	6.90	1050	2.96	5.14	35.03	25.47	0.36
10	4.54	6.88	1050	2.69	4.63	40.67	32.75	0.37
11	4.56	6.88	1150	2.62	4.47	42.65	24.95	0.35
12	4.54	6.86	1150	3.28	5.63	27.75	17.98	0.34

Para el cálculo de la reducción porcentual de altura y la reducción porcentual del diámetro interno se usaron las siguientes ecuaciones

$$Rh = \frac{h_0 - h_f}{h_0} \quad \text{y} \quad \Delta D = \frac{D_0 - D_f}{D_0}$$

Para la medición de la altura final, no hubo problema en su determinación, por medio de un micrómetro, no así, para el diámetro interno en donde debido alguna anisotropía residual en el material evaluado, la redondez de la probeta después del ensayo fue muy ligeramente afectada. Este efecto también es informado en otras investigaciones anteriormente realizadas (refs. 21, 38, 40), de allí, que la metodología de medición, mencionada anteriormente, fue tendiente a minimizarlo.

En la mayoría de las temperaturas evaluadas se realizaron 2 ensayos de compresión con diferente porcentaje de reducción, observándose bastante acercamiento en las mediciones y el efecto cualitativo de la temperatura fue bien marcado. En la fig. 3.45, se presentan los resultados de los ensayos de compresión con anillos de cobre, realizadas con dos tamaños de probetas, observándose que la determinación del coeficiente de fricción no se ve afectada por el tamaño del anillo (siempre que guarden la relación anteriormente mencionada).

En los tres materiales estudiados, la fricción a temperatura ambiente, sin lubricación estuvo en el rango de 0.10 a 0.12 y está de acuerdo con lo reportado por otros investigadores, como se verá posteriormente. En la fig. 3.49, se puede ver 4 anillos de cada uno de los materiales evaluados, para diferentes condiciones. Es notorio el cambio en el diámetro interno producido por el diferente coeficiente de fricción en cada condición, para una dada cantidad de compresión en la dirección del espesor.

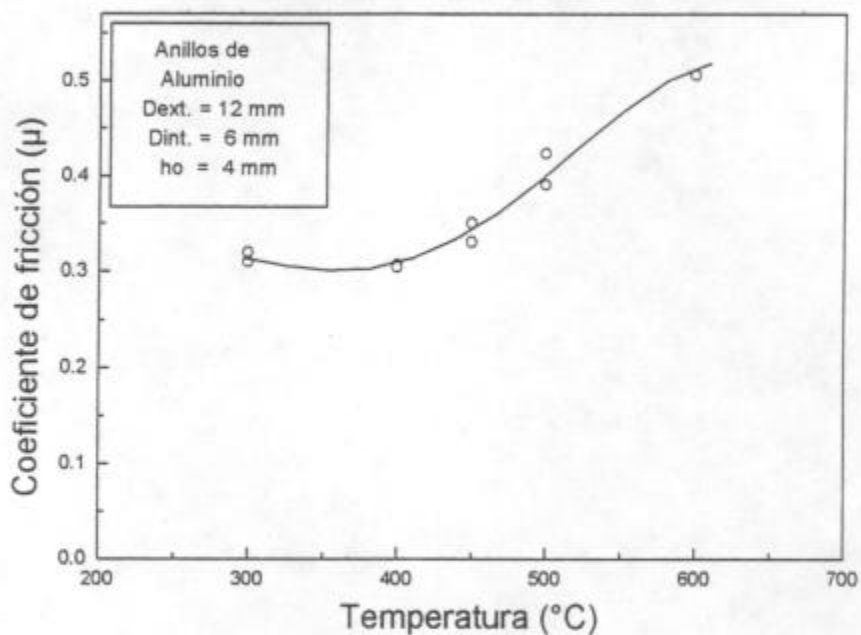


Fig. 3.43. Variación del coeficiente de fricción con la temperatura para el aluminio.

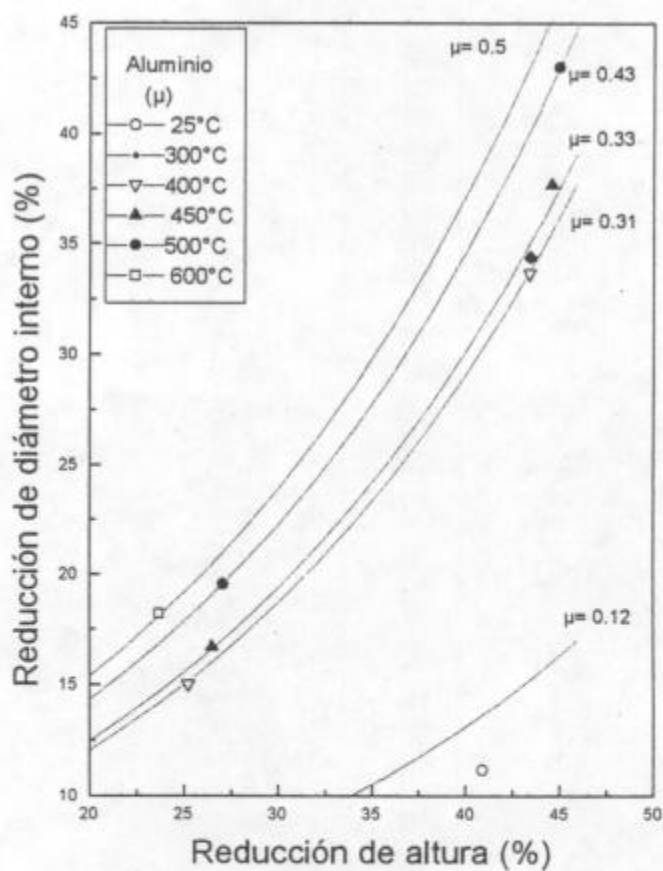


Fig. 3.44. Curvas de calibración para la evaluación del coeficiente de fricción del aluminio.

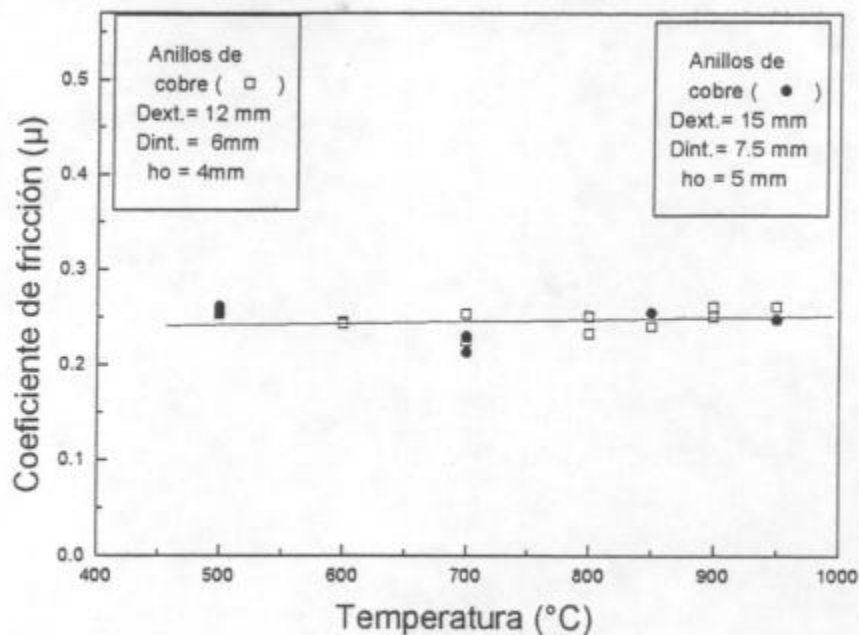


Fig. 3.45. Variación del coeficiente de fricción con la temperatura para el cobre

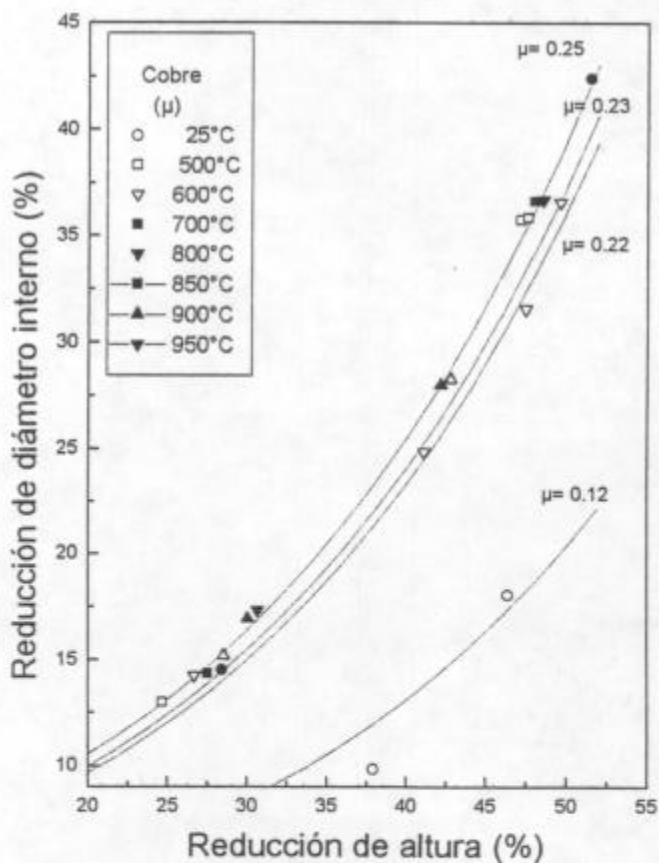


Fig. 3.46. Curvas de calibración para la evaluación del coeficiente de fricción del cobre.

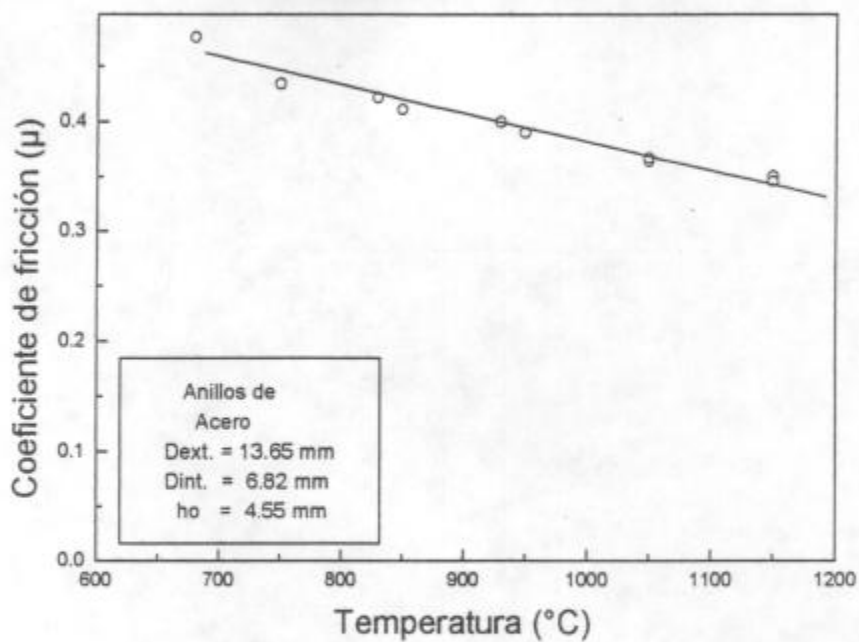


Fig. 3.47. Variación del coeficiente de fricción con la temperatura para el acero SAE 1010.

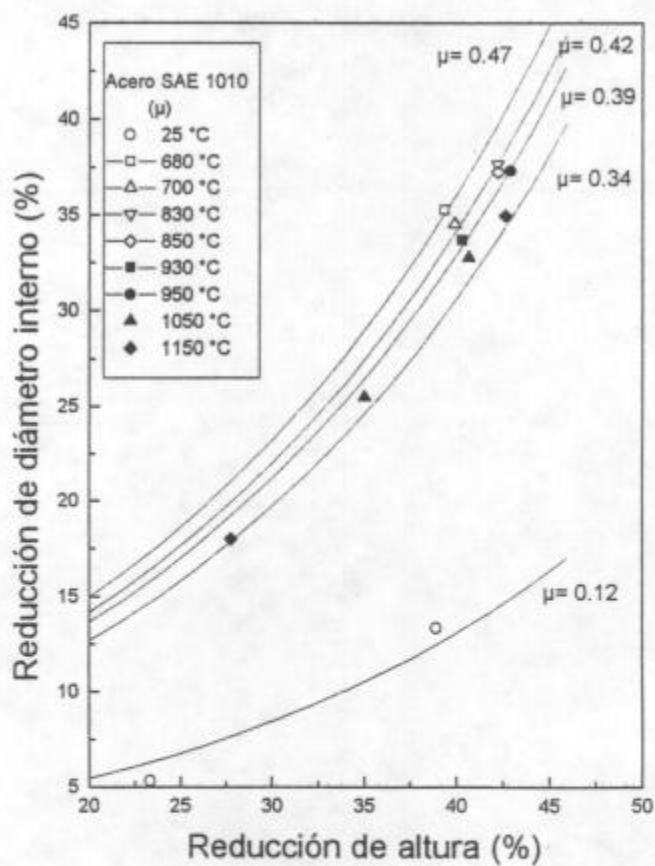
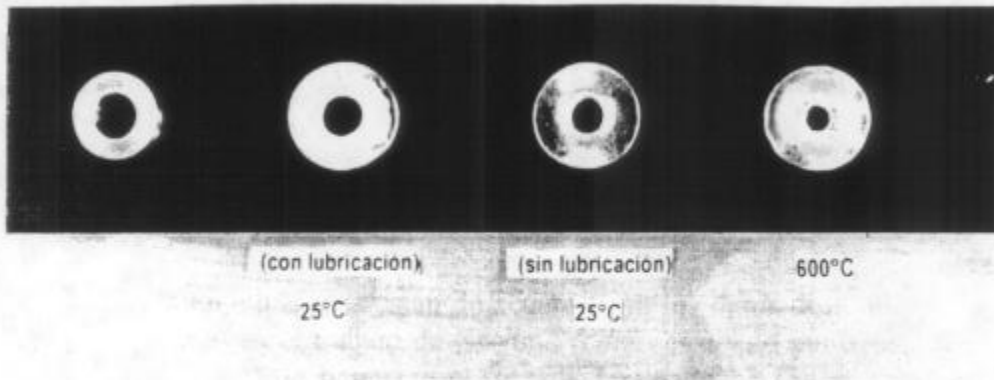
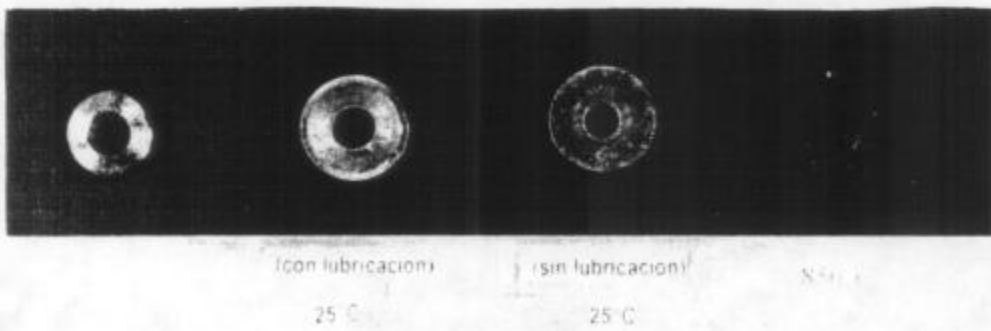


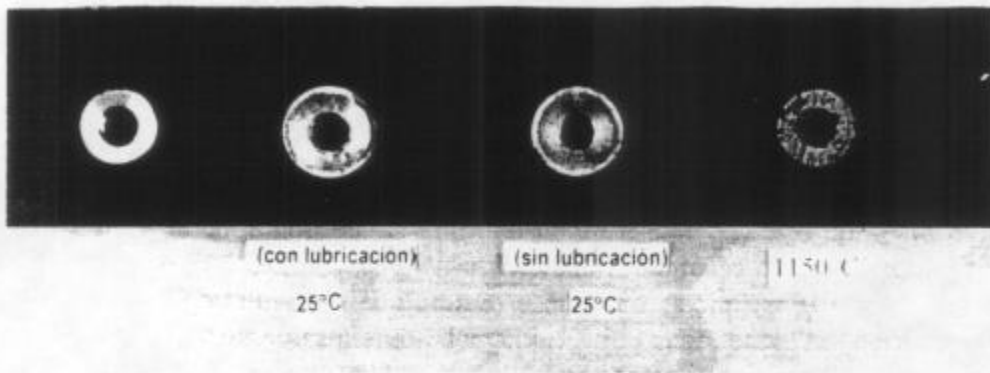
Fig. 3.48. Curva de calibración para la evaluación del coeficiente de fricción del acero SAE 1010.



(a) Aluminio



(b) Cobre



(c) Acero SAE 1010

Fig. 3.49. Anillos sin deformar y deformados a diferentes condiciones para los tres materiales evaluados. (a) aluminio; (b) cobre y (c) acero SAE 1010.

Para las probetas evaluadas en frío y con lubricación, se observa un aumento del diámetro interno lo cual indica que su $\mu < 0.05$, mientras que en los casos que fueron comprimidos en frío, sin lubricación y a alta temperatura su diámetro interno disminuyó; esto muestra que el coeficiente de fricción es mayor que 0.05.

3.3.4. Discusión de resultados

Los valores de los coeficientes de fricción para el aluminio, cobre y acero SAE 1010, graficados respecto a la variación de la temperatura, en las figuras 3.43, 3.45 y 3.47, muestran que el comportamiento de la fricción con la temperatura es característico de cada material. La fricción puede incrementar o disminuir con el incremento de la temperatura o bien permanecer constante sobre un amplio rango de temperaturas.

En general los resultados obtenidos están de acuerdo con los datos disponibles en procesos industriales. Por ejemplo, en el trabajo de Ekelund (como es citado por Wusatowski, ref. 2) sobre la variación de μ con la temperatura, para el laminado en caliente de los aceros al carbono, ha mostrado en el rango de temperaturas 700 – 1100°C, una disminución de μ con el aumento de la temperatura. Esto correlaciona **cuantitativamente** con el comportamiento observado en los ensayos (fig. 3.47). Un acuerdo **cuantitativo**, se obtiene si los valores de μ de Ekelund son reducidos en un 15%, ya anteriormente en trabajos realizados por Trinks (ref. 4), sugiere una disminución del 20% de los valores reportados por Ekelund.

Thomsen (ref. 43) presenta datos de coeficientes de fricción a temperatura ambiente, por ensayos de compresión de anillos y por laminado en frío, sin lubricación, que coordina bien con los resultados obtenidos en nuestros ensayos, como se muestra en la tabla 3.7.

Tabla 3.7. Comparación de resultados del coeficiente de fricción (μ) reportados por E. Thomsen y los obtenidos en los ensayos. Temperatura ambiente y sin lubricación

Temperatura Ambiente	Acero Suave	Aluminio	Cobre
Ensayos realizados	0.11 – 0.13	0.12 – 0.10	0.13 – 0.10
Compresión de anillos*	0.17	0.18	0.17
Laminado en frío*	0.085	0.092 – 0.101	0.069 – 0.124

* mencionados por Thomsen

Smith, Scott, y Sylwestrowicz (mencionado en la ref. 21) han obtenido un coeficiente de fricción de 0.2 para el laminado en caliente del cobre a 850 °C, esto compara bien con el valor de 0.25, obtenido en esta investigación. El comportamiento del coeficiente de fricción con la temperatura, reportado para el aluminio y el acero es similar al informado por Male (ref. 22), no así el comportamiento del cobre, lo cual para la corroboración del comportamiento obtenido, se procedió a su determinación por medio de dos tamaños diferentes de probetas, confirmándose lo hallado, como se muestra en la fig.3.45.

Todas estas comparaciones nos lleva a confirmar que el efecto observado en nuestros ensayos están de acuerdo con lo acontecido a la escala industrial.

El comportamiento que presenta el aluminio respecto a la variación de su coeficiente de fricción con la temperatura, es contrario al presentado por el cobre y el acero. El coeficiente de fricción del aluminio aumenta, con el aumento de la temperatura a valores cercanos a una completa adherencia. En la figura 3.49 (a), se puede observar 4 anillos de aluminio, la tercera deformada en frío y la cuarta en caliente a 600 °C. En el anillo que fue deformado a 600°C se

observan tres zonas, la central en la cual el aluminio fluyó cerrando el agujero, a continuación una zona más oscura en la que se produjo la adherencia contra los platos del martinete; finalmente una zona exterior en la que el metal fluyó hacia afuera. Este diferente comportamiento que presenta el aluminio respecto al cobre y el acero, podría estar relacionado con el tipo de óxido que se forma durante la compresión a temperaturas altas. Partiendo del concepto normal de fricción, si la tensión de corte de la capa superficial (óxido) en la interfase metal – matriz es mayor que el metal, generaría un aumento de la fricción. Esto parecería suceder con el aluminio en donde el óxido formado no sufre ningún descascaramiento durante la compresión (fig. 3.50) con la probeta laminada y con el anillo comprimido a 500°C. Este aumento de la fricción con el aumento de la temperatura, origina a su vez un incremento del ensanchamiento (figs. 3.9 y 3.20), debido a la oposición que ofrece el material a su deformación en la dirección de laminación. Caso contrario sucede con el cobre y el acero, donde el óxido formado sufre un descascaramiento durante el laminado, comportándose como un leve lubricante.

