

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 3	ARO 1986

04.86.11

CNEA- NT 18/86

REPUBLICA ARGENTINA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Dependiente de la Presidencia de la Nacion
GERENCIA DE DESARROLLO

COMPORTAMIENTO MECANICO EN CALIENTE DE ACEROS
PARA LA FABRICACION DE TUBOS

J.J. BURRONI; H. POSDENA; G.R. CARFI; J. TORMO
J.E. RUZZANTE, A. HEY

Buenos Aires

1986

COMPORTAMIENTO MECANICO Y DUCTILIDAD EN CALIENTE DE ACEROS PARA LA FABRICACION DE TUBOS

J. J. Burróni^{*}; H. Posdena^{*}; G. R. Carfi^{**}; J. Tormo^{**}; J.E. Ruzzante^{***}; y A. Hey^{***}.

^{*} Ingeniería de Proceso -- DALMINE SIDERCA S.A.

^{**} Sector Laminación. Dirección Investigaciones Industriales. Instituto Argentino de Siderurgia.

^{***} Dpto. de Materiales. Gerencia de Desarrollo. C.N.E.A.

RESUMEN

En este trabajo se presenta una síntesis de los resultados obtenidos en el estudio de las propiedades en caliente de aceros para la construcción de tubos que conjuntamente vienen realizando la Dirección de Investigaciones Industriales del Instituto Argentino de Siderurgia, el Departamento de Materiales de la C.N.E.A. y la Gerencia de Ingeniería de Proceso de SIDERCA S.A.

A partir de la utilización de ensayos de torsión en caliente se estudiaron once grados diferentes de aceros, determinándose respectivamente: resistencia a la deformación, ductilidad en caliente y aumento de temperatura por deformación. Se estudió además la influencia de composición química sobre las propiedades antes enunciadas.

Se incluyen algunos resultados sobre mecanismos de fractura en caliente.

1. INTRODUCCION

Los procesos modernos de fabricación de tubos sin costura, incorporan como

primera etapa de deformación, la perforación de tochos cilíndricos, en los conocidos laminadores perforadores que trabajan bajo el principio de laminación transversal, según puede apreciarse en el croquis de la figura 1.

En la misma pueden distinguirse dos zonas de trabajo de los cilindros: a) la que comienza en la sección a-a, donde se inicia el contacto del tocho con los cilindros y que finaliza en la sección b-b, donde se posiciona la punta; b), la que comienza en la sección b-b, y termina en el plano c-c, tal como se indica en la figura de referencia. En la primera zona, el tocho es comprimido diametralmente, a la vez que gira por acción de los cilindros, generándose de esta manera una reducción diametral que, sin respaldo interno de la punta, es máxima en la sección b-b.

Para determinadas condiciones operativas, que dependerán del tipo de acero, temperatura del tocho y diseño del herramental, existirá una reducción diametral crítica para la cual el tocho se fracturará en el núcleo (efecto Mannesman).

En este sentido, el ensayo de torsión en caliente ha sido frecuentemente propuesto como un método experimental válido para evaluar la mayor o menor susceptibilidad de rotura axial de distintos aceros.

Dependiendo del tamaño de la probeta de torsión y de las condiciones de ensayo, es posible establecer una correlación entre la cantidad de vueltas que soporta la misma antes de romperse (n_{VR}) y el número de vueltas que da el tocho, (n_t) desde el momento en que entra en contacto con los cilindros, hasta que se inicia la fractura en el núcleo.

Conocer dicha relación, implica predecir el comportamiento del acero antes de ser procesado industrialmente, y en función de ello, adecuar ciertas variables del proceso de laminación tales como posición de la punta

(corrimiento del plano b-b), ángulo de alimentación de los cilindros (tendiendo a reducir la distancia entre los planos a-a y b-b), temperatura de deformación, etc. sabiendo que por ejemplo: un ángulo de alimentación mayor genera un mayor avance del tocho y en consecuencia una reducción del número de vueltas que el mismo dará antes de agrietarse, a la vez que un adelantamiento de la punta, se antepondrá al inicio de la fractura central.