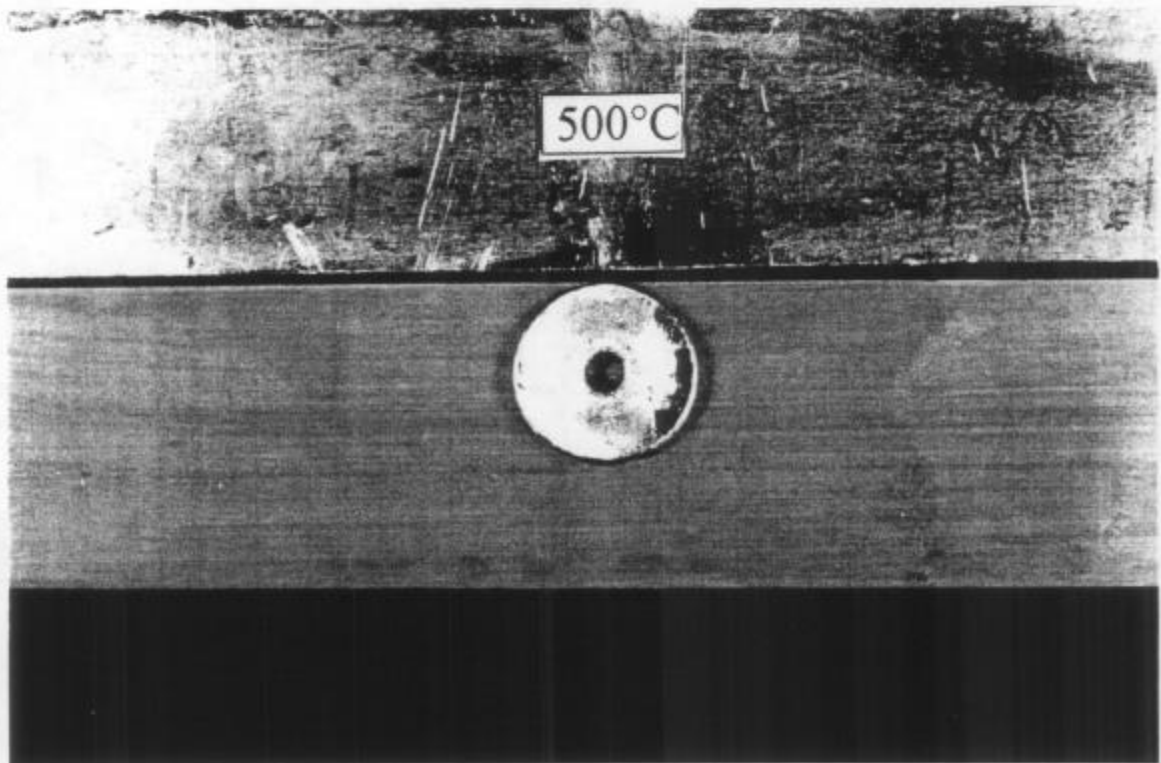


Fig. 3.50. Probetas de aluminio deformadas a 500°C. (a) laminada (b) comprimida.

Con respecto a las pruebas de fricción con anillos de cobre, no se observó una marcada variación en el coeficiente de fricción. Por el contrario, permaneció bajo y casi constante, alrededor de 0.24, en el rango de 500 a 950°C. En la fig. 3.51, se muestran los anillos comprimidos a diferentes temperaturas en donde se observa un diámetro interno casi constante, evidenciando lo mencionado. Este comportamiento, relacionándolo con las pruebas de laminación indicaría un ensanchamiento constante en el rango de temperatura evaluada, lo cual no sucedió, como se puede observar en la fig. 3.21. Este diferente comportamiento en el laminado, podría estar relacionado a la mayor cantidad de óxido

formado, debido a un mayor tiempo de calentamiento. Estudios realizados por Tylecote (ref. 35), sobre el efecto de la temperatura en los óxidos de cobre durante el laminado en caliente, encontraron que estos presentan una transición dúctil frágil entre las temperaturas 600 – 700°C, que es precisamente el intervalo donde el ensanchamiento comienza a disminuir en las pruebas realizadas. Observando la fig. 3.52, de probetas laminadas a diferentes temperaturas se aprecia este efecto, la probeta laminada a 650°C, el óxido permaneció sin fracturarse durante el laminado, mientras que para 850 y 900°C el óxido se descascara durante el proceso, de tal forma que contribuye a una disminución en el coeficiente de fricción y a una reducción en el ensanchamiento.

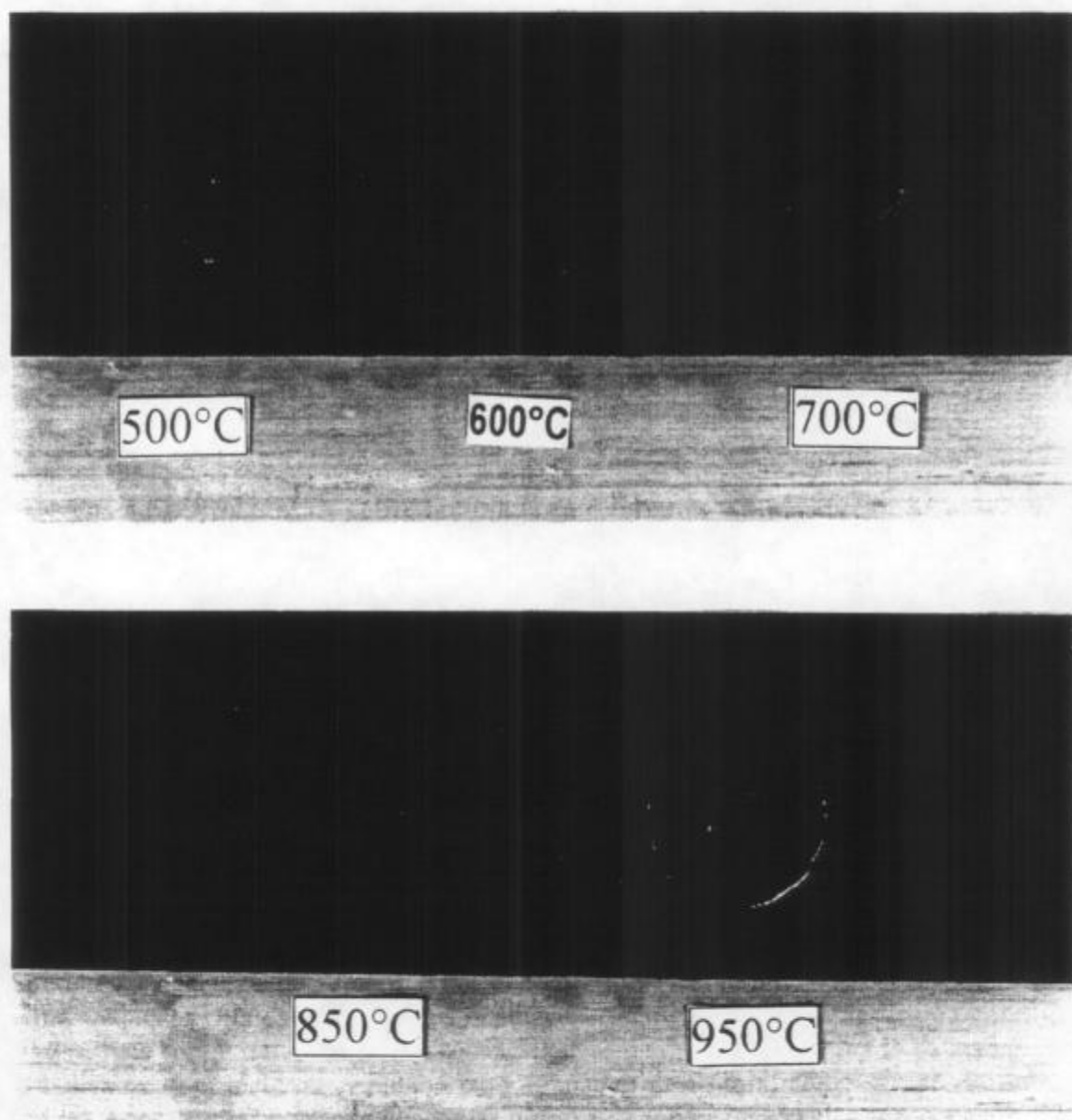


Fig. 3.51. Anillos de cobre sometidos a una reducción por compresión de aprox. 48%, a diferentes temperaturas. Se observa un diámetro interno casi similar en todos los anillos, lo cual evidencia un coeficiente de fricción constante en las diferentes temperaturas evaluadas.

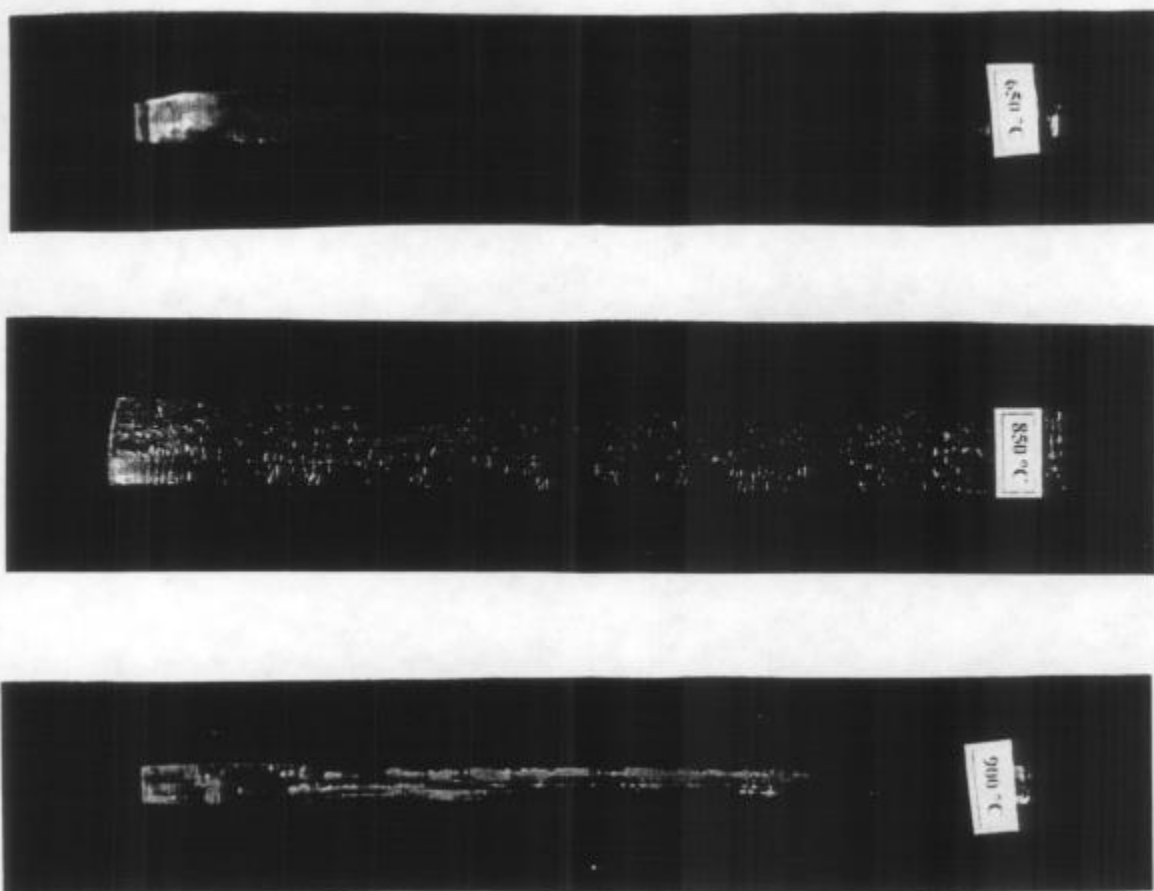


Fig. 3.52. Probetas de cobre laminadas a diferentes temperaturas. Se observa el decascaramiento del óxido cuando aumenta la temperatura de laminación.

Las pruebas de fricción con el acero SAE 1010, graficado en la fig. 3.47, muestra una disminución del coeficiente de fricción con el aumento de la temperatura, en el rango de 700 a 1150°C, esto se evidencia en los ensayos, con el incremento del diámetro interno de los anillos comprimidos como se puede observar en la fig. 3.53. Este comportamiento puede atribuirse al ligero papel lubricador que cumplen los óxidos durante la compresión.

Una mejor explicación del papel que cumple los óxidos en el acero, es reportado por Kalay y Sparling (ref. 16) en estudios realizados en laminados en caliente y es bastante coincidente con lo acontecido en las pruebas de laminados realizadas. Capas delgadas de óxidos son flexibles y resisten el doblado y raramente se descascaran cuando el acero laminado experimenta la elongación, sino que por el contrario se alarga junto con el material. De esta forma, pequeñas cantidades de óxidos tienden a promover la fricción deslizante con rodillos pulidos. Este comportamiento de las capas delgadas de óxido fue observado en los laminados en caliente con el material calentado bajo atmósfera protectora, como se aprecia en la fig. 3.54.(a). Caso contrario sucede con capas gruesas de óxidos, las cuales son poco flexibles y generalmente incapaces de resistir ya sea, el doblado o la elongación al entrar en la abertura de la laminación. Cuando un material con una capa gruesa de óxidos es laminado, los óxidos se descascaran formando escamas relativamente grandes (fig. 3.54.(b)) y la fricción deslizante ocurrirá entre estas escamas de óxidos y los cilindros, durante el mayor tiempo del pasaje a través de la abertura de la laminación. Las escamas de óxidos transmitirán la carga

desde los cilindros al metal, pero generalmente llegan a estar más separadas cuando ocurre la elongación. El material que se encuentra debajo del óxido, se extruye entre las escamas de óxidos y se adhiere a los rodillos, mientras que la porción oxidada se desliza hacia cada lado generando tensiones las cuales son aplicadas a las porciones adheridas, y de esta manera reducen la fricción, disminuye el ensanchamiento y por ende la carga de laminado (como lo reportó Kalay, ref. 16). En la fig. 3.54 (b), se puede observar las zonas donde el material, que se encontró debajo del óxido fue extruido.

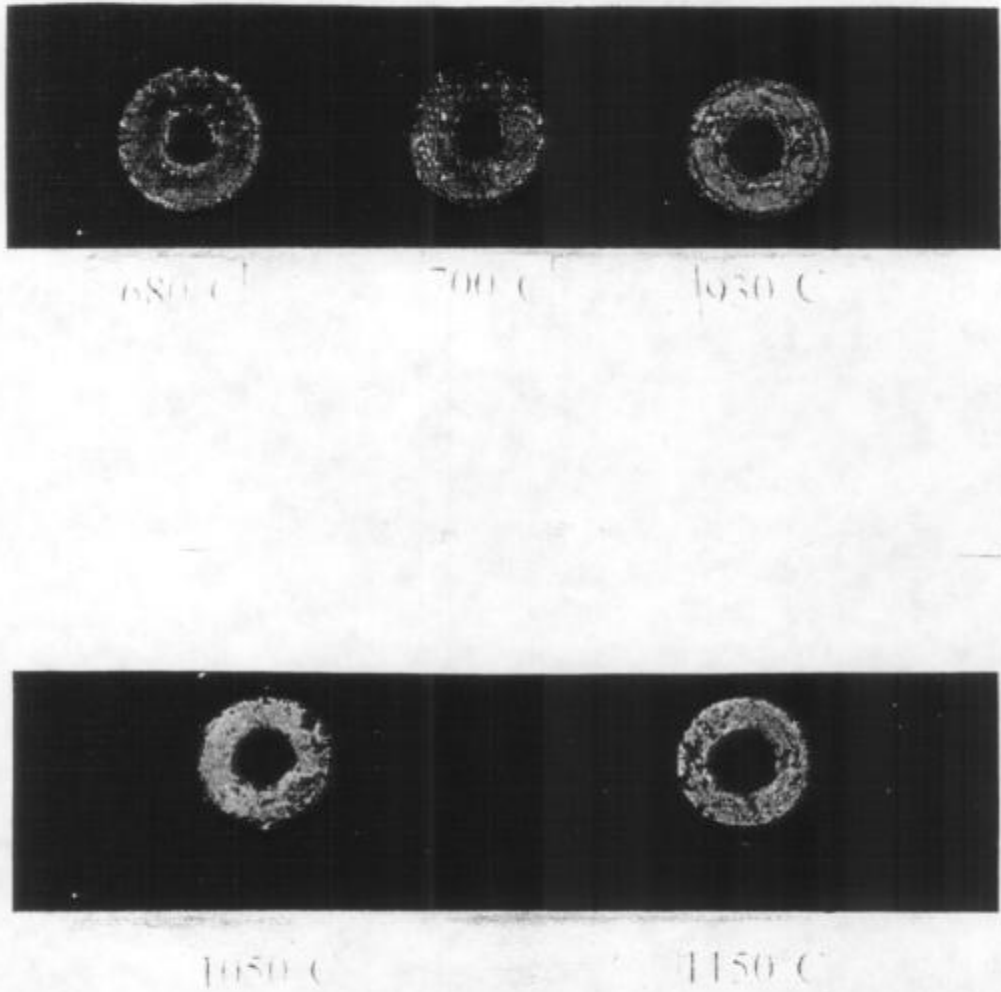


Fig. 3.53. Anillos de acero SAE 1010, sometidos a una reducción por compresión de aprox. 40%, a diferentes temperaturas. Se observa un ligero aumento del diámetro interno, cuando aumenta la temperatura; lo cual evidencia una disminución del coeficiente de fricción con la temperatura.

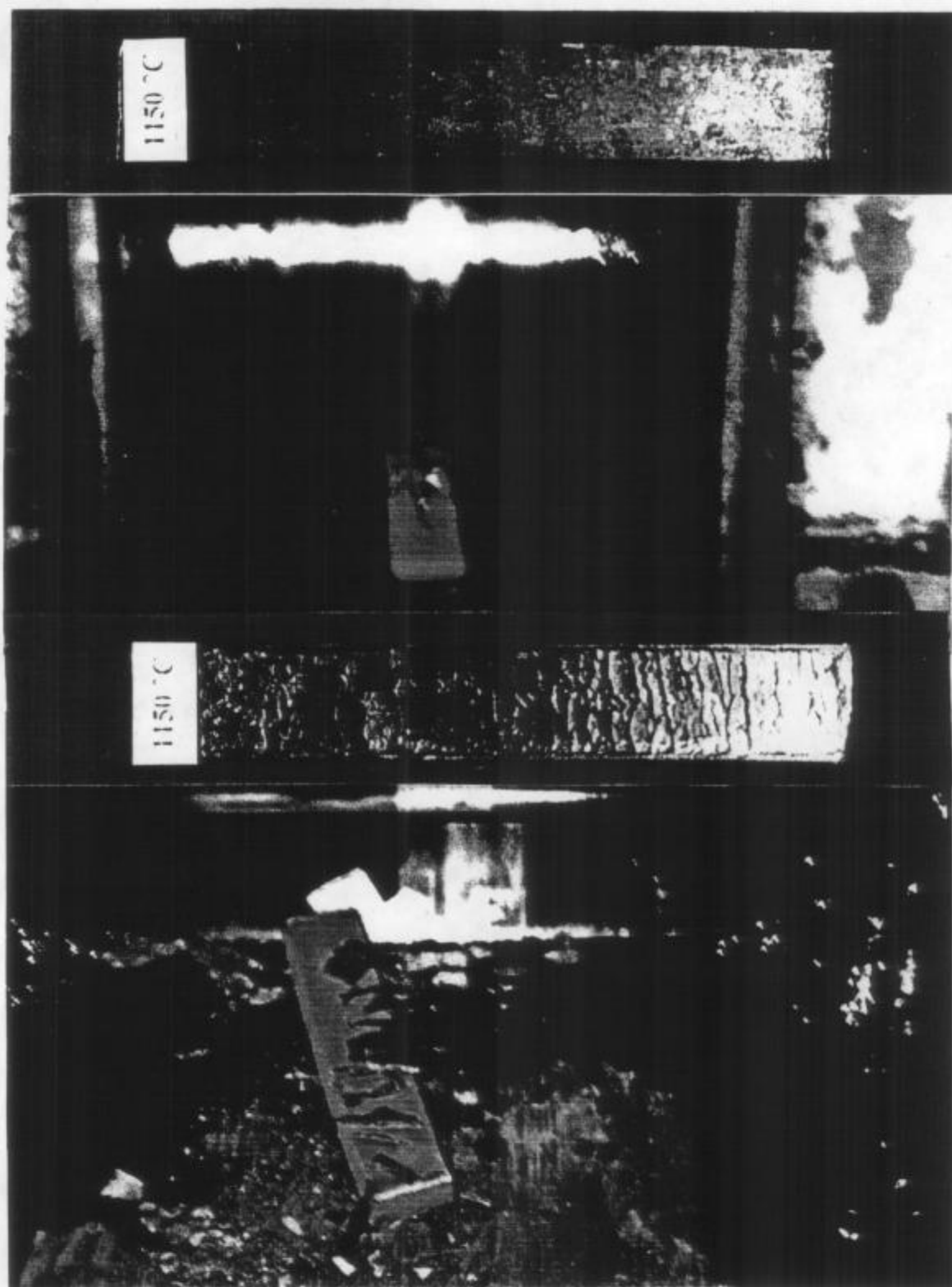


Fig. 3.54. Pruebas de laminado en caliente del acero SAE 1010. (a) laminado a 1150°C , la probeta fue calentada bajo atmósfera protectora. Se observa una mínima cantidad de óxido durante el laminado, dando una superficie lisa después del laminado. (b) laminado a 1150°C , la probeta fue calentada sin atmósfera protectora. Se observa una gran cantidad de óxido durante el laminado, dando una superficie con presencia de extrusiones después del laminado.

En lo que respecta al mecanismo de los óxidos sobre el ensanchamiento, con cilindros lisos, se esperaría que su presencia, produzca una disminución de la fricción en el sentido de la laminación, favoreciendo la elongación y disminuyendo el ensanchamiento. Este efecto fue percibido en las pruebas de laminado del acero, calentado sin atmósfera protectora, a diferentes temperaturas. El espesor de la capa de óxido aumentó, conforme aumentó la temperatura y el ensanchamiento tuvo una tendencia a descender, como se observa en la fig. 3.22. Aquí, es necesario mencionar estudios realizados por Tylecote sobre los óxidos de hierro (citado en la ref. 22), en donde encontró una variación en la resistencia en los óxidos de hierro con la temperatura. Es generalmente conocido que durante la oxidación del hierro se forman tres capas de óxidos: FeO , Fe_3O_4 , y Fe_2O_3 . La capa más débil gobernaria la tensión máxima de corte en la interfase y si se considera lo reportado por Tylecote, esta capa sería el FeO . Tylecote encontró que el FeO sufre una gran disminución en su resistencia sobre el rango de $700 - 900^\circ\text{C}$, lo cual coincide con la reducción del coeficiente de fricción reportado en la fig. 3.47 y la disminución del ensanchamiento, reportado en la fig. 3.22. Este efecto de la resistencia de los óxidos puede ser visto en forma cualitativa en la fig. 3.55, en donde se observa que el óxido formado a 900°C es resistente al laminado, mientras que cuando aumenta la temperatura la resistencia de los óxidos disminuye.

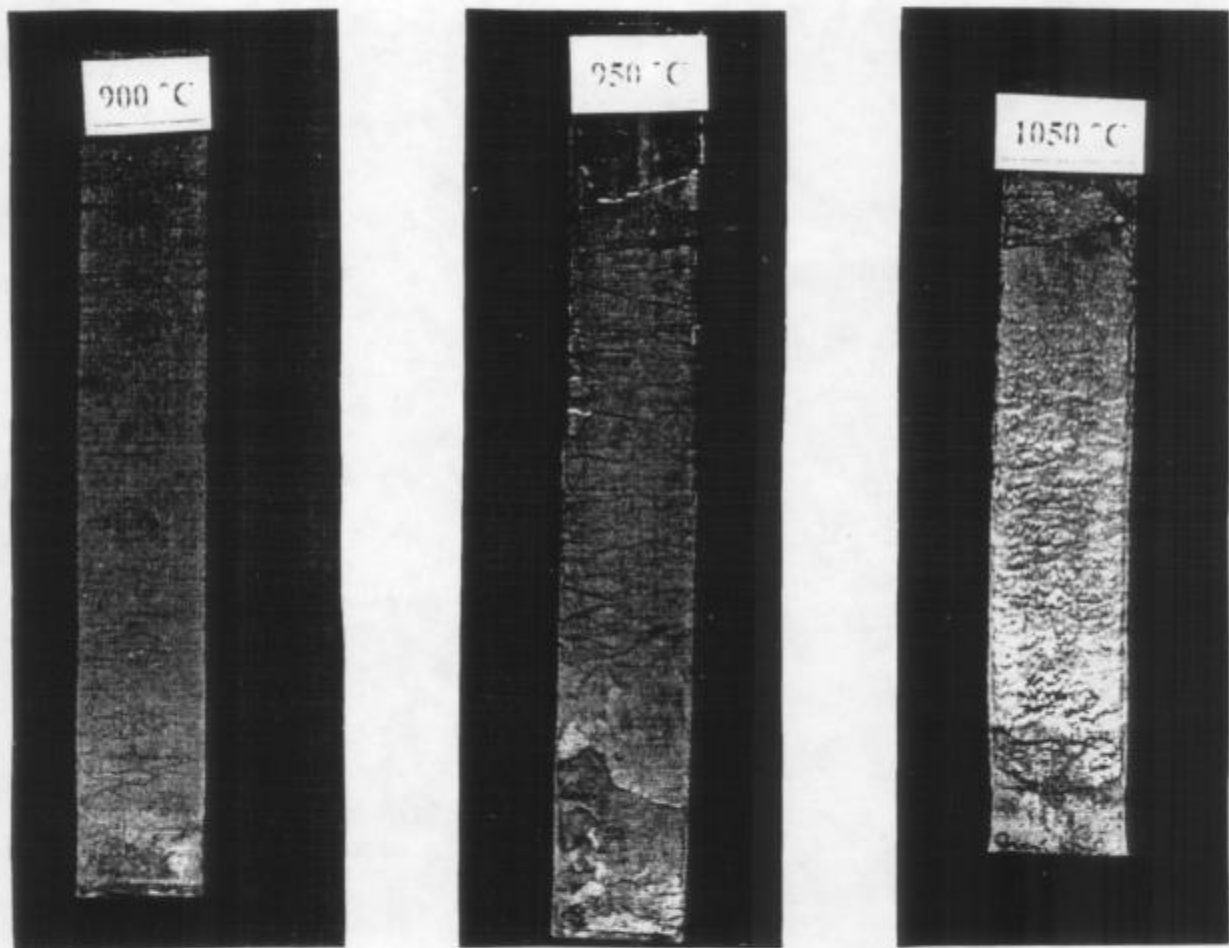


Fig. 3.55. Probetas de acero SAE 1010, laminadas en caliente a diferentes temperaturas. Se observan los óxidos, formados cuando aumenta la temperatura se va desescamando durante el laminado y van apareciendo las extrusiones (ver fig. 3.54.(b)).

3.4. Estudio de la resistencia y ductilidad (longitudinal y transversal) de laminación en caliente de un acero SAE 1010.

3.4.1. Introducción

La deformación en caliente de metales y aleaciones viene caracterizada, fundamentalmente, por deformaciones muy elevadas ($\epsilon \approx 0.5$ a 5) aplicadas a altas velocidades de deformación ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-2}$ a 10^3 s^{-1}) así como a temperaturas homólogas, $T (\text{°K})/T_f (\text{°K})$, superiores o iguales a 0.6 . A estas temperaturas estos materiales presentan, en general, ductilidades elevadas y baja resistencia mecánica, propiedades ambas que permiten imponer fuertes deformaciones, en pocas pasadas, utilizando instalaciones de tamaño limitado.

En las últimas décadas, el estudio de la deformación en caliente a escala de laboratorio ha alcanzado un gran desarrollo; se pretende obtener de forma sencilla y económica las tensiones de fluencia (cuyo conocimiento posibilita el cálculo de los esfuerzos que han de soportar los cilindros y los pares requeridos en las diversas pasadas de laminación) y la ductilidad, magnitud que caracteriza la deformación por agrietamiento del material y que condiciona la secuencia de deformaciones en el proceso industrial de conformación.

Además, la **simulación** a escala de laboratorio de los procesos de deformación en caliente permite estudiar con todo detalle las estructuras desarrolladas durante la propia deformación (fenómenos dinámicos) y su posterior evolución durante el enfriamiento a temperatura ambiente (fenómenos estáticos). El estudio de los fenómenos dinámicos y estáticos facilita la predicción de la microestructura final del producto (refs. 44 y 45) y, por lo tanto de sus propiedades mecánicas, posibilitando así una definición racional de la secuencia de deformaciones del proceso industrial para alcanzar la estructura deseada; esto es, un producto final con propiedades prefijadas.

Básicamente, haciendo abstracción de algunas variables geométricas y operativas, cualquier proceso de deformación en caliente queda caracterizado por la cantidad de deformación, la temperatura y velocidad que se imprima. Así en la laminación se emplean velocidades medias de deformación comprendidas entre $\dot{\epsilon} \approx 1 \text{ s}^{-1}$ y $\dot{\epsilon} \approx 10^2 \text{ s}^{-1}$, llegándose a deformaciones acumuladas próximas a $\Sigma\epsilon \approx 5$, en pasadas sucesivas de $\epsilon = 0.2$ a 0.5 . Evidentemente el método más preciso para examinar el comportamiento de un material frente a un proceso industrial de conformación lo ofrece el propio proceso. Sólo así podrán cubrirse todas las variables inherentes al material y su conformado. Sin embargo, la economía de esfuerzos y medios imponen la adopción de ensayos de laboratorio.

Los ensayos más empleados en el estudio de la resistencia y ductilidad como en la producción de estructuras de deformación en caliente son: tracción, compresión (axisimétrica y plana) y torsión; siendo competitivos entre sí los de compresión y torsión por las deformaciones y velocidades alcanzadas (rango industrial).

En lo que respecta a la resistencia y ductilidad del material en caliente, la ductilidad se ve pronunciadamente afectada por una gran variedad de factores metalúrgicos que generalmente no afectan a la resistencia mecánica. Entre ellas tenemos:

- 1) Variaciones relativas de concentraciones de **elementos residuales**, que apenas afectan a la resistencia mecánica, pero cambian la naturaleza y fracción volumétrica de las fases segregadas. Así al aumentar la razón Mn/S del acero de fácil mecanizado, aunque no varía sensiblemente la tensión de fluencia se produce un aumento general de la ductilidad (ref. 26). El azufre libre que tiende a segregarse hacia los contornos de grano, forma con el hierro un eutéctico, Fe-FeS, de bajo punto de fusión, incapaz de mantener la cohesión entre los granos al elevarse la temperatura de deformación. De aquí la práctica industrial de incrementar el contenido de Mn que, debido a su mayor afinidad por el azufre, suplanta al FeS por el MnS (se evita la formación del eutéctico de bajo punto de fusión).
- 2) Las **inclusiones** influyen también en la ductilidad en caliente de los materiales. Al igual que en la deformación en frío, la ductilidad disminuye al aumentar la fracción volumétrica de las inclusiones, siendo esta reducción particularmente sensible frente a la naturaleza (tipo), morfología y distribución.

Las inclusiones alargadas actúan no sólo como regiones de debilitamiento, sino dependiendo de su forma relativa en la dirección del ensayo, también como concentradoras de tensiones, del mismo modo que una fisura o una entalla. La concentración de deformación asociada con las inclusiones alargadas es usualmente considerada, simplemente, como proporcional a la relación de los ejes normales y paralelos al eje de tracción (ref. 46); de aquí que, cuando una plancha es ensayada en la dirección de laminación, la concentración de deformación es muy baja, pero incrementa al ensayar en la dirección transversal. Este comportamiento ha sido mostrado en el estudio realizado por Mintz y Mohamed (ref. 46), durante ensayos de tracción en caliente de aceros C-Mn-Al y C-Mn-Al-Nb, conteniendo inclusiones alargadas de MnS. Los ensayos de tracción en caliente fueron realizados en las direcciones longitudinal y transversal, en el rango de temperaturas de 600 – 1100°C y a bajas velocidades de deformación ($3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). La ductilidad transversal en caliente fue menor que aquellas obtenidas desde muestras longitudinales (disminuyó aprox. 10% en estricción). Este efecto fue aún más marcado cuando el material ensayado fue un acero maquinable de alto azufre conteniendo una elevada fracción volumétrica de inclusiones MnS alargadas y gruesas. Con lo que respecta a la resistencia del acero fue similar en ambas direcciones.

Cuando las inclusiones son poco deformables respecto a la matriz, se producen huecos en la interfase inclusión-matriz que coalescen en el curso de la deformación y conducen finalmente a la fractura del material. Como quiera que la deformabilidad de las inclusiones depende de su naturaleza y de la temperatura, se puede paliar su efecto nocivo en la ductilidad del material adoptando temperaturas de conformación que realcen la deformabilidad de las inclusiones; este es el caso de los silicatos y el MnS, cuya deformabilidad es muy sensible a la temperatura a diferencia de la alúmina y los aluminatos (prácticamente indeformables a cualquier temperatura).

En el presente estudio, empleando el acero SAE 1010 anteriormente laminado, se procedió a evaluar la resistencia y ductilidad de este material, en la dirección longitudinal y transversal de laminado. Para tal efecto se realizaron ensayos de torsión en caliente, a diferentes velocidades de deformación, que normalmente fueron usadas en los ensayos de laminación. Este estudio estuvo dirigido a analizar la resistencia a la fluencia del acero en ambas direcciones, que es lo que realmente sucede durante el laminado con ensanchamiento. Esto permitirá entender la influencia de la resistencia del material en el ensanchamiento; dado que

la mayoría de las fórmulas usadas para el cálculo del ensanchamiento no incluyen este factor o lo hacen mediante constantes, como es el caso de la fórmula de Wusatowski (ref. 2) y, sólo se basan en los factores geométricos y de fricción

3.4.2. Formulación teórica del ensayo de torsión en caliente

El ensayo de torsión en caliente de probetas cilíndricas macizas es un método frecuentemente empleado para evaluar la **trabajabilidad en caliente**, dado que se alcanzan altas deformaciones a velocidades de deformación superficial constantes, obteniéndose mediciones cuantitativas de la tensión y de la deformación. Además, pueden programarse deformaciones y velocidades de deformación para simular esquemas de laminación secuencial en forma relativamente simple.

Los ensayos se realizan por lo general con probeta fija, que permite mantener casi constante su geometría, simplificando la conversión de momento torsor a tensión de corte superficial, aunque de esta forma se desarrollan tensiones axiales. Sin embargo, en el cálculo de la tensión de fluencia equivalente en tracción, mediante el criterio de **Von Mises**, la tensión axial (longitudinal) se puede omitir sin introducir errores significativos, ya que:

$$\bar{\sigma} = (3\tau^2 + \sigma_A^2)^{1/2} \quad (3.3)$$

Donde:

- $\bar{\sigma}$: tensión equivalente o efectiva
- τ : tensión de corte en la superficie
- σ_A : tensión axial

Y por el criterio de Von Mises; las tensiones de fluencia (σ_o y τ_o) quedan vinculadas:

$$\tau_o = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_o = 0.577\sigma_o \quad (3.4)$$

Por lo tanto:

$$\tau \gg \sigma_A$$

El análisis más simplificado se realiza a partir de que:

- a) la deformación a lo largo de la probeta es homogénea (no se localiza);
- b) las secciones rectas y paralelas al comienzo de la deformación permanecen como tales durante el ensayo

La deformación de corte de un punto situado a un radio r viene dada por, para pequeñas distorsiones (γ_r) que generan hélices de paso alargados (fig. 3.56):

$$\gamma_r = \frac{r}{l} \theta \quad \theta[\text{rad}] \quad (3.5)$$

Y consecuentemente la velocidad de deformación por corte (derivando respecto al tiempo):

$$\dot{\gamma}_r = \frac{r}{l} \dot{\theta} \quad (3.6)$$

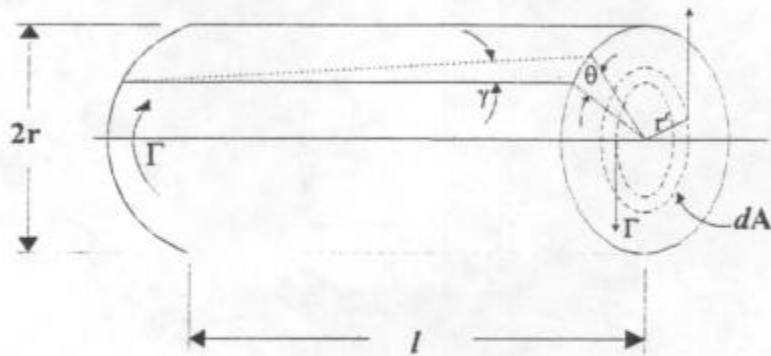


Fig. 3.56. Barra cilíndrica sometida a un par torsor.

La deformación efectiva o equivalente, respecto de una terna genérica (xyz) se define como (aplicando el criterio de Von Mises):

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{9}[(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2] + \frac{4}{3}[\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2]} \quad (3.7)$$

ε_{ij} = componentes diagonales del tensor de deformación

γ_{ij} = componentes no diagonales del tensor de deformación.

En el caso de torsión pura:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z = \gamma_{yz} = \gamma_{zx} = 0 \quad (3.8)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{1}{2}\gamma \quad (3.9)$$

Reemplazando las ecuaciones (3.8) y (3.9) en (3.7) obtenemos:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\gamma}{2} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{r\theta}{l\sqrt{3}} \quad \theta[\text{rad}] \quad (3.10)$$

O también:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2\pi r\theta}{\sqrt{3}l} \quad \theta[\text{vueltas}] \quad (3.11)$$

Para la geometría de la probeta utilizada $r/l = 0.5$

$$\bar{\varepsilon} = 1.814 \theta \quad \theta[\text{vueltas}] \quad (3.12)$$

Esto quiere decir, que cada vuelta de torsión representa una deformación equivalente o efectiva $\approx 181\%$.

Para la velocidad de deformación en torsión se parte de la ecuación (3.6) (al igual que la deformación); como θ , r y l son constantes para la geometría de la probeta, la velocidad de deformación equivalente se expresa como:

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \frac{2\pi}{60\sqrt{3}} \frac{r}{l} \dot{\theta} \quad \dot{\theta}[\text{rpm}] \quad (3.13)$$

$$\dot{\bar{\epsilon}} = 0.03 \dot{\theta} \quad [\text{s}^{-1}] \quad (3.14)$$

Para las tensiones, obtenida el momento torsor del ensayo, la tensión de corte (τ) sobre la periferia de la probeta resulta, según la deducción de Fields y Backofen (mencionada en la ref. 47):

$$\tau = \frac{\Gamma}{2\pi r^3} (3 + n + m) \quad (3.15)$$

m = coeficiente de endurecimiento por trabajado mecánico, que caracteriza la variación del momento torsor en función de la deformación angular (θ).

$$m = \frac{\theta}{\Gamma} \frac{d\Gamma}{d\theta} = \left[\frac{\partial \ln \Gamma}{\partial \ln \theta} \right]_{\theta, \tau} \quad (3.16)$$

n = coeficiente viscoso plástico que caracteriza la sensibilidad del momento torsor a la velocidad de deformación ($\dot{\theta}$).

$$n = \frac{\dot{\theta}}{\Gamma} \frac{\partial \Gamma}{\partial \dot{\theta}} = \left[\frac{\partial \ln \Gamma}{\partial \ln \dot{\theta}} \right]_{\theta, \tau} \quad (3.17)$$

La tensión equivalente o efectiva para una terna genérica (x , y , z) se define aplicando el criterio de Von Mises :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2] + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (3.18)$$

Para el caso de torsión pura, todas las tensiones son nulas, salvo la tensión de corte (τ) sobre la sección transversal.

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3} \tau$$

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{3} \Gamma}{2\pi r^3} (3 + m + n) \quad (3.19)$$

La ecuación (3.19) es conocida como fórmula de Fields Backofen.

3.4.3. Análisis del laminado y su equivalencia con el ensayo de torsión

Durante el laminado, el metal es deformado entre 2 cilindros en cada caja de laminación. En general es sometido a diferentes deformaciones sucesivas (en caliente o en frío) y las tasas de deformación encontradas varían según el tipo de producto de laminación de 5 a 50% por pasada. La deformación total registrada desde el producto inicial hasta el producto final es siempre importante; lo mismo es cierto de las velocidades de deformación.

La deformación no es homogénea, pero básicamente es la suma de dos sollicitaciones: una compresión homogénea y una fricción con los cilindros. Esta fricción origina un gasto de energía en contacto con los cilindros. Además, induce cizallamientos en el metal que disipan una energía suplementaria (trabajo redundante), difícil de traducir en un modelo mecánico simple de laminado. Por ende, no se lo considerará en lo que sigue.

Para realizar un análisis de las deformaciones que se originan en el laminado, se asumen 2 hipótesis, que son admitidas por la mayoría de los modelos empleados actualmente en el caso de productos planos:

- no se toma en cuenta el ensanchamiento del producto, vale decir se supone que la deformación es plana;
- la deformación es una compresión homogénea, a la cual se agrega la fricción con los cilindros.

A partir de las hipótesis asumidas y de la ley de conservación de volumen en régimen plástico, la deformación total obtenida en una pasada de laminado es:

$$\epsilon = - \int_{h_0}^{h_1} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (3.20)$$

Donde h_0 y h_1 son respectivamente los espesores de entrada y salida del producto. En consecuencia queda:

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (21)$$

$$\bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{1}{h} \frac{dh}{dt} \quad (22)$$

La velocidad de deformación ϵ^* , en el arco de contacto, no es constante sino que depende de su posición. De tal forma que para caracterizar una pasada es más sencillo definir una velocidad de deformación media como promedio en todo el arco de contacto.

Si φ (fig. 3.57) es el ángulo que localiza un punto en el arco de contacto, obtenemos:

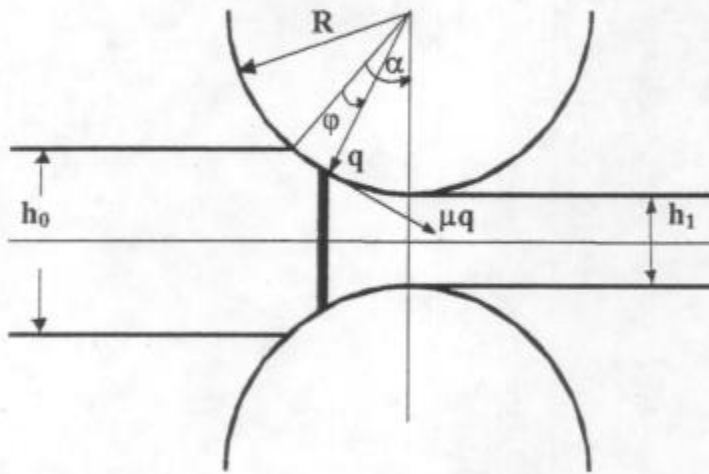


Fig. 3.57. Análisis del laminado

$$h = h_1 + 2R(1 - \cos \varphi) \quad (3.23)$$

Donde R es el radio de los cilindros, por lo que:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2R \operatorname{sen} \varphi}{h_1 + 2R(1 - \cos \varphi)} \frac{d\varphi}{dt}$$

$$\dot{\varepsilon}_m = \frac{1}{\alpha} \int_0^\alpha \dot{\varepsilon}(\varphi) d\varphi = \frac{d\varphi}{dt} \frac{1}{\alpha} \int_0^\alpha \frac{2R \operatorname{sen} \varphi}{h_1 + 2R(1 - \cos \varphi)} d\varphi$$

O bien:

$$\dot{\varepsilon}_m = \frac{d\varphi}{dt} \frac{1}{\alpha} \ln \left[1 + \frac{2R}{h_1} (1 - \cos \alpha) \right] = \frac{d\varphi}{dt} \frac{1}{\alpha} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (3.24)$$

Si asumimos que α es pequeño en comparación con R , tenemos:

$$h_0 \approx h_1 + R\alpha^2 \quad \text{o} \quad \alpha = \sqrt{\frac{h_0 - h_1}{R}} \quad (3.25)$$

Indicando con e , la reducción de la pasada (definida para que resulte positiva):

$$r = \frac{h_0 - h_1}{h_0} = \frac{\Delta h}{h_0} \quad (3.26)$$

Finalmente, si $\dot{\theta}_1$ es la velocidad de rotación de los cilindros del tren de laminación (en rpm), se obtiene:

$$\frac{d\varphi}{dt} = \frac{2\pi\dot{\theta}_1}{60} \quad (3.27)$$

En consecuencia :

$$\dot{\varepsilon}_m = \frac{2\pi\dot{\theta}_1}{60} \sqrt{\frac{R}{\Delta h}} \cdot \ln \frac{1}{1-r} \quad (3.28)$$

De tal forma, puede adoptarse para la velocidad media de deformación generalizada la expresión:

$$\bar{\dot{\varepsilon}}_m = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{2\pi\dot{\theta}_1}{60} \sqrt{\frac{R}{\Delta h}} \cdot \ln \frac{1}{1-r} \quad (3.29)$$

Para encontrar la relación entre la torsión y el proceso de laminación, respecto a la deformación, combinando las ecuaciones (3.11) y (3.21), se obtiene:

$$\theta = \frac{2}{\pi} \ln \frac{1}{1-r} \quad (3.30)$$

Lo cual indica que conociendo la reducción realizada en el proceso de laminado, puede programarse el número de vueltas a realizar en el ensayo de torsión para simular este proceso.

Con lo que respecta a la velocidad de deformación a ser usada en el ensayo de torsión, para simular un proceso de laminado particular, se la obtiene a partir de la combinación de las ecuaciones (3.14) y (3.29) de donde:

$$\dot{\theta} = 4\dot{\theta}_1 \sqrt{\frac{R}{\Delta h}} \ln \frac{1}{1-r} \quad (3.31)$$

Expresión que permite calcular el número de vueltas a que deberá girar el cabezal motriz de la máquina de torsión en caliente, en rpm.