Mediante ensayos de torsión en caliente, es posible además de lo comentado, detectar a que temperatura el material es menos susceptible a la rotura es decir a que temperatura es más dúctil ($n_{VR} >$).

Por ello, y en función de lo comentado se ha llevado a cabo el presente trabajo con el objeto de caracterizar desde el punto de vista resistencia a la deformación y ductilidad en caliente los principales aceros utilizados para la fabricación de tubos sin costura, con vistas a la posterior implementación industrial de la información obtenida.

II. METODO EXPERIMENTAL

Los ensayos de torsión se llevaron a cabo sobre probetas de 7 mm de diámetro y 7 mm de longitud, bajo atmósfera de Ar, en una máquina de ensayos descrita anteriormente¹.

Las temperaturas de ensayo comprendidas entre 700°C y 1250°C fueron determinadas con pirómetro óptico, mientras que la velocidad de deformación utilizada fue de $4S^{-1}$ ($\dot{\epsilon} = 4S^{-1}$). En algunos casos se utilizó $8S^{-1}$.

La medición y registro de cupla se llevó a cabo utilizando celda de carga y registrador de papel fotosensible conectado en paralelo con unidad adquisidora de datos programable².

Los materiales fueron provistos por la empresa DALMINE SIDERCA y su respectiva composición química puede verse en la tabla I.

III. RESULTADOS Y DISCUSION

Para su presentación, los resultados han sido agrupados en tres grandes áreas, según la especificidad del tema estudiado³, las que hemos denominado:

- 1) Resistencia mecánica
- 2) Ductilidad en caliente
- 3) Aumento de temperatura por deformación.

III.1 Resistencia mecánica

III.1.1 Variación de la cupla (r) con la deformación (θ) y con la temperatura (T).

Del estudio realizado con los pares de puntos r - θ medidos, se desprende que una relación del tipo:

$$r = r_0 \theta^m \quad (1)$$

ajusta satisfactoriamente los puntos experimentales obtenidos. No se ha observado un comportamiento "doble m ", tal como el señalado por la bibliografía en materiales similares⁴. La tabla II muestra los valores de r_0 y m hallados. Cabe recordar que el parámetro m , puede ser definido como:

$$\left. \frac{\partial \ln \Gamma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right|_{\dot{\epsilon} T} = m \quad (2)$$

el cual puede ser asimilado al coeficiente de endurecimiento comunmente utilizado en frío, no hallándose durante el desarrollo de la presente experiencia una variación sistemática de los valores de m con la temperatura. Ello puede deberse probablemente a los errores involucrados en las mediciones, por lo que se ha tomado $m = \text{constante}$, e igual al promedio obtenido para cada material ($\bar{m}$).

Dichos valores ($\bar{m}$) y sus respectivas dispersiones se muestran en la tabla 11, de donde puede concluirse que los errores cometidos al utilizar $\bar{m}$ serán menores al 14% en el peor de los casos ($\Delta \Gamma / \Gamma < 0,14$)

Sólo algunos materiales han sido ensayados a dos velocidades de deformación, ($4S^{-1}$ y $8S^{-1}$), razón por lo cual, no pueden aventurarse resultados generales. No obstante ello, la tendencia observada en estos casos es la esperada, a un aumento de la velocidad de deformación le corresponde un incremento en la tasa de endurecimiento.

Con respecto a la variación de Γ_0 con la temperatura, se encontró que una ley del tipo Arrhenius la describe satisfactoriamente en todos los materiales estudiados. Esto indica que la dependencia de la cupla con la temperatura se manifiesta a través de Γ_0 , es decir:

$$\Gamma = \Gamma_0 \dot{\epsilon}^m = a e^{\frac{Q'}{RT}} \dot{\epsilon}^m \quad (3)$$

donde a y Q' son valores constantes, en principio dependientes del material y velocidad de deformación, mientras que R es la constante universal de los gases.