3.4.4. Procedimiento experimental

Se fabricaron probetas cilíndricas para ensayos de torsión en caliente del mismo material laminado durante el estudio del ensanchamiento. Las probetas se maquinaron en la dirección longitudinal y transversal a la de laminación. El diámetro de la zona calibrada es de 7 mm y su longitud de 7 mm (fig. 3.58).

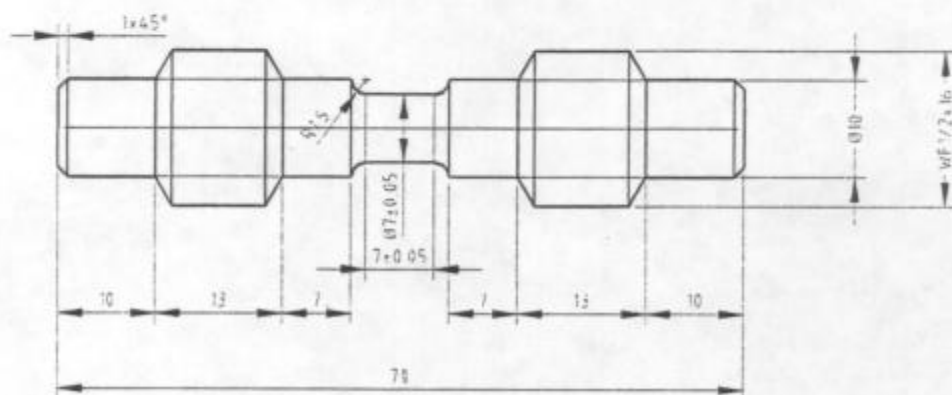


Fig. 3.58. Dimensiones de la probeta de torsión en caliente.

La máquina de torsión empleada puede operar en un rango de velocidades de deformación comprendidas entre 0.1 y 20 s^{-1} , para probetas con $r/l = 0.5$. En la fig. 3.59, se muestra la máquina de torsión en caliente durante el calentamiento de una probeta previo al ensayo. En la fig. 3.60, se observa la probeta en mayor detalle durante el tiempo de permanencia a la temperatura de ensayo. El calentamiento de la probeta se efectúa por resistencia mediante el pasaje de corriente eléctrica (fig. 3.60), evitando la inercia térmica causada por el empleo de un horno de resistencia, permitiendo utilizar velocidades de calentamiento y enfriamiento muy variadas, además la temperatura de la probeta es suficientemente estable.

Previo a cada ensayo, se midieron las zonas calibradas de las probetas, utilizando una mesa de coordenadas micrométricas que permite medir hasta 0.01 mm , con la finalidad de verificar la relación $r/l \cong 0.5$ y ajustar así la velocidad θ^* , con la cual deberá girar el cabezal motriz de la máquina de torsión.

Posteriormente las probetas se sometieron (previo a la deformación por torsión) a un tratamiento de igualación, con el objeto de homogeneizar la estructura de partida. El tratamiento empleado se muestra en la fig. 3.61 y consiste en un calentamiento gradual desde temperatura ambiente hasta 1150°C y una permanencia durante 5 minutos a dicha temperatura. Luego las probetas se llevaron a la temperatura de ensayo, se dejan estabilizar por 3 minutos y se realiza la experiencia.

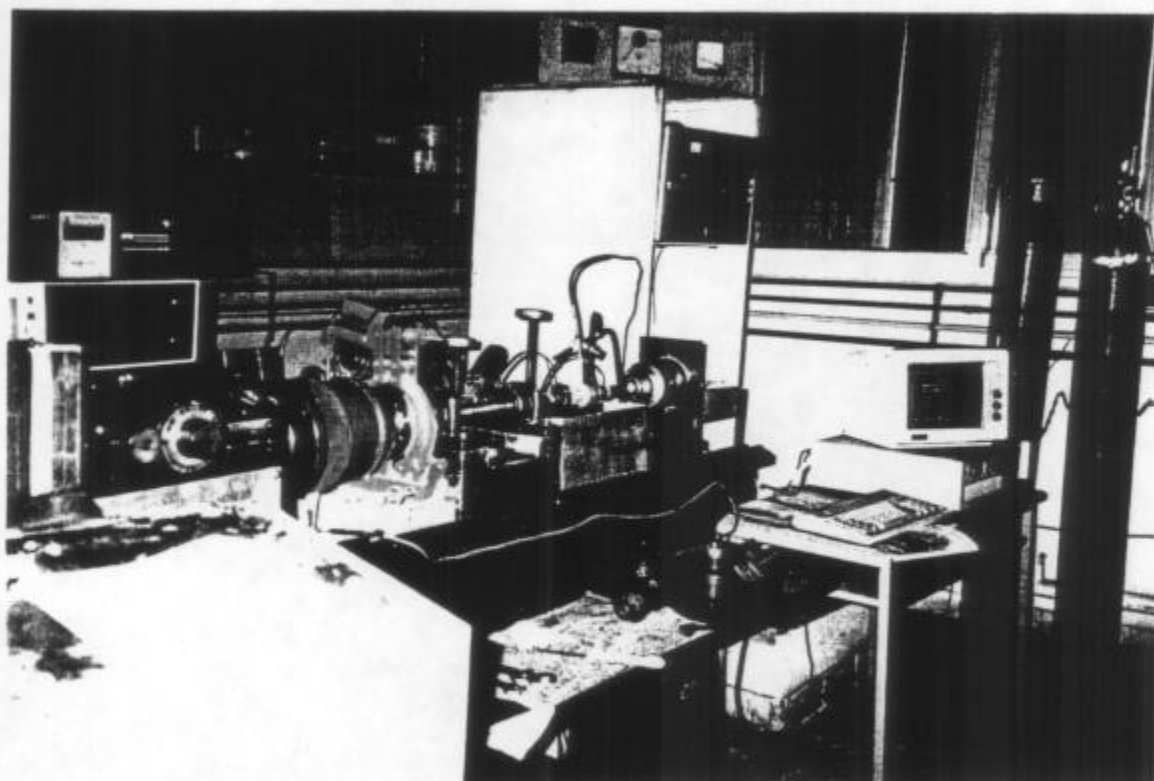


Fig. 3.59. Máquina de torsión en caliente durante el calentamiento de una probeta previo al ensayo. Se observa el sistema de calentamiento, el equipo torsor y el sistema de registro de datos conectados a la PC (derecha). Al fondo aparecen los cilindros de argón.

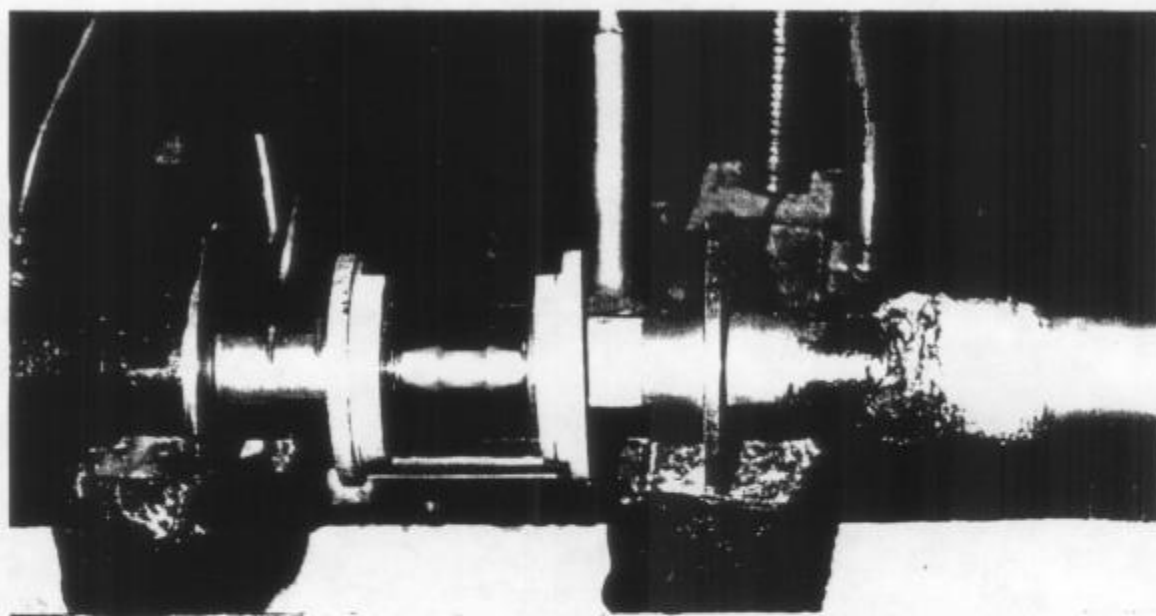


Fig. 3.60. Sistema de calentamiento de la probeta de torsión en la cámara con atmósfera de argón, protectora contra la oxidación. Ensayo a 1050°C.

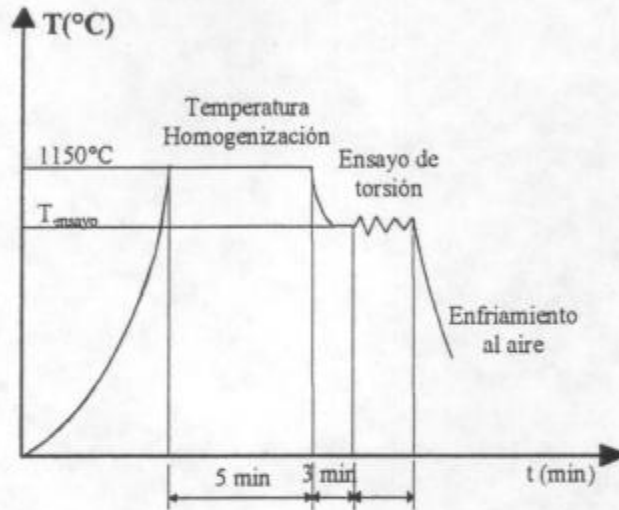


Fig. 3.61. Ciclo de calentamiento para homogenización.

Los ensayos de torsión se realizaron a las temperaturas en las que previamente se laminó, es decir 950, 1050 y 1150°C, y a las velocidades de deformación de 1, 8, y 20 s⁻¹; tanto para las probetas obtenidas en forma longitudinal como para las extraídas transversalmente. En todos los casos los ensayos se realizaron bajo atmósfera de argón, para minimizar la oxidación

El ensayo de torsión permite obtener curvas momento torsor (Γ) - deformación angular (θ) y temperatura (T°C) - deformación angular (θ). Para medir la temperatura se emplea un pirómetro de doble longitud de onda, independiente de la emisividad en el rango de temperatura estudiado. La velocidad se controla electrónicamente sobre un motor de corriente continua. El momento torsor se mide por medio de una celda de carga. El sistema de adquisición permite obtener un dato cada 2°, es decir 90 valores de temperatura y 90 de momento torsor por cada vuelta y está controlado por PC.

A partir de las curvas momento torsor (Γ) - deformación angular (θ) se obtienen las curvas de ductilidad, medidas como número de vueltas a la rotura y las curvas tensión (σ) - deformación efectivas (ϵ). Las primeras se corrigen por el aumento de temperatura debido al trabajado mecánico, para obtener valores más cercanos a la temperatura en la cual se produjo la rotura. Para calcular las curvas tensión - deformación efectivas se emplea el código de cálculo DIANA2 (ref. 44), que se desarrolló específicamente en la ex - división tratamientos (actual Sección Aceros y Soldadura).

3.4.5. Resultados experimentales

En la tabla 3.8 se dan los resultados experimentales de los ensayos de torsión en caliente, realizados con las probetas cortadas en forma longitudinal y transversal a la dirección de laminación. En cada caso se indican las condiciones del ensayo (dimensiones iniciales de la probeta, temperatura de ensayo, velocidad de giro del cabezal motriz y la velocidad de deformación) y los resultados obtenidos.

Tabla 3.8. Resultados de los ensayos de torsión en caliente de acero SAE 1010.

l : longitud de la zona calibrada; d : diámetro de la zona calibrada de la probeta; T : temperatura de ensayo; θ^* : velocidad de giro del cabezal motriz; $\dot{\epsilon}^*$: velocidad de deformación durante el ensayo; Γ_{max} : momento torsor máximo en el ensayo; σ_{max} : tensión efectiva máxima en el ensayo; θ_R : número de vueltas a la rotura en el ensayo.

Probeta N°	Orientación de probeta	L (mm)	D (mm)	T (°C)	θ^* (rpm)	$\dot{\epsilon}^*$ (s ⁻¹)	Γ_{max} (kgm)	σ_{max} (kg/mm ²)	θ_R (vueltas)
1	Longitudinal	7.28	7.05	950	34.15	1	0.548	11.41	7.0
2	Transversal	7.14	7.06	950	33.4	1	0.580	11.93	2.2
3	Longitudinal	7.91	7.05	1050	37.1	1	0.433	8.73	6.3
4	Transversal	6.85	7.07	1050	32.0	1	0.466	8.61	2.0
5	Longitudinal	7.43	7.05	1150	34.9	1	0.330	6.75	8.1
6	Transversal	7.22	7.02	1150	34.0	1	0.333	6.03	3.2
7	Longitudinal	7.33	7.05	950	267.6	8	0.733	15.20	5.2
8	Transversal	7.11	6.99	950	269.1	8	0.778	15.89	2.0
9	Longitudinal	7.48	7.03	1050	281.6	8	0.582	12.18	5.1
10	Transversal	7.20	7.06	1050	269.9	8	0.593	12.20	2.1
11	Longitudinal	7.34	7.06	1150	275.1	8	0.434	9.25	8.1
12	Transversal	7.17	7.05	1150	269.1	8	0.477	10.07	4.6
13	Longitudinal	7.66	7.03	950	720.9	20	0.794	16.38	5.9
14	Transversal	6.99	7.02	950	659.0	20	0.778	15.71	1.7
15	Longitudinal	7.11	7.06	1050	665.3	20	0.601	12.10	8.4
16	Transversal	7.36	7.09	1050	686.7	20	0.630	12.70	1.8
17	Longitudinal	7.11	7.00	1150	672.0	20	0.530	11.43	9.4
18	Transversal	7.16	7.05	1150	671.9	20	0.500	10.46	3.5

En las figs. 3.62 y 3.63 se muestra la influencia de la temperatura sobre la cupla máxima y la tensión efectiva máxima, para las 2 direcciones evaluadas. En estas experiencias, las probetas fueron calentadas a las temperaturas fijadas y torsionadas hasta la fractura usando velocidades de deformación de 1, 8 y 20 s⁻¹. Se observa una continua disminución en la tensión máxima, conforme la temperatura es aumentada y para una misma temperatura la tensión efectiva máxima es más alta a mayores velocidades de deformación. Asimismo, no existe una influencia decisiva de la dirección de ensayo sobre la tensión efectiva máxima.

En la mayoría de pruebas, fue posible detectar la ocurrencia de recristalización dinámica, desde las curvas tensión efectiva – deformación efectiva, como se muestra en las figs. 3.64, 3.65 y 3.66, para las diferentes velocidades de deformación ensayadas. Tales curvas se caracterizaron por una abrupta o lenta caída de la tensión de fluencia.

Las curvas de ductilidad para el acero SAE 1010 tomadas en la dirección longitudinal y transversal, para las 3 velocidades de deformación evaluadas, son mostradas en la fig. 3.67 a – c. Como se aprecia, la ductilidad es muy sensible a dirección de ensayo, temperatura y velocidad de deformación.

La ductilidad mejora marcadamente cuando la dirección de ensayo cambia de la forma transversal a la longitudinal. El alto grado de fibrado mecánico (orientación preferencial de las inclusiones debido al trabajado mecánico) por tratarse de plancha laminada, mejora su ductilidad longitudinal. Esta mejora en la ductilidad longitudinal y empeoramiento de la transversal se debe principalmente a que las inclusiones deformables se orientan según la dirección de laminación, disminuyendo la concentración de tensiones en la interfase con la matriz y retrasando de esta forma la nucleación de los huecos cuando las muestras ensayadas han sido cortadas en sentido longitudinal al laminado.

La dependencia de la ductilidad con la temperatura se hace menor a altas velocidades de deformación ($\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$) para las muestras ensayadas en la dirección longitudinal; mientras que para las muestras ensayadas en la dirección transversal, no se observa un marcado efecto de la velocidad de deformación sobre la ductilidad.

En la fig. 3.68 (a) y (b), se muestran las fotomicrografías del acero tomadas en la dirección transversal y longitudinal mostrando la orientación de las inclusiones.

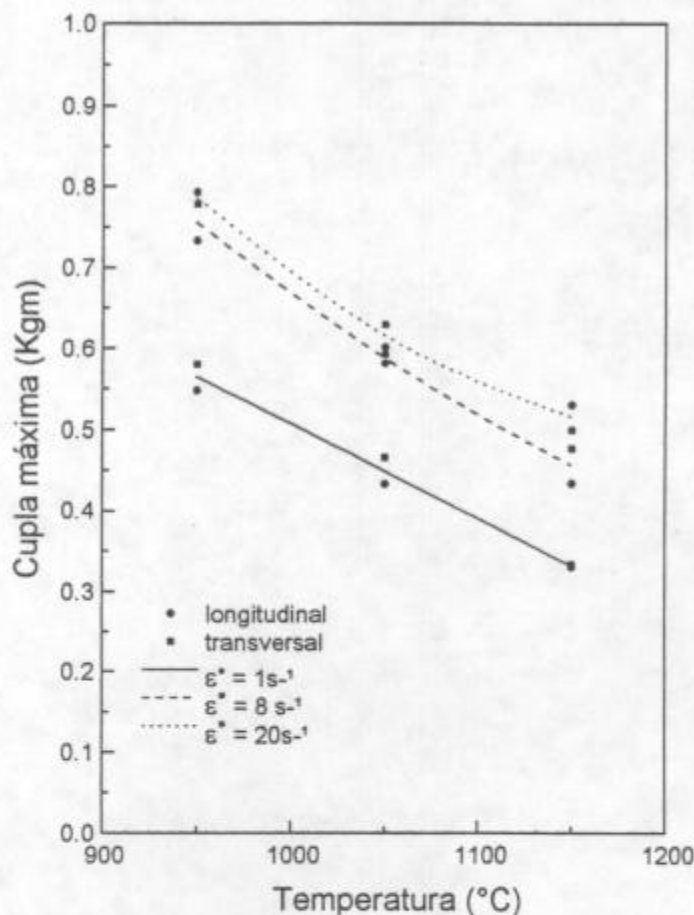


Fig. 3.62. Variación de la cupla máxima (Γ_{\max}), con la temperatura de ensayo de torsión, para las dos direcciones evaluadas, a velocidades de deformación de 1 s^{-1} , 8 s^{-1} y 20 s^{-1} . Acero SAE 1010.

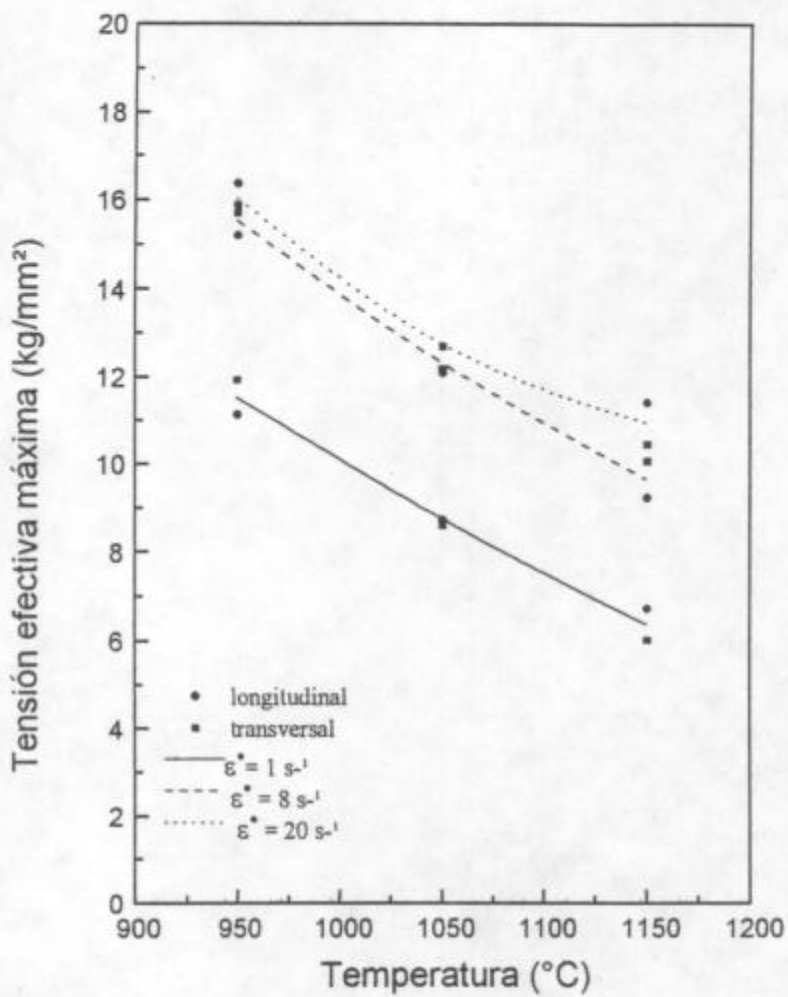
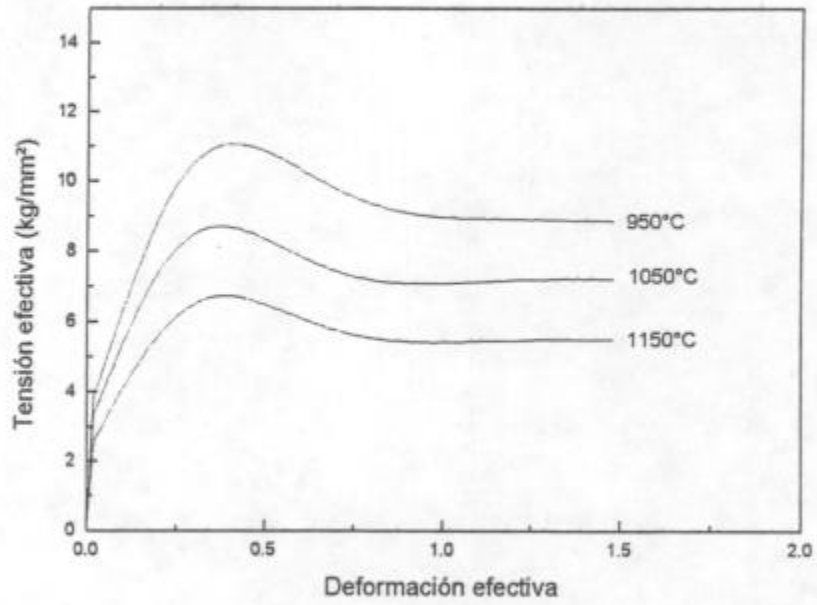
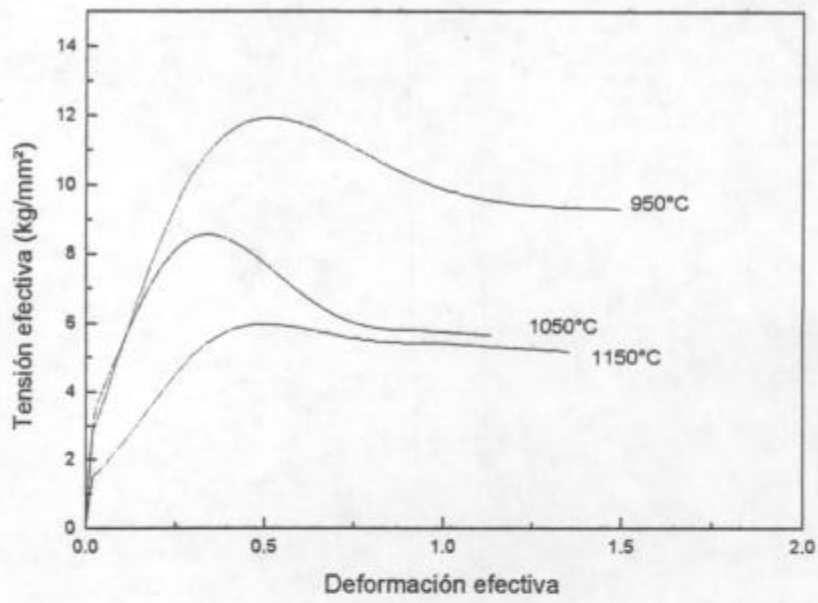


Fig. 3.63. Variación de la tensión efectiva máxima (σ_{max}), con la temperatura de ensayo de torsión para las dos direcciones evaluadas, a velocidades de deformación de 1 s^{-1} , 8 s^{-1} y 20 s^{-1} . Acero SAE 1010.