III.1.2 Variación de la cupla máxima ($\Gamma_{\max}$) con la temperatura

En cada ensayo se determinó la cupla máxima ($\Gamma_{\max}$), la cual puede ser asimilada a la resistencia máxima a la deformación en idénticas condiciones de trabajo. ($\sigma_{\max} \propto \Gamma_{\max}$)

Del estudio de la variación de $\Gamma_{\max}$ con la temperatura se infiere que una ley exponencial similar a la propuesta anteriormente puede ser utilizada, con lo cual:

$$\Gamma_{\max} = a_{\max} e^{\frac{Q'}{RT}} \quad (4)$$

Es importante tener en cuenta que la cupla máxima se alcanza a distintos niveles de deformación en función de la temperatura. No obstante ello, su utilización se justifica por el hecho de tratarse de estados de isodeformación, desde el punto de vista de la evolución de estructuras (máxima deformación acumulada sin que recrystalice dinámicamente)^{5,6}. La tabla III muestra los valores de $\Gamma_{\max}$ obtenidos para cada temperatura, los que aparecen graficados en la figura 2.

III.1.3 Variación de la cupla a una dada deformación, con la temperatura

Debido a que aparece como más razonable realizar el estudio de la cupla para una deformación constante se han representado los valores de $\Gamma_{\theta} = f(1/T)$ para $\theta = \text{cte.}$ en escala semilogarítmica obteniéndose los resultados que se muestran en la figura 3. En estos casos, para las bajas temperaturas, los puntos experimentales se apartan de la recta que mejor ajusta; expresada por:

$$\Gamma_{\theta} = a_{\theta} e^{\frac{Q'}{RT}} \quad (5)$$

El desajuste comentado puede deberse a la aparición de ferrita, tal como ha sido sugerido en trabajos anteriores⁶.

El relativo paralelismo puesto en evidencia por la figura 3 sugiere una independencia del parámetro Q' con la deformación, con lo cual la ecuación (3) se reduce a:

$$\Gamma = a_0 e^{\frac{Q'}{RT}} \quad (6)$$

si el análisis se lleva a cabo a deformación constante. Por otra parte comparando (6) con (4) se puede escribir:

$$a_{\max} = a_0 \theta_p^m \quad (7)$$

donde θ_p es la deformación correspondiente al máximo de la curva Γ - θ .

Así, estos resultados pueden ser comparados con los normalmente publicados en la bibliografía, ya que^{5,9}:

$$Z = \dot{\theta} e^{\frac{Q}{RT}} = A' (\text{sh } \alpha \Gamma)^N \quad (8); \text{ por lo que}$$

$$\text{sh } \alpha \Gamma = \frac{\dot{\theta}^{1/N}}{A'} e^{\frac{Q}{RTN}} \quad (9)$$

Si $\alpha \Gamma < 0,8$, tenemos que $\text{sh } \alpha \Gamma = \alpha \Gamma$, con lo cual:

$$\Gamma = A e^{\frac{Q}{NRT}} \quad (10)$$

de donde Q/N sería equivalente al Q' anteriormente utilizado. Este valor (Q) representa una energía de activación aparente, asociada a los mecanis-

mos de deformación existente a altas temperaturas y cuyo valor suele ser del orden de la energía de autodifusión del Fe^{5,6}.

Teniendo en cuenta que cada material ensayado tiene un Q' característico se intentó hallar una relación entre este valor y los porcentajes de aleantes, utilizando para ello una correlación lineal múltiple. Este ajuste fue realizado especialmente con los parámetros que determinan la cupla máxima en función de su equivalencia con la resistencia máxima, obteniéndose los siguientes resultados:

$$Q' = 7781 + 30849 \times \%Cu + 68528 \times \%Al + 45042 \times \%P + 2196 \%C + 15218 \times \%Si - (257 \times \%Cr + 1333 \times \%Mn + 56277 \times \%S + 344362 \times \%Sn) \quad (11)$$

Debe destacarse que esta relación es totalmente empírica y válida sólo dentro del rango de composición examinado. Teniendo en cuenta que el valor de Q' figura en la exponencial de la cupla máxima, los elementos con coeficiente positivo serían en principio los responsables del aumento de la resistencia a la deformación en caliente. Lo contrario sucedería con los elementos que aparecen con coeficiente negativo.