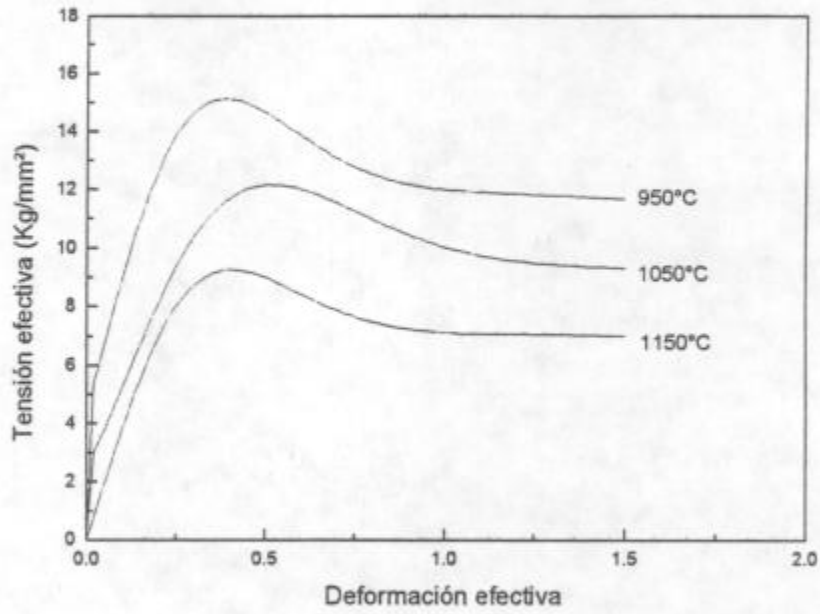


(a) Longitudinal

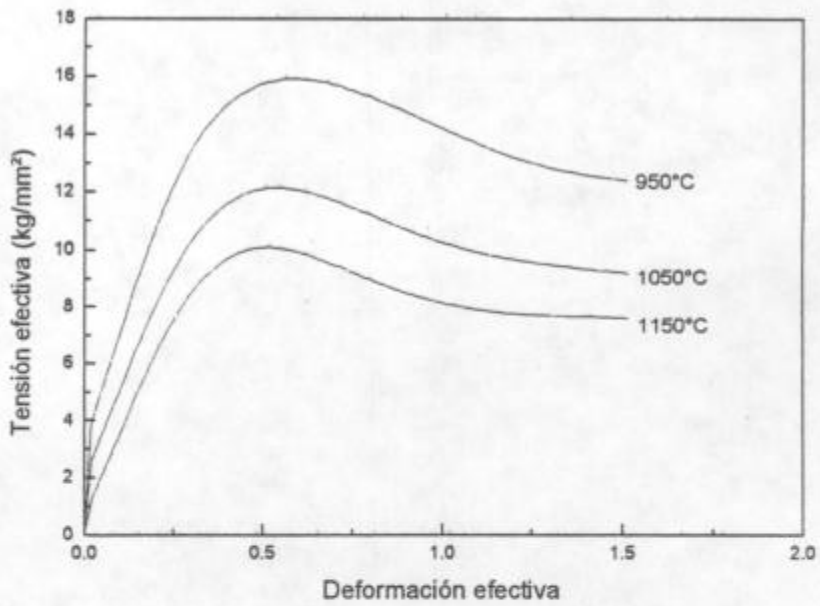


(b) Transversal

Fig. 3.64. Curva tensión efectiva - deformación efectiva, para las dos direcciones de ensayo a una velocidad de deformación de 1 s^{-1} . Acero SAE 1010.

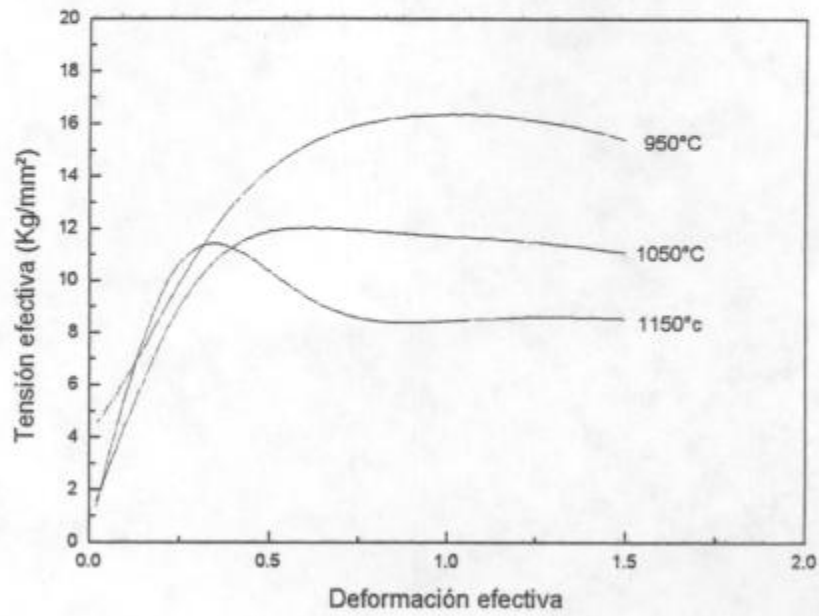


(a) Longitudinal

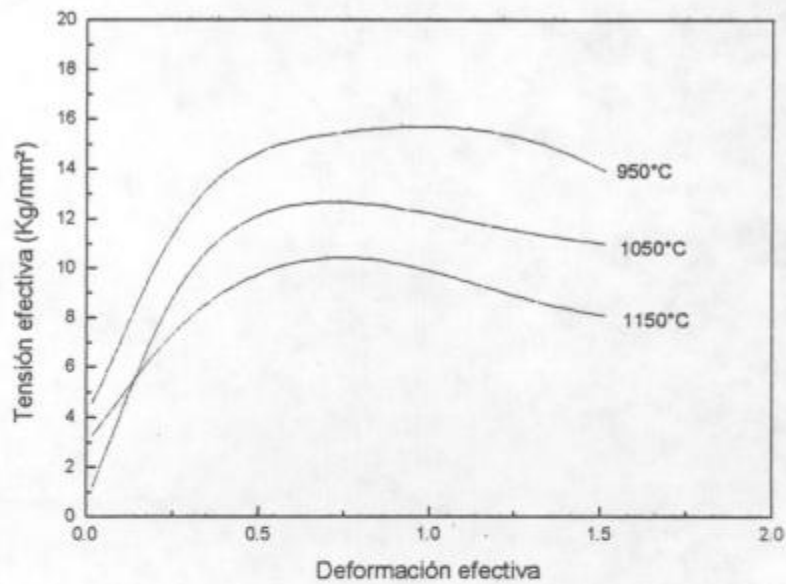


(b) Transversal

Fig. 3.65. Curva tensión efectiva - deformación efectiva, para las dos direcciones de ensayo a una velocidad de deformación de 8 s^{-1} . Acero SAE 1010.

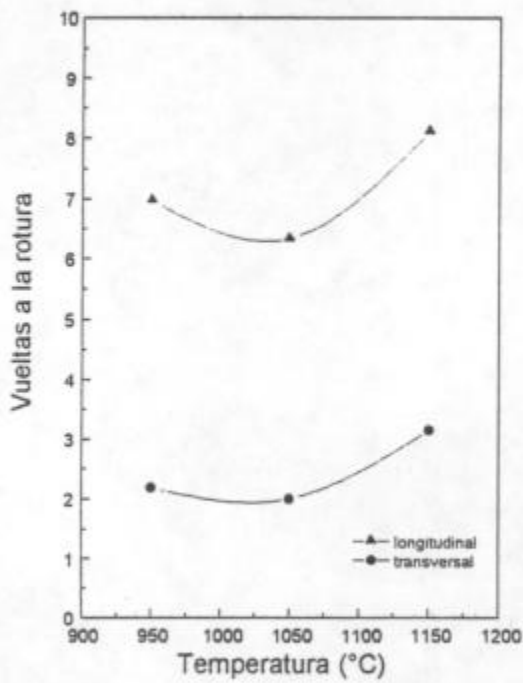


(a) Longitudinal

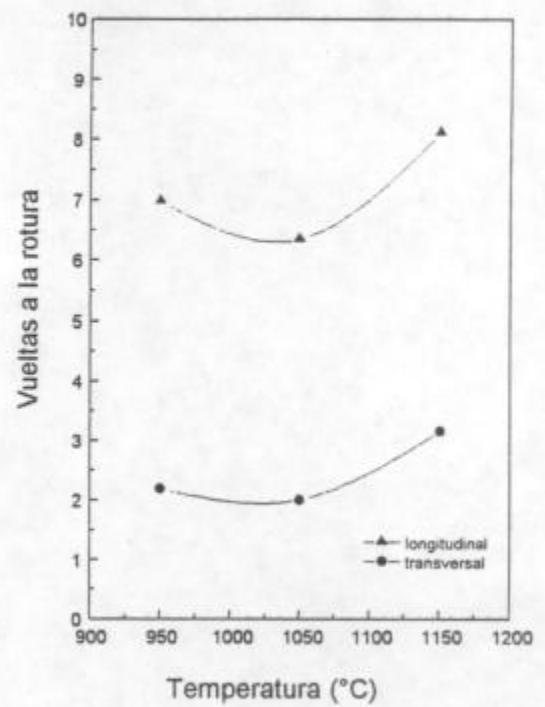


(b) Transversal

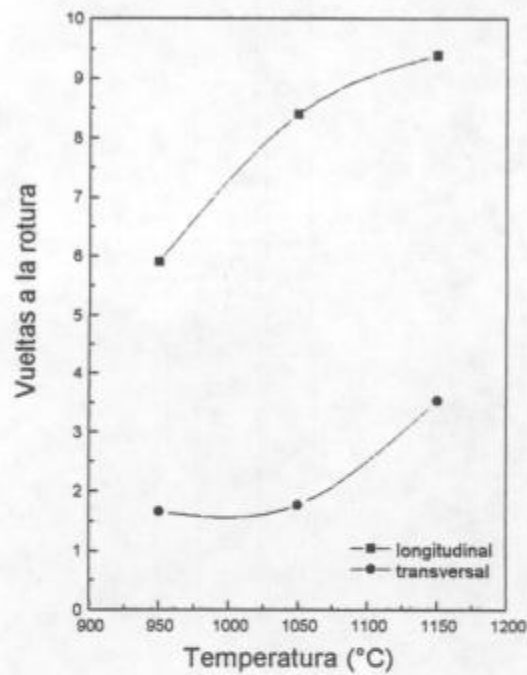
Fig. 3.66. Curva tensión efectiva - deformación efectiva, para las dos direcciones de ensayo a una velocidad de deformación de 20 s^{-1} . Acero SAE 1010.



(a) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

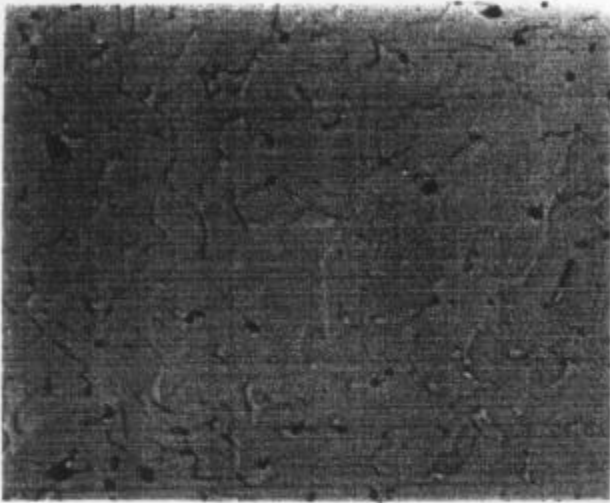


(b) $\dot{\epsilon} = 8 \text{ s}^{-1}$

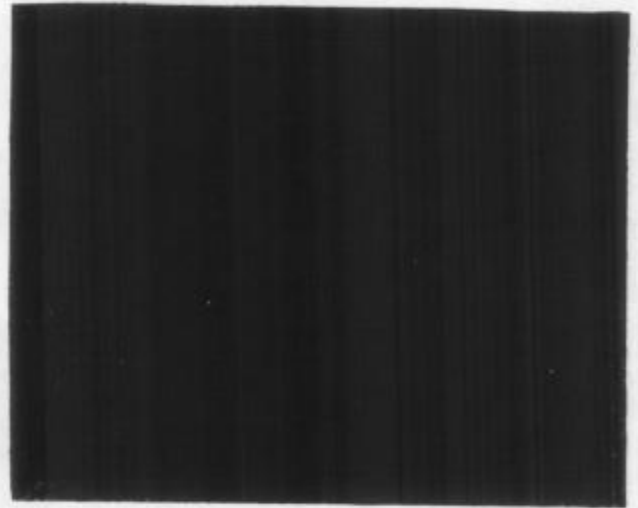


(c) $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$

Fig. 3.67. Curvas de ductilidad en caliente para el acero SAE 1010, a diferentes velocidades de deformación.

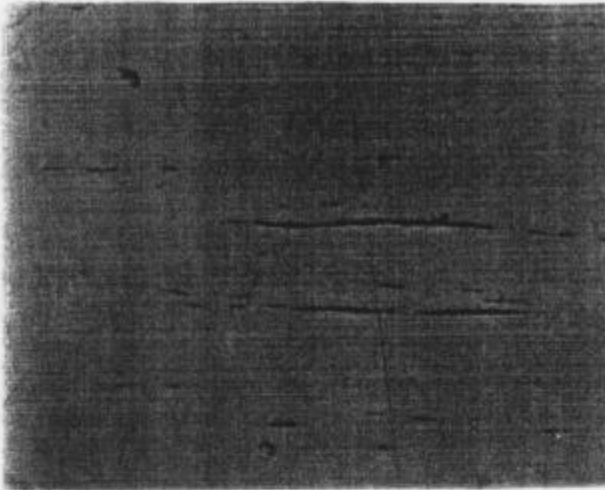


Sin ataque químico (100X)

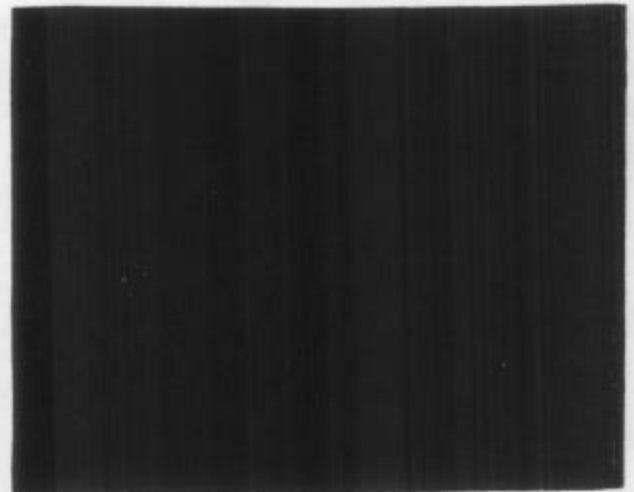


Atacado con picral al 4% (200X)

(a) Plano transversal



Sin ataque químico (100X)



Atacado con picral al 4% (200X)

(b) Plano longitudinal

Fig. 3.68. Acero SAE 1010 en el estado inicial. Se aprecia las inclusiones alargadas en la dirección del laminado.

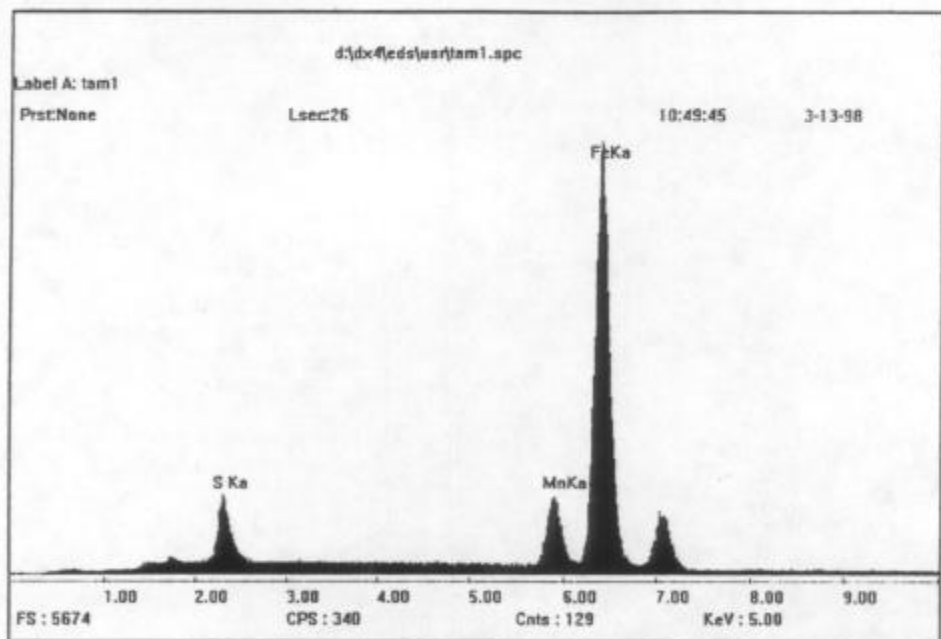


Fig. 3.69. Análisis mediante EDAX de la inclusión alargada en el plano longitudinal, de la fig. 3.68. El alto contenido de Fe respecto al azufre y manganeso, sugiere que se trata de una inclusión de eutéctico ternario SMn - MnO - Fe.

3.4.6. Discusión de resultados

Las pruebas de torsión en caliente realizadas con el acero SAE 1010, muestran que la dirección del ensayo no influye en la tensión efectiva máxima (tensión pico), para las distintas temperaturas y velocidades de deformación evaluadas (fig. 3.63). Similar comportamiento fue observado por Mintz y Mohamed (ref. 46) en ensayos de tracción en caliente, en el rango de temperaturas de 600 a 1100° C, realizados en un acero de fácil mecanizado de alto azufre.

Esto lleva a inducir que el material presentaría la misma resistencia a la deformación tanto en la dirección longitudinal de laminado, como en la dirección transversal (ensanchamiento), a su vez permite comprender, porqué las fórmulas comúnmente usadas para el cálculo del ensanchamiento en caliente de los aceros, sólo incluyen en sus modelos matemáticos factores geométricos y de fricción; mientras que, únicamente tienen en cuenta la resistencia del material (mediante un coeficiente) cuando es diferente el tipo de acero laminado.

Si bien, la orientación de las inclusiones no afecta la resistencia del material, sí influye en forma decisiva en su ductilidad. Muestras ensayadas en la dirección longitudinal tienen una ductilidad superior a aquellas ensayadas en la dirección transversal (fig. 3.67), este comportamiento es muy similar a la ductilidad observada a temperatura ambiente para estas direcciones (refs. 48 y 49).

Las inclusiones alargadas no solo actúan como regiones de debilitamiento sino, dependiendo de su forma relativa a la dirección del ensayo, también actúan como concentrador de tensiones de una manera similar a una fisura. La concentración de tensiones asociada con las inclusiones alargadas, es generalmente considerada ser proporcional a la **relación entre los ejes normal y paralelo (de la inclusión) al eje de tensión** (ref. 46). De esta forma cuando la plancha es ensayada en dirección de la laminación, la concentración de tensiones es muy baja, pero incrementa en ensayos en la dirección transversal.

Las inclusiones actúan como concentradores de tensiones en pleno crecimiento hasta que las interfases matriz/inclusión comienzan a romperse, produciéndose el despegue, que se puede ver en la fig. 3.70 (Probeta de torsión ensayada en la dirección transversal de laminado). Las cavidades formadas de esta manera, crecen también como consecuencia de las tensiones de corte, abriendo un hueco en torno a una inclusión de SMn-MnO-Fe (fig. 3.71). En este caso la temperatura relativamente baja juega a favor de la fractura, ya que los mecanismos de relajación de tensiones térmicamente activados se darán en menor medida

Además, una vez que la fisura ha sido formada, la propagación de ella sería mucho más fácil a lo largo de la interfase débil inclusión/limite de grano, y es lo que estaría aconteciendo cuando la inclusión es perpendicular a la tensión aplicada. Esto probablemente explica la baja ductilidad en las probetas ensayadas en la dirección transversal al laminado.

En las probetas ensayadas en la dirección longitudinal se observó además, que a medida que la ductilidad aumentaba al aumentar la temperatura, se reducía el número de "**dimples**" en la superficie de fractura y aumentaba el tamaño de los mismos (fig. 3.72 y 3.73). La explicación de este comportamiento surge del hecho de que el endurecimiento disminuye con el aumento de la temperatura. Esto hace que cuanto mayor sea la temperatura, el número de inclusiones en condiciones de nuclear huecos sea menor para una dada deformación ya que el nivel de tensiones será menor, Un incremento de la deformación hará crecer los huecos ya formados y formará nuevos. Un coeficiente de endurecimiento menor (a mayor temperatura) tendrá por efecto que para un dado incremento de deformación, los huecos ya formados crezcan en mayor medida y que los huecos nuevos que se sumen sean menor. El resultado final es el observado, los huecos en el momento de la fractura son menores y más grandes a altas temperaturas que a bajas temperaturas.

Si bien es cierto que la recristalización dinámica es esencial para una buena ductilidad, esta por sí sola, no es suficiente. Como se observa en los ensayos realizados, la ductilidad mínima se obtiene en las probetas a 950° C, sin embargo todas ellas presentan recristalización dinámica. Estudios realizados por Crowther (mencionado en la ref. 46) ha mostrado que los límites de grano deben estar moviéndose suficientemente rápido para prevenir que ocurra el enlace de las fisuras. Y esto, dependiendo de la velocidad de deformación, se requieren temperaturas en exceso, a la necesaria para producir recristalización dinámica, para poder aislar las fisuras en los límites de grano y producir una buena ductilidad.

Una conclusión que puede extraerse de la fig. 3.67 es que la dependencia de la ductilidad con la temperatura se hace menor cuando mayor es la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}^*=20 \text{ s}^{-1}$), para las pruebas realizadas con probetas cortadas longitudinalmente. Esta tendencia se mantiene en las curvas de ductilidad dadas por el ensayo de tracción rápida en caliente, realizadas con

este tipo de acero (ref. 50), lo que sugiere que este efecto es independiente del estado tensional. La explicación para esto podría relacionarse con el hecho de que cuanto mayor sea la velocidad de deformación, menor será el tiempo que tendrá la temperatura para ejercer su influencia a través de los fenómenos térmicamente activados como la fisuración en los límites de grano en el caso de torsión. Al menor tiempo que tiene la temperatura para influir en el proceso de fractura, menor será la diferencia resultante entre dos temperaturas distintas. El ligero incremento de la ductilidad con el aumento de la velocidad de deformación, puede atribuirse a que el incremento de la velocidad de deformación, origina un incremento en la velocidad de migración de los límites de grano lo cual hace más dificultoso el enlace de las fisuras (ref. 46).

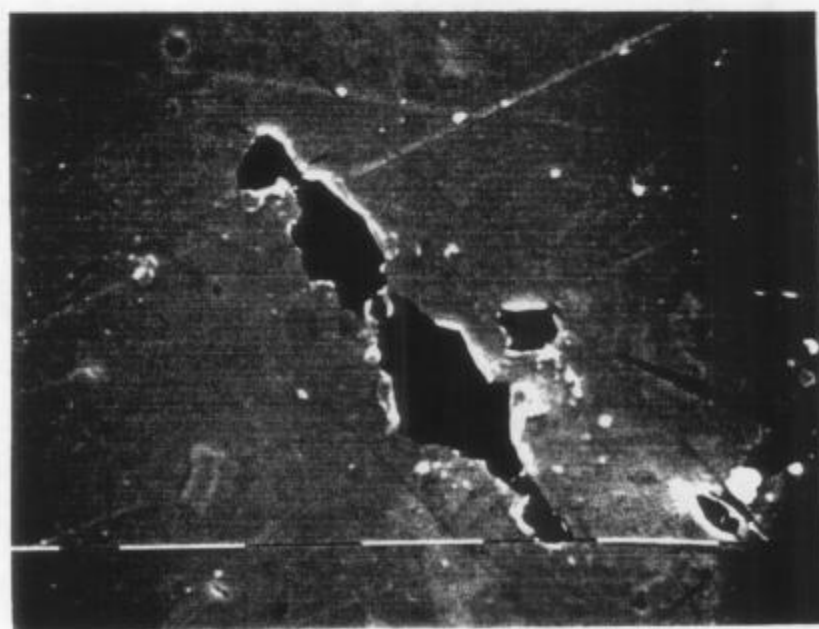


Fig. 3.70. Crecimiento de un hueco en torno a una inclusión SMn-Mn-Fe en el acero SAE 1010. Superficie transversal de una probeta ensayada en la dirección transversal de laminada, $T\text{ }^{\circ}\text{C}=950^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=8\text{ s}^{-1}$, (1600X).

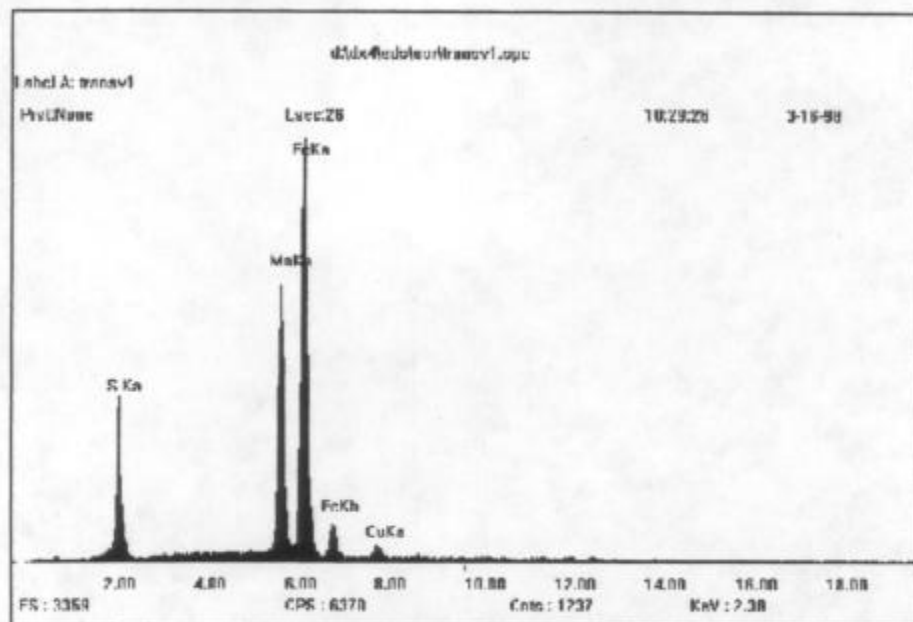


Fig. 3.71. Análisis mediante EDAX de la inclusión de la fig. 3.70. Se puede concluir del mismo que se trata una inclusión de eutéctico ternario SMn-MnO-Fe.

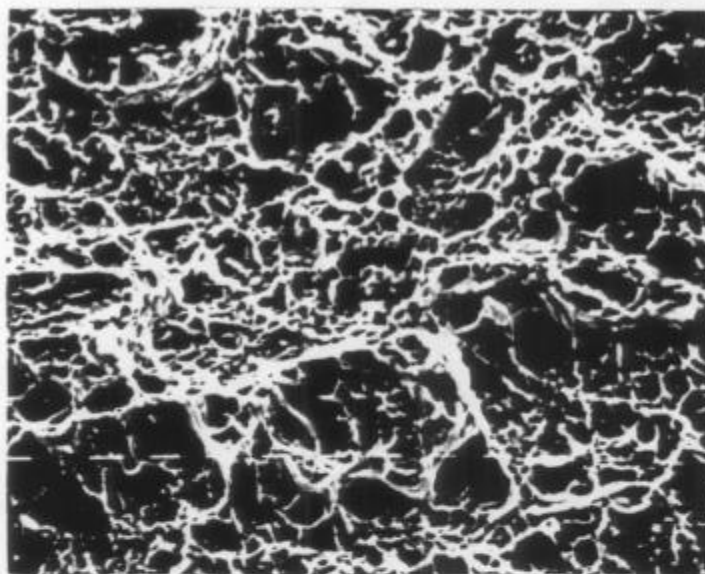


Fig. 3.72. Superficie de fractura correspondiente a una probeta de torsión ensayada en la dirección longitudinal. La probeta fue fracturada a una $\dot{\epsilon}^* = 8 \text{ s}^{-1}$, $T = 950^\circ\text{C}$. Se puede apreciar la pequeñez de los "dimples", (400X).

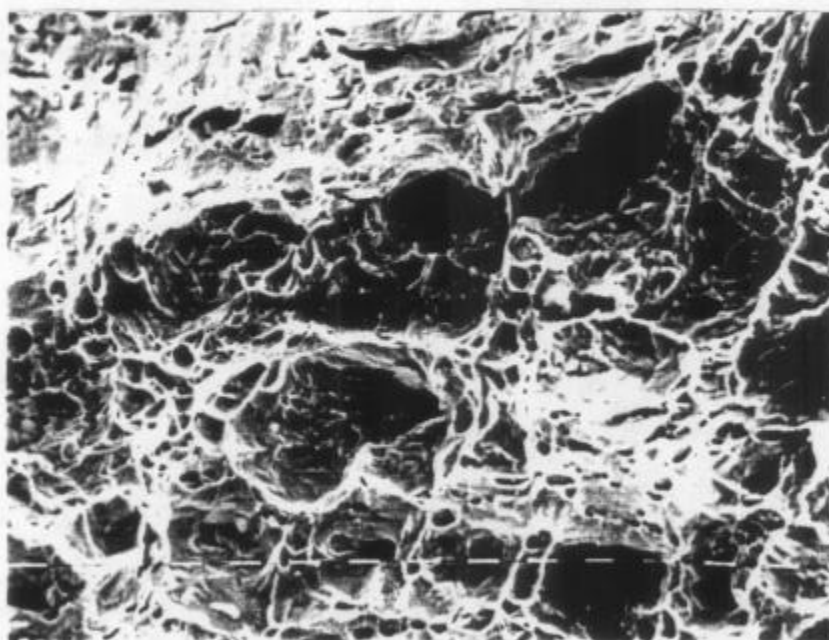


Fig. 3.73. Superficie de fractura correspondiente a una probeta de torsión ensayada en la dirección longitudinal. La probeta fue fracturada a una $\dot{\epsilon} = 8 \text{ s}^{-1}$, $T = 1150^\circ\text{C}$. Se puede apreciar huecos grandes interconectados, (400X).

CAPITULO 4

CONCLUSIONES

De la totalidad de ensayos experimentales realizados en el estudio del ensanchamiento durante la laminación, se establece las siguientes conclusiones:

- Los factores influyentes en el ensanchamiento son numerosos y difíciles de definirlos en su totalidad mediante un modelo matemático. De la comparación realizada en este estudio se puede establecerse que, dentro de las múltiples fórmulas de uso industrial conocidas para el acero, las fórmulas de Roux y Shinokura-Takai permiten predecir el ensanchamiento, durante el laminado en caliente, con bastante precisión.
- El ensayo de compresión de anillos se presenta como un método apropiado para cuantificar la fricción en procesos de conformado plástico. Su aplicación realizada en estos tres materiales, muestra que el comportamiento de la fricción con la temperatura es característico de cada material, siendo de fundamental importancia su determinación para el estudio del ensanchamiento.
- Una ampliación de los modelos, usados para el acero, al laminado en caliente del aluminio y cobre, determina que haciendo uso de un factor de corrección de 0.77 para el aluminio y 1.6 para el cobre así como de los coeficientes de fricción, el modelo propuesto por Tselikov predice los valores experimentales obtenidos.
- Aspectos metalúrgicos como el fibrado mecánico y tamaño de grano tienen señalada importancia sobre el ensanchamiento en el laminado en frío, mientras que en el laminado en caliente su efecto es mínimo. En el laminado en caliente del acero, la orientación de las inclusiones no afecta la resistencia en el flujo plástico, no obstante, influye en forma decisiva en su ductilidad.
- Estudios teóricos, experimentales y simulados de la fricción durante la deformación plástica, permitirían profundizar el análisis geométrico y metalúrgico del ensanchamiento, particularmente en aleaciones especiales (Ti, Co, Cr) y de uso nuclear (Zry-4), marcando un camino para el desarrollo de calibrados de estos materiales.
- En tanto no exista una solución teórica, en el campo de la plasticidad, que sea aplicable para la predicción del ensanchamiento en los diferentes calibrados, los modelos empíricos seguirán siendo de importancia práctica en la tecnología de la laminación.

BIBLIOGRAFIA

1. G. Dieter. "Mechanical Metallurgy". Third Edition, McGraw-Hill, 1986.
2. Z. Wusatowski. "Fundamental of Rolling". Pergamon Press, New York, 1969.
3. A. Tselikov. "Stress and Strain in Metal Rolling". Mir Publishers, Moscow, 1967.
4. W. Trinks. "Fundamentos de la Laminación". Editorial Interciencia, Madrid, 1965.
5. K. Burtsev. "Rolling Practice". Mir Publishers, Moscow, 1973.
6. "Forming and Forging". Metals Handbook, Vol. 14, 9th Edition, American Society for Metals, 1985.
7. R. Beynon. "Roll Design and Mill Layout". Published by the Association of Iron & Steel Engineers, Pittsburg, 1956.
8. E. Brayshaw. "Rolls and Rolling". Peoria, April, 1958.
9. D. Kosak. "Curso de Calibrado de Cilindros". Instituto Argentino de Siderurgia, 1976.
10. K. Kennedy, T. Altan and G. Lahoti. "Computer Aided Analysis of Metal Flow Stresses and Roll Pass Design in Rod Rolling". Iron And Steel Engineer, June 1983, p.50-54.
11. P. Mauk and R. Kopp. "Spread Under Hot Rolling". in German, Der Kalibreur, No. 37, 1982, p.3-68.
12. F. Riedel. "Das Berechnen der Breitung beim Walzen". Stahl und Eisen, No. 52, 1936, p.1551-1555.
13. J. Roux. "Etude sur le Phenomene de L'élargissement dans les Laminoirs". Revue de Metallurgie. No 6, 1939, p.257-270.
14. N. Marini. "Nuova Teoria sulla Laminazione". La Metallurgia Italiana. 1941, p. 292-309.
15. L. Sparling: "Formula for Spread in Hot Flat Rolling," Proc. Inst. Mech. Engrs., vol. 175, 1961, p.604-611.
16. El Kalay, A. K. E. H. A. and L. Sparling. "Factors Affecting Friction and Their Effect upon Load, Torque and Spread in Hot Flat Rolling". Journal of the Iron And Steel Institute, February 1968, Vol. 206, p.152-163.
17. A. Helmi and J. Alexander. "Geometric Factors Affecting Spread in Hot Flat Rolling of Steel". Journal of the Iron and Steel Institute, November, 1968, p.1110-1117.
18. A. Helmi and J. Alexander. "Geometric Factors Affecting Roll Force and Torque in the Hot Flat Rolling of Steel". Journal of the Iron and Steel Institute, September, 1969, p.1219-1231.

19. J. Roux. "Calculs de L'élargissement Δl pris par une Barre Pendant une Passe de Laminage à Chaud et du Volume de Métal Débité par une Passe de Laminage". C.I.T. No 12, 1964, p.2701-2727.
20. T. Shinokura and K. Takai. "A new method for calculating spread in rod rolling". Journal Applied Metalworking, Vol. 2, No. 2, 1982, p. 94-99.
21. A. Male and G. Cockcroft. "A Method for the Determination of the Coefficient of Friction of Metals under Conditions of Bulk Plastic Deformation". Journal of the Institute of Metal, vol.93, 1964-1965, p. 38-46.
22. A. Male. "The Effect of Temperature on the Frictional Behaviour of various Metals during Mechanical Working". Journal of the Institute of Metal, vol.93, 1964-1965, p. 489-494.
23. R. Villanueva. "Representación Gráfica de Fórmulas para Determinar el Ensanchamiento en el Laminado en Caliente del Acero". ILAFA, Mayo, 1968.
24. L. Moses. "Mathematical Aids to Determine Spread and Reduction Rates in Rolling". Iron and Steel Engineer, Yearly Proceedings, 1959, p.929-941.
25. K. Rytel and Ludyga. "Comparing Spread Formulas with Trial Results". in German, Der Kalibreur, No. 38, 1983, p.67-84.
26. L. Moses. "A Report of Rolling Experiences". Iron and Steel Engineer, January, 1951, p.3-11.
27. E. Niemtsoff, E. Pittaluga y E. Rezza. "Calibrados para Redondos". Siderurgia, N° 4, Abril 1975, p. 59-81.
28. Y. Saito, M. Moriga and K. Kato. "Calculation of Spread and Elongation of Bars in Rolling Pass Sequences, Square-Oval, Square-Diamond and Round-Oval". Journal Iron and Steel Institute Of Japan, vol. 63, No. 12, 1976, p. 1819-1827.
29. R. Hill. "A General Method of Analysis for Metal - Working Processes". Journal Mechanical Physical Solids, vol. 11, 1926, p.305-326.
30. K. Mori and K. Osakada. "Simulation of Three Dimensional Deformation in Rolling by the Finite Element Method". International Journal Mechanical Science, Vol. 26, 1984 p. 515-525.
31. C. Liu, P. Hartley, C. Sturgess and G. Rowe. "Finite Element Modelling of Deformation and Spread in Slab Rolling". International Journal Mechanical Science, Vol. 29, 1987 p. 271-283.

32. M. Kiuchi and J. Yanagimoto. "Computer Aided Simulation of Universal Rolling Processes". ISIJ International, Vol. 30, 1990 p. 142-149.
33. L. Iurman, C. Martínez y A. Sáenz. "Introducción al Trabajado Mecánico". Sexto Curso Panamericano de Metalurgia, Buenos Aires, Argentina, 1970.
34. J. Beese. "Ratio of Lateral Strain to Thickness Strain during Hot Rolling of Steel Slabs". Journal of the Iron and Steel Institute, June 1972, p.433-436
35. R. Tylecote. "The Adherence of Oxide Scales on Copper". Journal Institute Metals, 1950-51, Vol. 78, p.301-326.
36. K. Sevenler, P. Raghupathi and T. Altan. "Spread and Buiging in Bar and Rod Rolling using Flat Rolls. Iron and Steel Engineer, March 1986, p. 57-62.
37. G. San Martín y H. Galicer. "Cálculo de la Fuerza Separatriz en la Laminación Plana". Información Tecnológica. Vol. 8, N° 4, 1997, p. 67-73.
38. Pawelski , W. Rasp, and C. Hoerster. "The Ring Compression Test as Simulation Test for the Investigation of Friction in Hot metal Forming". Steel Research, N° 9, 1989, p. 395-492.
39. A. Dellavia, A. Bugini, E. Gentili and R. Pacagnella. " Stress Strain Curves and Friction Evaluation from Ring Test". Metallurgia and Metal Forming, October, 1977, p. 442-446.
40. G. San Martín, D. Anello, L. Roberti. "Determinación del Coeficiente de Fricción entre Zircaloy-4 y Acero". CONAMET, IBEROMET IV, Santiago, Chile, 1996, p1621-1630.
41. J. Danckert, and T. Wanheim. "Analysis of the Ring Test Method for the Evaluation of Frictional Stresses in Bulk Metal Forming Processes". Annals of the CIRP, Vol. 37, p. 1, 1988, p. .
42. B. Avitzur. "Metal Forming: Processes and Analysis". McGraw-Hill Inc., New York, 1968.
43. E. Thomsen "Some Aspect of Plasticity Applied to Metal Forming". Cuarto Curso Panamericano de Metalurgia, Buenos Aires, Argentina, 1968.
44. G. San Martín. "Aplicación del Ensayo de Torsión en Caliente a la Simulación del Proceso de Deformación en Caliente". Tesis de Licenciatura, FCEN – UBA, 1991.
45. J. Urcola y M Fuentes. " Deformación en Caliente: Cambios Microestructurales durante y después de la Deformación, I Parte: Principios fundamentales". Rev. Metal. CENIM, 1981, Vol. 17, N° 1, p. 263-267.

46. B. Mintz and Z. Mohamed. "Influence of Test Direction on Hot Ductility of Austenite". *Materials Science and Technology*, October 1988, Vol. 4, p. 895-902.
47. G. Merlone y S. Nuñez. "Atlas de Trabajabilidad en Caliente". IAS - CNEA, Buenos Aires, 1994.
48. W. Spitzig. "Effect of Sulfides and Sulfide Morphology on Anisotropy of Tensile Ductility and Toughness of Hot - Rolled C - Mn Steels". *Metallurgical Transactions*, March 1983, Vol. 14A , p. 471-484.
49. Turgay Ertürk. "Anisotropy of Bulk Forming Limits in Hot - Rolled Steel Bars". *Metallurgical Transactions*, May 1981, Vol. 12A , p. 743-748.
50. G. Queipo. "Ductilidad en caliente de aleaciones metálicas a altas velocidades de deformación". Tesis de Maestría, Instituto de Tecnología UNSAM - CNEA, 1996.

ANEXO 1

RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE LAMINACION

1.- Resultados de las pruebas de laminación en frío del aluminio

Tabla 1.1. Resultados de la evaluación del efecto de la reducción de altura y de la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del aluminio.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	b_0/h_0	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	30.09	15.10	2	65	15.89	30.42	0.33	1.10
2	30.10	15.10	2	65	19.94	30.64	0.54	1.79
3	30.00	15.07	2	65	24.75	30.87	0.87	2.89
4	30.11	15.09	2	65	30.46	31.31	1.20	3.97
5	30.10	15.05	2	65	34.00	31.58	1.48	4.90
6	15.12	15.20	1	65	16.10	15.54	0.42	2.76
7	15.01	15.12	1	65	19.48	15.58	0.57	3.80
8	15.09	15.11	1	65	25.12	15.96	0.87	5.76
9	15.03	15.06	1	65	29.51	16.15	1.12	7.42
10	15.07	15.09	1	65	35.45	16.83	1.76	11.69

Tabla 1.2. Resultados de la evaluación del efecto del trabajado en frío previo sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del aluminio.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	W_f (previo) (%)	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	8.20	8.23	0	65	45.05	9.67	1.47	17.98
2	8.21	8.20	15	65	45.05	9.26	1.05	12.79
3	8.16	8.21	30	65	45.80	8.98	0.82	10.07
4	8.19	8.20	45	65	45.90	8.77	0.58	7.11

Tabla 1.3. Resultados de la evaluación del efecto del tamaño de grano sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del aluminio.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	Tamaño de Grano (um.)	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	8.23	8.24	60-90	65	30.40	8.84	0.62	7.48
2	8.27	8.28	120-180	65	30.09	9.20	0.93	11.22
3	8.29	8.23	200-300	65	30.35	9.41	1.12	13.46

2.- Resultados de las pruebas de laminación en frío del cobre

Tabla 2.1. Resultados de la evaluación del efecto de la reducción de altura y de la relación b_o/h_o , sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del cobre.