Es interesante apuntar que se ha observado una tendencia similar en la variación de la energía de autodifusión del hierro con el aumento del C¹⁰, como así también con el Sn, para el cual se han hallado variaciones desde 62.000 $\frac{\text{cal}}{\text{at}^\circ}$ hasta 64.300 $\frac{\text{cal}}{\text{at}^\circ}$ con el agregado 0,032 at % de Sn¹¹

En cuanto al efecto del C, trabajos anteriores también lo dan como un elemento endurecedor en caliente^{12,13}, no obstante lo cual se hace necesaria una evaluación más exhaustiva de la influencia de este y demás elementos de aleación, sobre los distintos parámetros de la ecuación (3).

III.2 Ductilidad en caliente

III.2.1 Influencia de la composición química sobre la ductilidad en caliente

La ductilidad se mide en torsión como el número de vueltas que efectúa la probeta antes de romperse a cada temperatura. Puesto que el material aumenta su temperatura por el trabajo efectuado durante la deformación, el ensayo comienza a una temperatura y finaliza a otra, dependiendo dicha diferencia de distintos parámetros, tal como veremos más adelante.

En este sentido se consideró razonable hablar de una temperatura de ensayo corregida, definiendo la misma como la temperatura de iniciación del ensayo más el aumento de temperatura producido a rotura¹⁴. Representando número de vueltas a la rotura vs. temperatura obtenemos gráficos como los que se muestran en la figura 4.

Obsérvese que los cambios en la ductilidad para una dada temperatura son considerables, dependiendo en general, de la composición química del acero. A bajas temperaturas generalmente aparece un aumento relativo de la ductilidad asociado con el cambio de fase α - γ .

Es importante destacar las diferentes formas que adopta el máximo de las curvas de ductilidad a elevadas temperaturas. La presencia de una meseta ocasionaría una relativa estabilidad de la ductilidad frente a cambios en la temperatura. Por el contrario otros materiales presentan picos agudos en la curva de ductilidad, lo que acotaría el rango de temperaturas de trabajado.

Extrapolando a cero las curvas de ductilidad para cada material, se halla la temperatura de ductilidad nula T_{dn} , tal como se esquematiza en la figura 5. Relacionando T_{dn} con la composición química se obtuvo:

$$T_{dn} = 1432,3 + 4614,5 \times \% Al + 7,64 \times \% C + 5,71 \times \% Cr + 65,7 \times \% Mn + 313,6 \times \% S - (1001,6 \times \% P + 966,9 \times \% Cu + 830,6 \times \% Si) \text{ } |^{\circ}C| \quad (12)$$

Esta expresión resulta muy útil para evaluar el peso de los diferentes elementos químicos sobre la temperatura de ductilidad nula (con las mismas limitaciones ya comentadas).

Los elementos que se hallan dentro del paréntesis, tienden a disminuir la temperatura a la cual la ductilidad es nula pasando lo contrario con aquellos que se hallan fuera del mismo. No obstante ello, es importante señalar que el valor de la constante que precede a cada elemento es una medida del peso que el mismo tiene sobre la propiedad evaluada.

Un análisis similar al descrito fue realizado con los valores de la ductilidad a 900°C y 1000°C respectivamente, obteniéndose los siguientes resultados:

$$\bar{\theta}_{900^{\circ}C} = 103,1 + 51,7 \times \% Mn - (1945,5 \times \% P + 1638,4 \times \% S + 137,2 \times \% Cu + 94,7 \times \% Al + 40,9 \times \% C + 104,4 \times \% Si + 1,17 \times \% Cr) \quad (13)$$

$$\bar{\theta}_{1000^{\circ}C} = 118,6 + 35,2 \times \% Mn - (1882,3 \times \% P + 954,6 \times \% S + 167,4 \times \% Cu + 41,8 \times \% Al + 23,9 \times \% C + 179,5 \times \% Si + 0,19 \times \% Cr) \quad (14)$$

(14)

donde $\bar{\theta}$ es el número de vueltas a la rotura a la temperatura T, teniendo los elementos dentro y fuera del paréntesis, el mismo significado que el anteriormente comentado.

III.2.2 Mecanismos de fractura en caliente

Con el objeto de proveernos de información acerca de las causas y mecanismos que originan la fractura en caliente de los materiales estudiados, se repitieron algunos ensayos, tal como lo indica esquemáticamente la figura 5.