Prueba N°	b_o (mm)	h_o (mm)	b_o/h_o	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	24.04	12.01	2	65	9.90	24.27	0.23	0.95
2	24.04	12.02	2	65	19.70	24.54	0.50	2.06
3	24.00	12.00	2	65	29.70	24.89	0.90	3.71
4	24.01	12.00	2	65	39.70	25.11	1.10	4.58
5	12.06	12.04	1	65	9.50	12.43	0.37	3.10
6	12.04	12.00	1	65	19.36	12.80	0.76	6.33
7	12.06	12.03	1	65	29.40	13.36	1.30	10.78

Tabla 2.2. Resultados de la evaluación del efecto de la reducción de altura sobre el ensanchamiento durante laminados continuados en frío del cobre.

Prueba N°	b_o (mm)	h_o (mm)	b_o/h_o	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	24.02	12.01	2	65	9.90	24.25	0.23	0.97
					19.70	24.42	0.40	1.66
					29.70	24.57	0.55	2.29
					39.70	24.82	0.80	3.35
					49.90	25.05	1.03	4.29
2	12.04	12.03	1	65	9.50	12.40	0.36	3.02
					19.36	12.66	0.62	5.12
					29.40	13.02	0.98	8.11
					40.00	13.39	1.35	11.21

Tabla 2.3. Resultados de la evaluación del efecto del trabajado en frío previo sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del cobre.

Prueba N°	b_o (mm)	h_o (mm)	W_f (previo) (%)	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	8.40	8.40	0	65	29.4	9.36	0.96	11.45
2	8.42	8.40	10	65	29.0	8.88	0.46	5.44
3	8.41	8.40	20	65	29.3	8.77	0.36	4.28
4	8.40	8.42	30	65	29.0	8.73	0.33	3.88

Tabla 2.4. Resultados de la evaluación del efecto del tamaño de grano sobre el ensanchamiento durante el laminado en frío del cobre.

Prueba N°	b_o (mm)	h_o (mm)	Tamaño de Grano (um.)	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	8.31	8.28	65% de 10-20 35% de 30-35	65	29.49	9.63	1.32	15.90
2	8.26	8.25	80% de 35-45 20% de 10-15	65	29.69	9.59	1.39	16.10
3	8.32	8.26	100% de 40-50	65	29.90	9.73	1.41	16.90

3.- Resultados de las pruebas de laminación en caliente del aluminio

Tabla 3.1. Resultados de la evaluación del efecto de la reducción de altura, temperatura y diámetro de los cilindros, sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del aluminio.

Prueba N°	b_o (mm)	h_o (mm)	b_o/h_o	T °C	R (mm)	R_h (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	30.91	15.12	2.04	400	65	15.40	31.46	0.55	1.78
2	30.93	15.00	2.06	400	65	30.00	32.24	1.31	4.23
3	30.87	15.10	2.04	400	65	35.12	32.88	2.01	6.52
4	30.82	14.92	2.06	400	65	44.64	34.86	4.04	13.11
5	30.87	15.24	2.03	450	65	15.67	31.47	0.60	1.94
6	30.99	15.20	2.04	450	65	30.25	32.53	1.54	4.97
7	31.00	15.25	2.03	450	65	35.74	33.28	2.28	7.35
8	30.80	15.10	2.04	450	65	44.97	35.11	4.31	13.99
9	30.90	15.09	2.05	500	65	15.90	31.54	0.64	2.07
10	30.89	15.09	2.05	500	65	30.19	32.68	1.79	5.79
11	31.00	15.06	2.06	500	65	34.93	33.49	2.49	8.03
12	30.84	14.98	2.06	500	65	45.06	35.72	4.88	15.82
13	30.91	15.25	2.03	450	105	14.29	31.85	0.94	3.04
14	30.96	15.05	2.06	450	105	24.52	33.53	2.57	8.30
15	30.95	15.03	2.06	450	105	34.93	36.52	5.57	18.00
16	30.95	15.10	2.05	450	105	45.56	39.61	8.66	27.98
17	30.99	15.06	2.06	400	105	45.09	38.36	7.37	23.78
18	30.98	15.08	2.05	500	105	45.62	42.23	11.25	36.30

4.- Resultados de las pruebas de laminación en caliente del cobre

Tabla 4.1. Resultados de la evaluación del efecto de la reducción de altura, de la relación b_0/h_0 , y la temperatura, sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del cobre.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	b_0/h_0	T °C	R (mm)	R_h (%)	B_r (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	12.07	12.06	1	850	65	16.00	12.95	0.88	7.31
2	12.02	12.04	1	850	65	25.10	13.82	1.80	14.94
3	12.04	12.06	1	850	65	34.82	14.48	2.44	20.28
4	12.02	12.05	1	850	65	45.26	14.91	2.89	24.06
5	24.05	11.96	2	850	65	15.88	24.86	0.81	3.37
6	24.02	11.96	2	850	65	25.00	25.75	1.73	6.75
7	24.00	11.97	2	850	65	33.30	26.49	2.49	10.37
8	24.01	11.95	2	850	65	45.35	27.38	3.37	14.04
9	11.15	11.17	1	650	65	45.50	15.80	4.65	41.74
10	11.16	11.15	1	750	65	44.20	15.48	4.32	38.71
11	11.13	11.15	1	800	65	44.30	15.16	4.03	36.24
12	11.15	11.16	1	850	65	44.60	13.94	2.79	25.04
13	11.20	11.18	1	900	65	46.50	13.61	2.41	17.73

5.- Resultados de las pruebas de laminación en caliente del Acero SAE 1010

Tabla 5.1. Resultados de la evaluación del efecto de la temperatura, sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del Acero SAE 1010.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	Oxido	T °C	R (mm)	R_h (%)	b_r (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	23.38	25.55	Con presencia	900	105	29.87	27.39	4.01	17.15
2	24.33	25.55	Con presencia	950	105	29.79	28.24	3.91	16.07
3	24.30	25.55	Con presencia	1050	105	30.09	27.92	3.62	14.91
4	24.33	25.55	Con presencia	1150	105	30.78	27.54	3.21	13.19
5	23.70	25.55	Sin presencia	900	105	30.34	27.75	4.05	17.11
6	25.40	25.55	Sin presencia	950	105	30.22	29.69	4.28	16.86
7	24.10	25.55	Sin presencia	1050	105	29.97	28.08	3.98	16.50
8	25.38	25.55	Sin presencia	1150	105	30.09	29.50	4.12	16.24

Tabla 5.2. Resultados de la evaluación del efecto de la reducción de altura y la relación b_0/h_0 , sobre el ensanchamiento durante el laminado en caliente del acero SAE 1010.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	b_0/h_0	T °C	R (mm)	R_b (%)	b_f (mm)	Δb (mm)	ϵ_r (%)
1	19.46	25.55	0.76	1150	105	15.07	20.85	1.38	7.09
2	22.28	25.55	0.87	1150	105	15.07	23.72	1.44	6.46
3	26.00	25.55	1.02	1150	105	15.01	27.44	1.44	5.54
4	25.55	25.00	1.02	1150	105	14.80	27.00	1.45	5.67
5	38.60	25.55	1.51	1150	105	15.65	40.15	1.55	4.02
6	51.35	25.55	2.00	1150	105	14.68	52.84	1.49	2.90
7	76.92	25.55	3.01	1150	105	14.30	78.03	1.11	1.44
8	18.92	25.55	0.74	1150	105	23.68	21.41	2.49	13.16
9	25.93	25.55	1.01	1150	105	23.13	28.76	2.83	10.91
10	37.42	25.55	1.46	1150	105	22.74	40.36	2.94	7.86
11	38.65	25.55	1.51	1150	105	22.90	41.54	2.89	7.48
12	49.82	25.55	1.95	1150	105	22.76	52.56	2.74	5.50
13	51.30	25.55	2.00	1150	105	22.50	54.00	2.70	5.26
14	76.55	25.55	3.00	1150	105	22.58	78.90	2.35	3.07
15	18.88	25.55	0.74	1150	105	30.88	22.62	3.74	19.81
16	25.53	25.55	1.00	1150	105	29.16	29.82	4.29	16.80
17	38.93	25.55	1.52	1150	105	30.33	43.77	4.84	12.43
18	50.65	25.55	1.98	1150	105	29.86	54.80	4.15	8.19
19	76.60	25.55	3.00	1150	105	28.92	79.90	3.30	4.31
20	17.92	17.60	1.02	1150	105	30.66	21.30	3.38	18.86
21	24.55	17.76	1.38	1150	105	30.90	28.16	3.61	14.70
22	40.30	17.82	2.26	1150	105	30.96	43.77	3.47	8.61
23	51.51	17.96	2.87	1150	105	30.90	54.81	3.30	6.41
24	77.14	18.08	4.27	1150	105	30.47	80.03	2.89	3.75

Tabla 5.3. Resultados de la evaluación del efecto de la relación b_0/h_0 sobre el abultamiento durante el laminado en caliente del acero SAE 1010.

Prueba N°	b_0 (mm)	h_0 (mm)	b_0/h_0	T °C	R (mm)	R_b (%)	b_f (mm)	b_{fm} (mm)	Abultamiento (%)
1	18.88	25.55	0.74	1150	105	30.88	22.62	19.86	12.20
2	25.53	25.55	1.00	1150	105	29.16	29.82	26.80	10.19
3	17.92	17.60	1.02	1150	105	30.66	21.30	19.00	10.55
4	24.55	17.76	1.38	1150	105	30.90	28.16	26.00	7.67
5	38.93	25.55	1.52	1150	105	30.33	43.77	40.69	7.04
6	50.65	25.55	1.98	1150	105	29.86	54.80	52.00	4.97
7	40.30	17.82	2.26	1150	105	30.96	43.77	41.74	4.64
8	51.51	17.96	2.87	1150	105	30.90	54.81	52.79	3.67
9	76.60	25.55	3.00	1150	105	28.92	79.90	77.33	3.22
10	77.14	18.08	4.27	1150	105	30.47	80.03	78.26	2.54

ANEXO 2

CALCULO DEL ENSANCHAMIENTO OBTENIDO POR LAS DIFERENTES FORMULAS EMPÍRICAS

1.- Resultados de ensanchamientos obtenidos por las diferentes fórmulas empíricas y los reportados experimentalmente para el acero SAE 1010.

Tabla 1.1. Resultados del cálculo del ensanchamiento obtenido con las diferentes fórmulas dadas para el acero y los obtenidos experimentalmente en el acero SAE 1010.

Experimental	Roux	Marini	Geuze	Tafel	Batchinov	Helml	Wusatowski	Riedel	Gubkin	Sander
1.38	1.27	1.33	1.35	0.62	1.27	1.74	1.66	1.63	1.06	1.86
1.44	1.38	1.40	1.35	0.67	1.27	1.70	1.71	1.67	1.06	1.93
1.44	1.48	1.45	1.34	0.72	1.26	1.65	1.74	1.68	1.05	1.98
1.45	1.43	1.41	1.29	0.72	1.23	1.59	1.69	1.62	1.02	1.92
1.55	1.71	1.65	1.40	0.80	1.33	1.66	1.71	1.76	1.12	1.97
1.49	1.48	1.53	1.31	0.76	1.23	1.44	1.34	1.50	1.02	1.53
1.11	1.20	1.41	1.28	0.68	1.18	1.30	0.78	1.27	0.98	0.85
2.49	2.62	2.42	2.12	0.81	2.25	3.63	2.80	3.17	2.07	3.20
2.83	3.01	2.61	2.07	0.93	2.19	3.28	2.87	3.28	2.00	3.34
2.94	3.18	2.74	2.03	0.99	2.14	2.99	2.65	3.23	1.95	3.15
2.89	3.21	2.77	2.05	0.99	2.16	3.01	2.64	3.26	1.97	3.14
2.74	3.08	2.78	2.03	0.97	2.15	2.86	2.25	3.12	1.95	2.69
2.7	3.00	2.74	2.01	0.96	2.12	2.80	2.17	3.04	1.92	2.59
2.35	2.56	2.64	2.02	0.86	2.12	2.65	1.31	2.76	1.93	1.54
3.74	4.09	3.51	2.76	0.97	3.11	5.67	3.93	4.77	3.06	4.55
4.29	4.41	3.59	2.61	1.08	2.90	4.79	3.82	4.71	2.81	4.51
4.84	5.15	4.11	2.71	1.17	3.04	4.69	3.70	5.15	2.98	4.51
4.15	4.83	4.06	2.67	1.12	2.99	4.37	3.07	4.89	2.91	3.78
3.30	3.87	3.70	2.59	0.98	2.88	3.90	1.75	4.20	2.78	2.14
3.38	3.87	3.30	1.89	1.12	2.84	4.01	3.38	4.08	2.73	3.99
3.61	4.26	3.67	1.92	1.19	2.87	3.83	3.49	4.40	2.77	4.23
3.47	3.98	3.88	1.93	1.11	2.88	3.53	2.89	4.37	2.78	3.64
3.30	3.59	3.82	1.94	1.03	2.88	3.41	2.30	4.18	2.78	2.93
2.89	2.80	3.44	1.93	0.88	2.83	3.16	1.16	3.65	2.73	1.47

Tabla 1.2. Resultados del cálculo del ensanchamiento obtenido con las diferentes fórmulas dadas para el acero y los obtenidos experimentalmente para el acero SAE 1010.

Experimental	Hill	Sparling	Scheid	Falk	Siebel	Gelije	Zelikov	Ekelund
1.38	1.00	1.27	0.68	7.14	1.06	0.71	1.47	1.68
1.44	1.07	1.28	0.68	7.63	1.06	0.81	1.50	1.67
1.44	1.13	1.26	0.68	8.23	1.05	0.94	1.50	1.62
1.45	1.09	1.23	0.64	8.06	1.02	0.91	1.46	1.57
1.55	1.30	1.18	0.74	10.26	1.12	1.47	1.47	1.48
1.49	1.13	0.85	0.64	11.42	1.02	1.81	1.14	1.10
1.11	0.83	0.45	0.61	13.77	0.98	2.63	0.73	0.76
2.49	1.84	2.36	1.88	9.08	2.09	1.20	2.52	3.23
2.83	2.11	2.36	1.77	10.49	2.02	1.60	2.63	3.15
2.94	2.34	2.14	1.71	12.48	1.97	2.26	2.57	2.77
2.89	2.37	2.13	1.74	12.73	1.99	2.35	2.58	2.77
2.74	2.40	1.81	1.71	14.40	1.97	3.01	2.36	2.39
2.7	2.35	1.73	1.67	14.52	1.94	3.05	2.28	2.31
2.35	2.07	1.07	1.68	17.77	1.94	4.57	1.76	1.73
3.74	2.69	3.49	3.52	10.66	3.11	1.72	3.39	4.74
4.29	2.95	3.35	3.07	11.96	2.85	2.14	3.47	4.46
4.84	3.72	3.34	3.37	15.14	3.03	3.45	3.77	4.33
4.15	3.81	2.82	3.25	17.10	2.96	4.39	3.50	3.72
3.3	3.38	1.71	3.01	20.62	2.82	6.35	2.67	2.67
3.38	2.90	3.05	2.39	9.49	2.55	1.56	3.23	4.19
3.61	2.88	3.18	2.45	11.19	2.60	2.17	3.52	4.28
3.47	3.36	2.76	2.47	14.37	2.60	3.57	3.46	3.70
3.3	3.38	2.30	2.48	16.25	2.618	4.55	3.15	3.23
2.89	2.87	1.31	2.41	19.74	2.57	6.69	2.33	2.36

2. Resultados del análisis de las fórmulas de Roux y Shinokura – Takai en el calibrado de cilindros de laminación para la fabricación de alambón

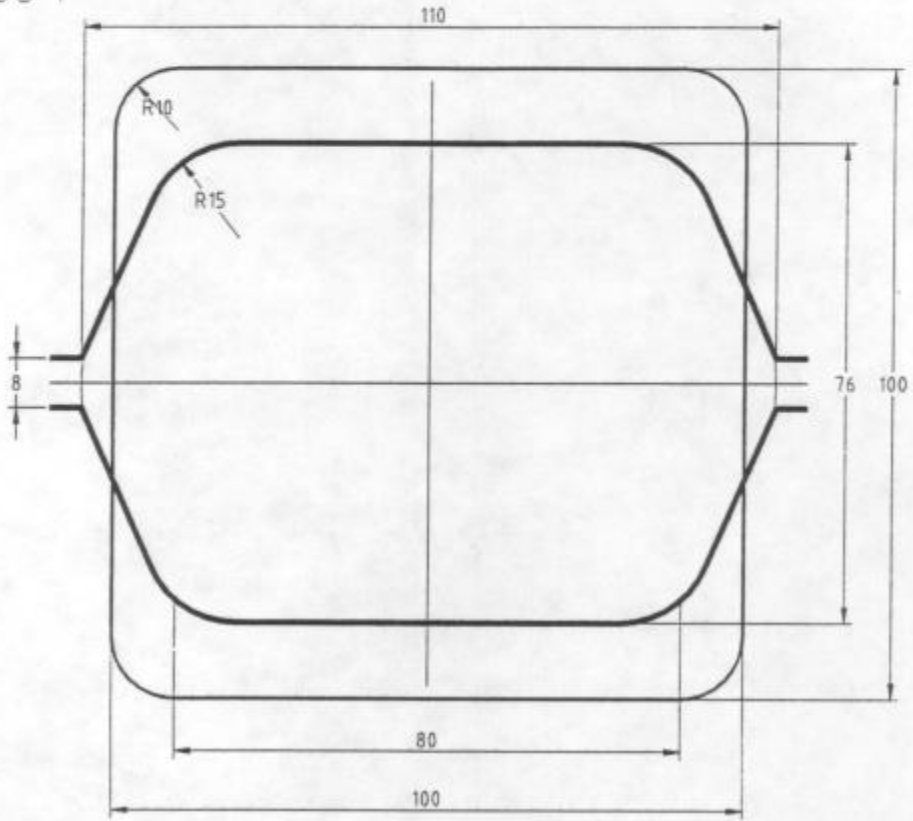
Tabla. 2.1. Resultados del análisis de las fórmulas de ensanchamiento dada por Roux (para laminación plana) y de Shinokura y Takai (para perfiles), en el calibrado de cilindros de laminación para la fabricación de alambón de Ø 5.5 mm.

Nº de caja	A _e (mm ²)	A _s (mm ²)	b _s (mm)	D (mm)	e (mm)	h _{1m} (mm)	h _{2m} (mm)	Dt (mm)	b ₁ Roux (mm)	F _H (mm ²)	F _O (mm ²)	b _r Shinokura (mm)
Caja 1	9914.2	7079.9	100.0	520	8.0	99.1	70.8	457.2	112.6			
	7212.7	5054.8	110.0	520	7.0	68.4	48.0	479.0	122.5			
	5218.3	3012.2	57.0	520	8.0	91.6	52.8	475.2	74.6			
	3288.9	2324.4	58.0	520	7.0	56.7	40.1	480.9	68.2			
	2486.9	1723.7	43.0	520	8.0	57.8	40.1	487.9	52.3			
Caja 2	1849.7	1011.1	44.0	520	7.0	42.0	23.0	504.0	61.9			
	1281.0	684.4	23.0	520	7.0	55.7	29.8	497.2	34.0			
	824.8	490.6	32.7	520	7.0	27.3	16.2	510.8	44.4			
Caja 3	607.6	366.9	17.0	330	7.0	35.7	21.6	505.4	24.4			
	422.4	279.8	23.8	330	4.4	20.5	13.6	320.8	29.9	142.6	447.7	30.6
	361.7	251.6	14.4	330	3.0	26.6	18.5	314.5	18.2	110.1	368.3	19.9
	306.1	161.2	18.0	330	3.7	17.0	8.9	324.7	27.2	144.9	306.0	28.5
	218.7	125.5	9.7	330	2.0	24.0	13.8	318.2	14.3	93.2	222.4	17.0
	167.4	84.8	13.0	330	3.6	12.9	6.5	327.1	21.0	82.6	167.4	22.7
	117.2	68.9	7.0	330	2.5	18.0	10.6	321.9	10.5	48.3	119.4	12.9
	95.2	49.6	9.8	330	2.3	9.7	5.1	327.2	16.0	45.6	95.2	17.9
	65.4	38.4	5.5	330	1.2	13.4	7.8	323.7	8.5	27.0	68.4	9.5
	53.6	33.4	8.4	250	1.2	7.1	4.4	246.8	11.6	20.3	55.5	12.6
	42.4	27.2	4.8	250	1.1	10.4	6.6	244.5	6.9	15.2	45.3	7.3
	38.2	24.5	7.1	250	1.0	6.0	3.8	247.2	9.7	13.7	39.7	10.7
	31.0	20.5	4.2	250	1.0	8.9	5.9	245.1	5.9	10.6	33.5	6.4
	29.1	19.2	6.2	250	1.0	5.3	3.5	247.5	8.3	9.9	30.3	9.3
24.3	16.3	3.8	250	0.7	7.8	5.3	245.4	5.3	7.9	26.2	5.6	

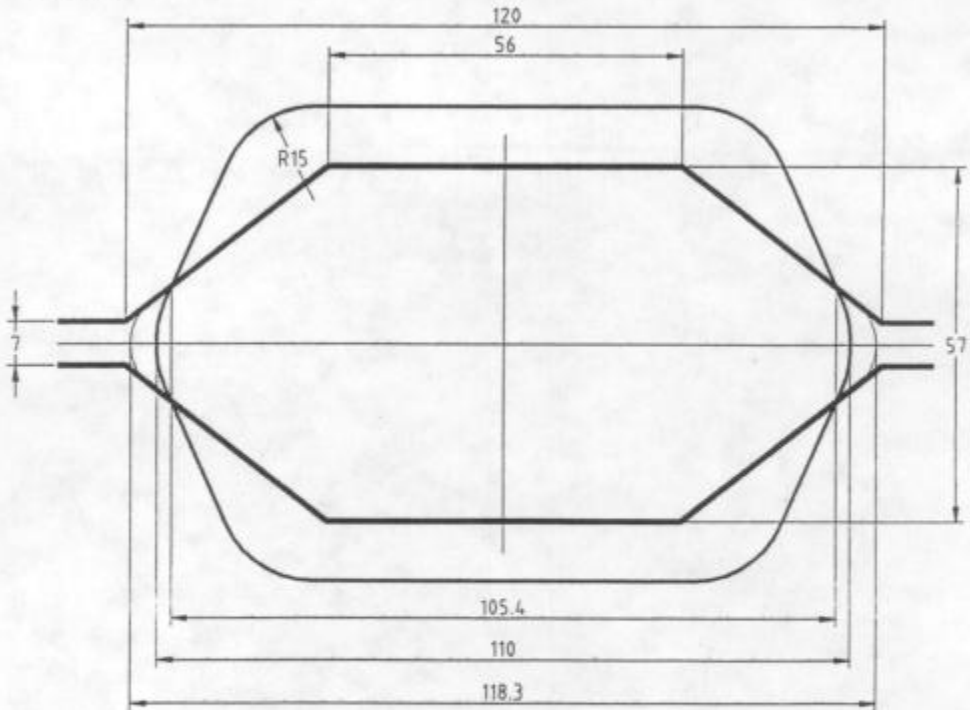
Los datos de áreas (A_e, A_s, F_H y F_O) necesarios para el cálculo del ensanchamiento por medio de estas 2 fórmulas, fueron obtenidos haciendo uso del AUTOCAD 13. En lo que sigue se muestra la geometría de calibración.