Inmediatamente de finalizado el ensayo, las probetas fueron templadas en agua, a fin de retener la estructura desarrollada en esas condiciones, las que seccionadas longitudinalmente y pulidas, fueron observadas por microscopía electrónica de barrido (MEB) y ópticamente.

Las observaciones iniciales muestran diferencias sustanciales entre la morfología de las fracturas pertenecientes a la zona de alta y baja ductilidad (A-C y B respectivamente en la figura 6).

Las figuras 7 y 8 muestran el aspecto típico de iniciación del daño por cavitación dúctil a altas deformaciones en el interior de los granos, en tanto las figuras 9 y 10 muestran fracturas a lo largo de los límites de grano obtenidos a bajas temperaturas en el rango ferrita-austenita. Por otra parte las figuras 11 y 12 muestran decohesión generalizada a lo largo del límite de grano austenítico, observable a las temperaturas en el rango de caída drástica de ductilidad. ($> T_{dm\acute{a}x}$)

III.3 Aumento de temperatura por deformación

III.3.1 Determinación del aumento de temperatura por trabajado mecánico

La información proveniente del pirómetro es registrada en el UV simultáneamente con la cupla. El registro así obtenido puede verse en la figura 13, el que permite evaluar, entre otras cosas, los aumentos de temperatura asociados a cada unidad de deformación, para las condiciones de ensayo

utilizadas¹².

La temperatura se incrementa durante el ensayo debido al trabajo de deformación. Así, se determina el aumento máximo de temperatura ($\Delta T_{\text{máx}}$) para cada temperatura de ensayo y una dada velocidad de deformación, hallándose que el mismo depende fuertemente de la temperatura inicial T_0 , disminuyendo a medida que ésta se incrementa.

La tabla IV muestra los aumentos máximos de temperatura medidos a rotura, lo que evidentemente no permite su comparación debido a las diferentes ductilidades que presentan los materiales. No obstante ello, esta información da una idea del orden de los $\Delta T_{\text{máx}}$ encontrados, que en varios casos supera los 150°C .

En la mayoría de los casos examinados el estudio del aumento de temperatura con la deformación indica un ΔT relativo proporcional a la deformación tal como el descripto por la siguiente expresión:

$$\frac{\Delta T}{T} = a \theta^b \quad (15)$$

Los registros de ΔT dejan en claro, en todos los casos, un cambio en la ley de aumento de temperatura.

Estudios realizados sobre la ley de enfriamiento del sistema nos indican que los cambios en ΔT están asociados a la aparición del fenómeno de recristalización dinámica.¹⁴

Integrando la curva torque-deformación se encuentra el trabajo necesario para deformar el material en esas condiciones particulares de ensayo. Suponiendo condiciones adiabáticas, el aumento de temperatura asociado con una

dada deformación puede ser fácilmente calculado a partir de:

$$\Delta T = \frac{1}{\rho CV} \int_0^{\theta_1} \Gamma(\theta) d\theta \quad (16)$$

donde ρ es la densidad, C : calor específico y V : volúmen del material sometido a deformación.

Las tablas V a y b muestran los resultados obtenidos para un mismo material y dos velocidades de deformación.

En la mayoría de los casos la deformación θ_1 no coincide con la de rotura, lo que no posibilita la comparación con los $\Delta T_{\text{máx}}$ presentados.

En las Tablas VI a y VI b el ΔT experimental es el obtenido por el pirómetro, mientras que el ΔT teórico es el calculado utilizando la expresión (16) para una misma deformación.

La columna encabezada, con A da una medida del calor producido por unidad de deformación y de volumen.

Con un criterio similar al expuesto anteriormente se obtuvieron los aumentos parciales de temperatura, calculados estos para sucesivos valores de θ_1 .

Los valores obtenidos han sido graficados junto a los calculados (figura 14) donde pueden apreciarse las diferencias entre considerar el sistema adiabático (curva calculada) y/o abierto, disipando según las condiciones de contorno (curva medida).

IV CONCLUSIONES

- 1) Se observa una independencia de m y Q' con la temperatura, al menos

dentro del rango ensayado.

- 2) Para cualquier deformación se encontró que la dependencia de la cupla con la temperatura es del tipo exponencial.
- 3) Imponiendo una relación lineal entre la energía de activación aparente Q y los porcentajes de los aleantes se determinó la influencia de cada uno sobre la resistencia en caliente del acero.
- 4) Pudo determinarse la zona más conveniente de trabajado en caliente para para cada uno de los aceros ensayados, como así también la resistencia a la deformación a cada temperatura.
- 5) Midiendo los aumentos de temperatura en cada ensayo se determinó el parámetro (A) que permitiría "estimar" ΔT en otros procesos.
- 6) Se encontró que los elementos que favorecen o disminuyen la ductilidad a 900°C , son los mismos que lo hacen a 1000°C a pesar de que su peso relativo es diferente.

Elevar los porcentajes de P, S, Al, C incrementa la temperatura de ductilidad, lo cual deja en claro que mientras el rango de temperatura de "buena" ductilidad puede ser modificado por la presencia de ciertos elementos, los mismos pueden afectar el "nivel" de ductilidad del material. Es decir que en un caso desplazamos la curva horizontalmente, y en el otro verticalmente. Solamente la disminución de Cu , P y Si favorece ambas propiedades (aumento de T_{dn} y θ_T).

- 7) De demostrarse correcto a nivel de planta un análisis como el expuesto, se estaría en condiciones de formalizar un modelo de optimización ductilidad-mínima resistencia, para los materiales ensayados.

V AGRADECIMIENTOS:

Los autores desean agradecer a DALMINE SIDERCA S.A.; al Depto. de Materiales de la C.N.E.A., y al IAS por posibilitar la concreción del presente trabajo. Se agradece además la valiosa colaboración prestada por los técnicos A. López, F. Baldrich y D. Anello.

VI REFERENCIAS:

- 1 Hey, A.; Ruzzante, J.E.; y Esperon, J.P.: "Diseño, construcción y resultados preliminares en la operación de una máquina de torsión en caliente" 6to. Seminario de Laminación, IAS, Mar del Plata, 1978.
- 2 Ruzzante, J.E.; Reche, H. y Safor, F.: " Diseño y construcción de un adquiridor de datos para una máquina de torsión en caliente". 9no. Seminario de Laminación, IAS, Mar del Plata, 1981.
- 3 IAS-CNEA: "Ensayos de ductilidad en caliente de aceros para construcciones de tubos". Informe presentado por el grupo deformación en caliente IAS-CNEA, Campana 1984.
- 4 Ruzzante, J.E.; Carfi, G.; Tormo, J. y Hey, A.: "Deformación en caliente de estructuras ferrítico-austeníticas". VII Conf. Interamericana en Tec. de Mat., México 1981, p. 173.
- 5 Jonas, J.; Sellars, C.M. and MC G. Tegart, W.J.: "Strength and structure during hot working Met. Rev. 1969, 14, (130).1.

- 6 Sellars, C.M. and MC G. Tegart, W.J.: "Hot workability" Rev. Met. vol 17 (158). 1972. 1-24.
- 7 Hey, A.: Ruzzante, J.; Carfi, G. y Tormo, J.: "Características de deformación en caliente de aceros de uso corriente (I)". 7mo. Seminario de Laminación. IAS. Mar del Plata, 1979.
- 8 Hey, A.: Ruzzante, J.; Carfi G. y Tormo, J.: "Características de deformación en caliente de aceros de uso corriente (II)". 8vo. Seminario de Laminación, IAS, Mar del Plata, 1980.
- 9 Carfi, G.; Ruzzante, J.; Tormo, J. y Hey, A.: "Nomograms of Flow Stress of Typical Steels for Hot Rolling". TISIJ, vol 8, 1983.
- 10 Ivantsov, I.G. and Blinloun, A.M.: "Self-Diffusion in highly dilute Binary Solutions". Fiz Metal. Metalloved, 22.6, 876-883, 1966.
- 11 Mead, H.W. and Birchewall: J. of Met., 8. (10), 1636, 1956.
- 12 Carfi, G.; Ruzzante, J.E.; Tormo, J. y Hey, A.: "Influencia de la composición sobre la resistencia a la deformación en caliente de aceros al carbono". Proc. Jorn. de Metalurgia, Vol. II, p. 151, CIM, Córdoba, 1982.
- 13 Misaka, Y. and Yoshimoto, T.: "Formularization of Mean Resistance to Deformation of Plain Carbon Steels at Elevated Temperature". J. Japón Tech, Plas., 8.79, 414-422, 1967-68.
- 14 Carfi, G.; Tormo, C. y Hey, A.: "Aumento de temperatura por deformación en caliente". 10mo. Seminario de Laminación, IAS, Mar del Plata, 1982.