TREN - 520 CAJA - 1

PASO 1

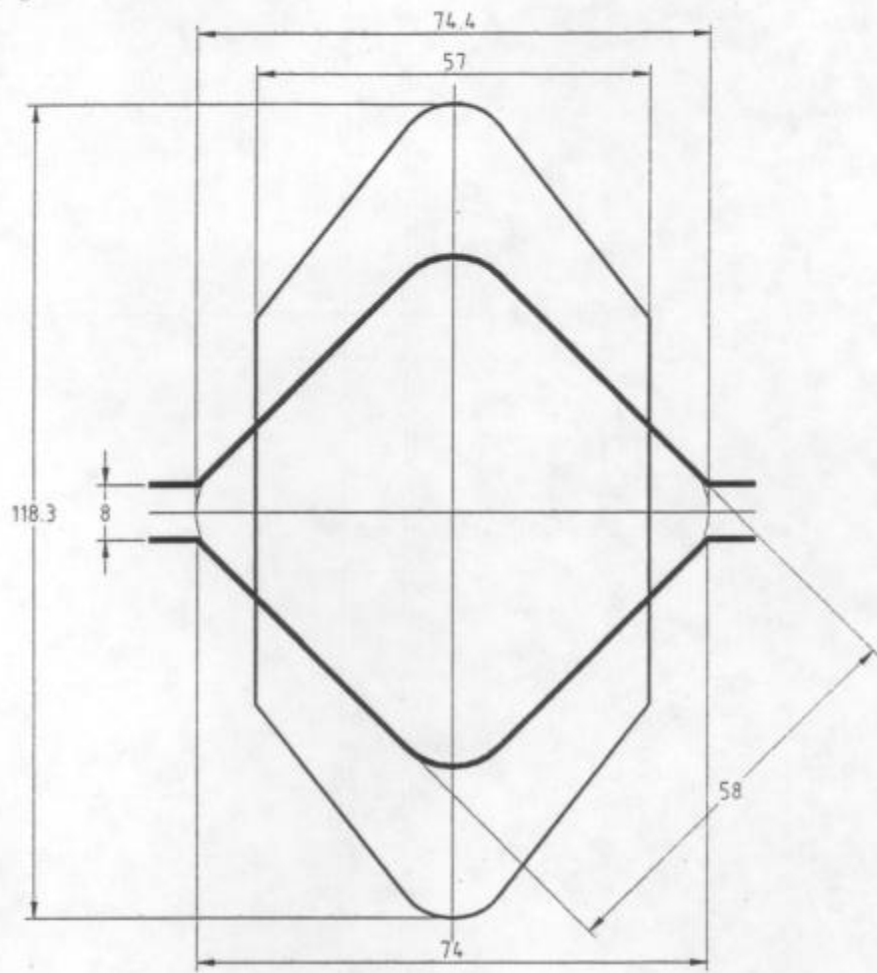


PASO 2

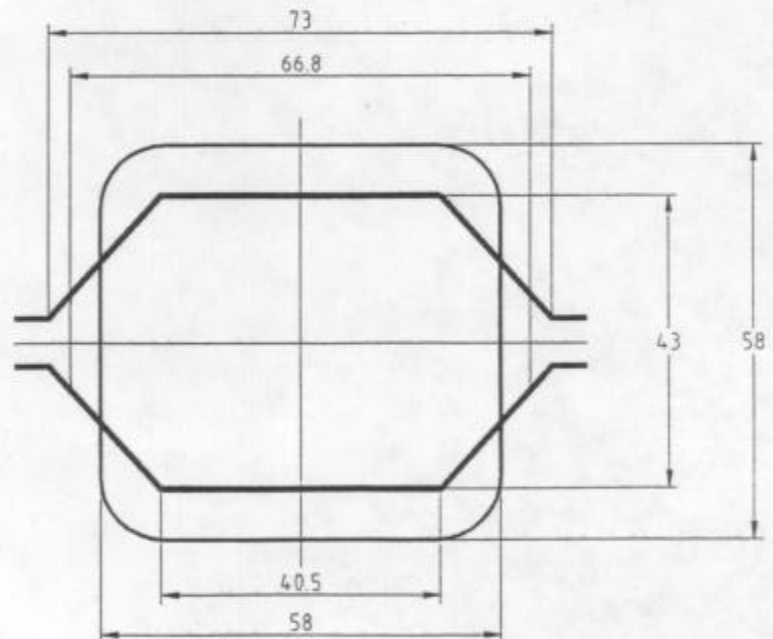


TREN - 520 CAJA - 1

PASO 3

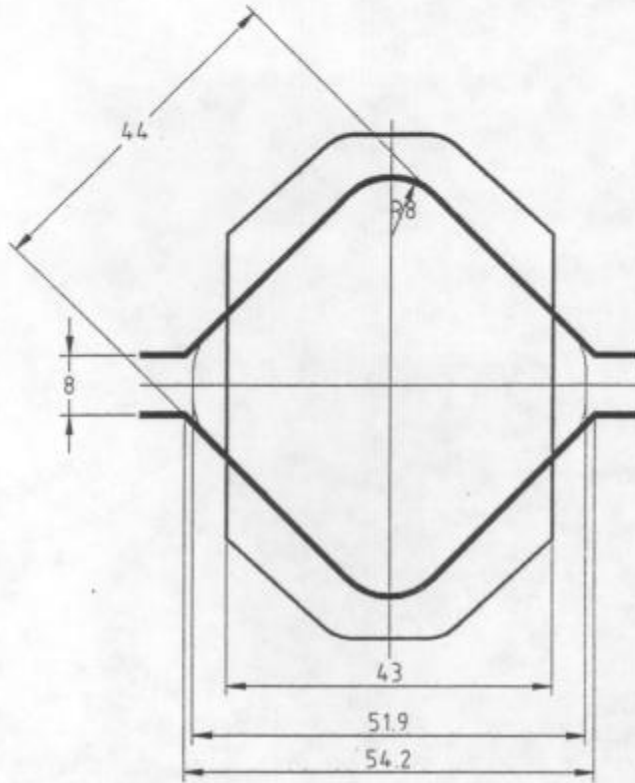


PASO 4

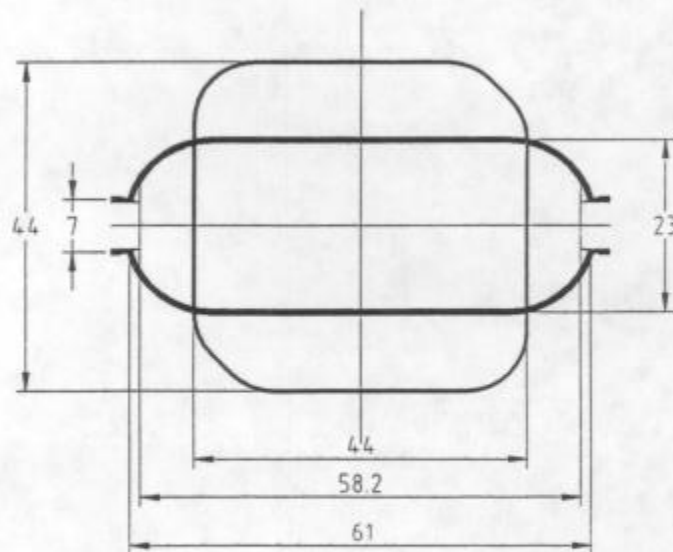


TREN - 520 CAJA - 1

PASO 5

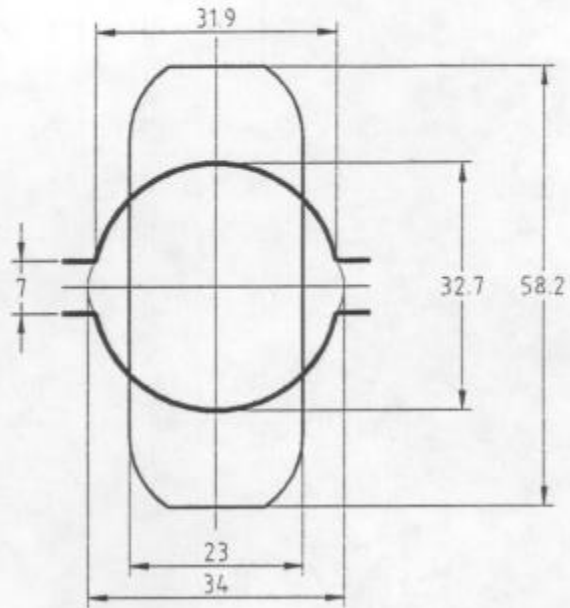


PASO 6

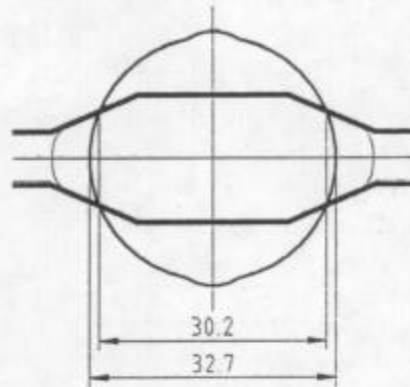


TREN - 520 CAJA - 2

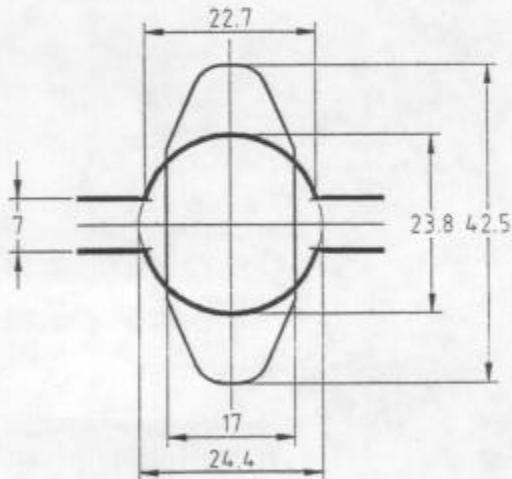
PASO 1



PASO 2

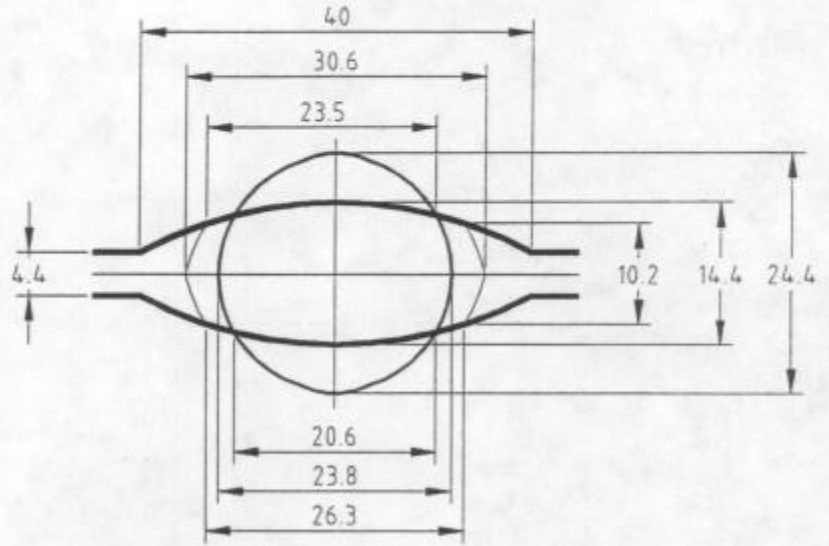


PASO 3

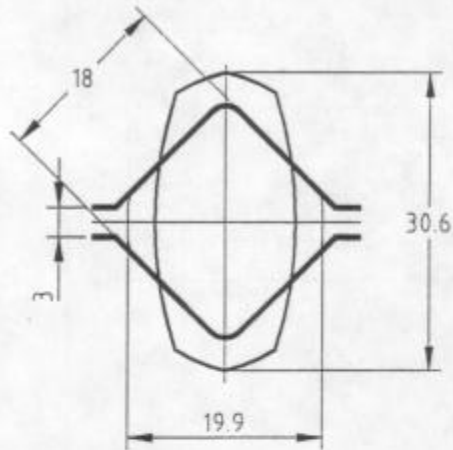


TREN - 330

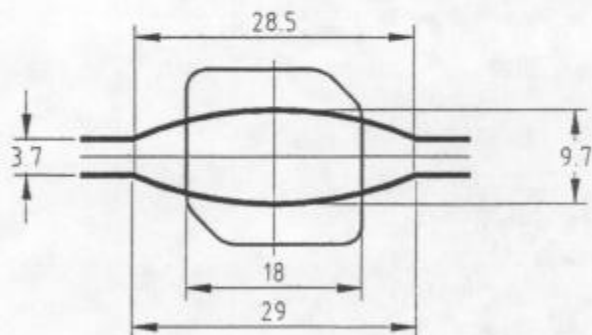
CAJA 3



CAJA 4

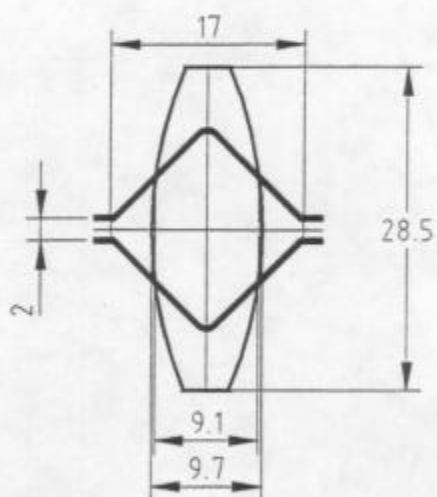


CAJA 5

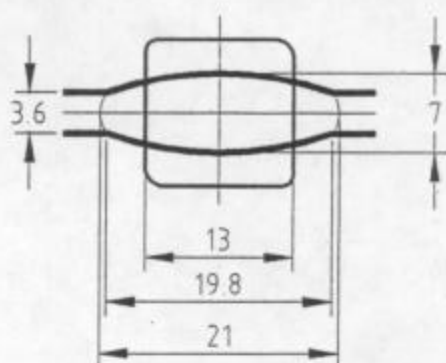


TREN - 330

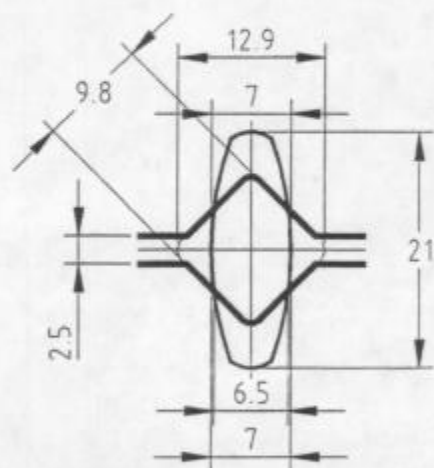
CAJA 6



CAJA 7

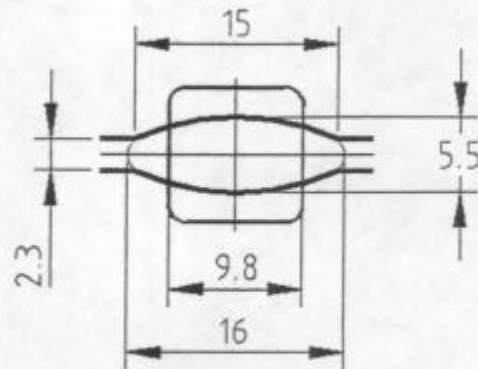


CAJA 8

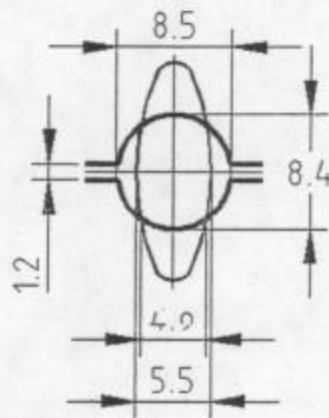


TREN - 330

CAJA 9

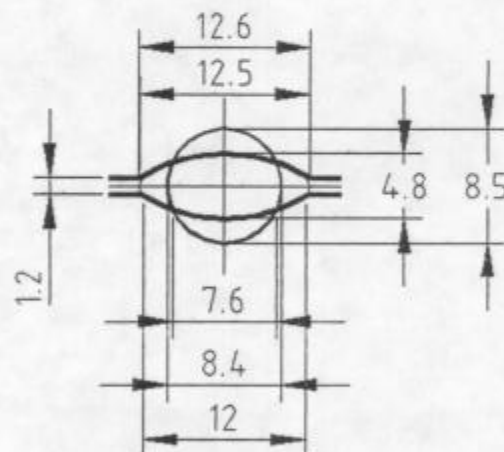


CAJA 10



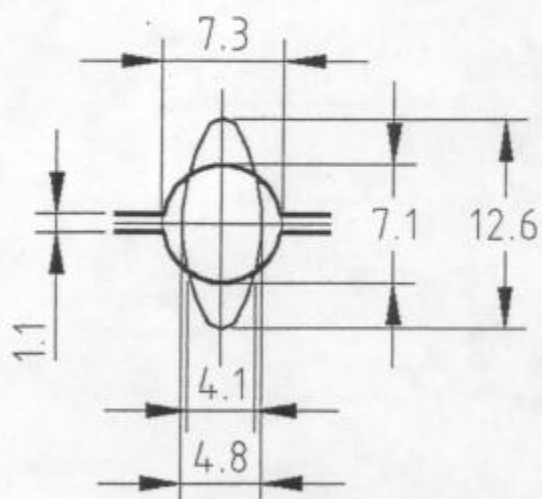
TREN - 250

CAJA 9

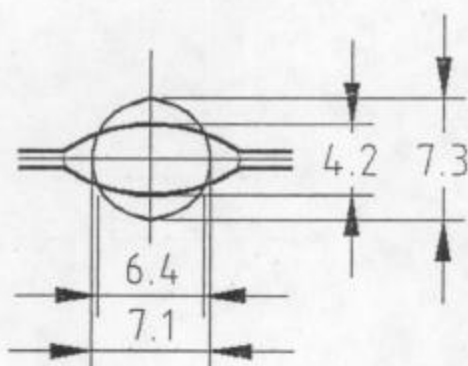


TREN - 250

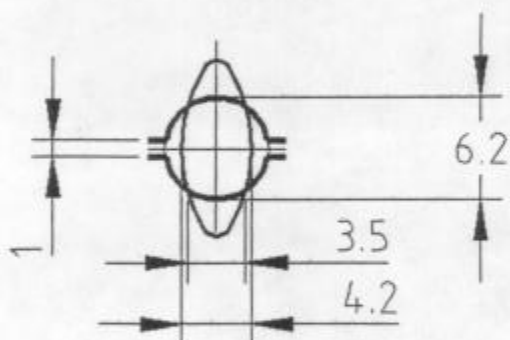
CAJA 10



CAJA 11



CAJA 12



3.- Resultados del análisis de la fórmula modificada de Tselikov para el cálculo del ensanchamiento y los reportados experimentalmente para el aluminio y cobre.

Tabla 3.1. Resultados del cálculo del ensanchamiento obtenido con la fórmula modificada de Tselikov y los obtenidos experimentalmente para el aluminio.

Ho (mm)	R (mm)	b ₀ /h ₀	Rh (%)	μ	T(°C)	Calculada	Experimental
15.12	65	2.04	15.40	0.32	400	0.56	0.55
15.00	65	2.06	30.00	0.3	400	1.49	1.31
15.10	65	2.04	35.12	0.32	400	1.95	2.01
15.24	65	2.03	15.67	0.35	450	0.60	0.60
15.20	65	2.04	30.25	0.35	450	1.68	1.54
15.25	65	2.03	35.74	0.35	450	2.14	2.28
15.09	65	2.05	15.90	0.43	500	0.66	0.64
15.09	65	2.05	30.19	0.43	500	1.87	1.79
15.06	65	2.06	34.93	0.43	500	2.32	2.49
15.25	105	2.03	14.29	0.35	450	0.81	0.94
15.05	105	2.06	24.52	0.35	450	1.87	2.57

Tabla 2.2. Resultados del cálculo del ensanchamiento obtenido con la fórmula modificada de Tselikov y los obtenidos experimentalmente para el cobre.

ho (mm)	R (mm)	b ₀ /h ₀	R _h (%)	μ	T(°C)	Calculada	Experimental
12.06	65	1.00	16.0	0.25	850	0.98	0.88
12.04	65	1.00	25.10	0.25	850	1.65	1.8
12.06	65	1.00	34.82	0.25	850	2.29	2.44
12.05	65	1.00	45.26	0.25	850	2.87	2.89
11.96	65	2.00	15.88	0.25	850	0.85	0.81
11.96	65	2.00	25.00	0.25	850	1.65	1.73
11.97	65	2.00	33.30	0.25	850	2.37	2.49
11.95	65	2.00	45.35	0.25	850	3.32	3.37
11.17	65	1.00	45.50	0.45	650	4.49	4.65
11.15	65	1.00	44.20	0.45	750	4.34	4.32
11.16	65	1.00	44.60	0.25	850	2.83	2.79
11.18	65	1.00	46.50	0.22	900	2.41	2.41

Fórmula de A. Zelikow modificada para su aplicación en cobre y acero:

$$b = K C_3 h \left(2 \sqrt{\frac{R}{h}} - \frac{1}{\mu} \right) \frac{1-r}{r^2} B \quad \text{donde: } r = \frac{\Delta h}{h_0}; \quad B = (1-r) \ln \frac{1}{1-r} - \frac{r}{1-r} \left(1 - \frac{3}{2} r \right)$$

$K = 0.77$ para el aluminio.

$K = 1.60$ para el cobre.

$$X = \frac{b_0}{\sqrt{R}} \quad \text{donde, para } X :$$

$$X < 0.18; C_3 = 0.4742$$

$$0.18 \leq X \leq 7.50; C_3 = 0.2202 + 1.6129X - 1.1877X^2 + 0.3821X^3 - 0.0634X^4 + 0.0053X^5 - 0.0002X^6$$

$$X > 7.5; C_3 = 0.5314$$