MATERIAL	% C	% Mn	% S	% P	% Si	% N	% Cr	% Mo	% V	% Cu	% As	% Al	% Sn	% Nb
D1	0,12	0,62	0,070	0,016	0,30	0,00	4,8	0,52	-	0,06	-	0,006	-	-
D2	0,21	0,53	0,0065	0,018	0,22	0,00	0,07	0,02	-	0,02	-	-	-	-
D3	0,25	0,57	0,017	0,078	0,25	0,05	0,11	0,03	-	0,05	0,01	0,012	0,005	-
D4	0,25	0,99	0,015	0,018	0,35	0,03	0,56	0,02	-	0,08	0,01	0,015	0,008	-
D5	0,26	0,98	0,032	0,013	0,33	0,02	0,57	0,01	-	0,03	-	0,013	0,005	-
D6	0,43	0,92	0,032	0,012	0,30	0,05	0,14	0,02	-	0,13	0,01	0,011	0,012	-
D7	0,41	1,60	0,045	0,021	0,28	0,07	0,12	0,03	0,08	0,13	0,01	0,010	0,011	-
D8	0,43	0,82	0,009	0,019	0,26	0,02	0,95	0,16	-	0,04	-	-	-	-
D9	0,19	0,61	0,0085	0,012	0,25	0,01	0,02	-	-	0,04	-	0,011	-	-
D10	0,355	1,665	0,0385	0,0155	0,285	0,06	0,675	0,12	0,07	0,13	-	0,0115	-	-

TABLA I: Composición química de los aceros ensayados, expresada en porcentaje en peso (% peso).

Material	$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	$\bar{m}$	σ
D3	4	0,303	0,020
D2	4	0,261	0,038
D7	4	0,207	0,040
	8	0,277	0,072
D5	4	0,188	0,024
D6	4	0,160	0,025
	8	0,180	0,039
D4	4	0,146	0,014

TABLA II: Valores del coeficiente m , tal que ha sido definido por (2), junto a la dispersión hallado para cada material.

MATERIAL	vel. defor. $\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	$\Gamma_{m\acute{a}x}$															
		650	700	750	800	850	875	900	950	975	1000	1025	1050	1100	1125	1150	1200
D1	4		1,14	1,2	1,08	0,95		0,73			0,53		0,36	0,33		0,28	
D2	4		0,34	0,92	0,75	0,61	0,59	0,53	0,38		0,26		0,27	0,23		0,22	0,20
D3	4			1,06	1,00	0,74		0,61	0,52			0,35	0,35	0,29		0,13	
D4	4	1,25	1,28	1,25	1,05	0,79		0,75	0,5		0,4		0,36	0,25		0,24	
			1,38	1,15	0,97	0,87		0,7									
D5	4		1,20	1,25	0,93	0,78		0,6	0,53		0,38		0,37	0,3		0,3	
D6	4		2,02	1,16	0,89	0,73		0,66	0,49		0,40		0,34	0,28		0,24	
D6	6		1,36		1,01	0,84		0,69	0,59		0,47		0,36	0,32		0,28	
			1,35														
D7	4		1,33	1,19	1,03	0,86		0,52	0,62				0,31	0,36		0,30	
D7	8		1,52	1,41	1,09	0,99		0,80	0,66		0,54		0,52	0,37			
					1,10								0,46				
D8	4		1,35		0,98	0,80		0,62	0,52		0,41			0,26	0,25		
			1,51			0,76											
D10	4				1,21			0,79			0,46		0,40	0,30		0,25	11700 0,15
D9	4							0,64	0,54		0,56		0,37	0,30		0,25	0,27 0,20
D11	4							0,77			0,45		0,38	0,32	0,29	0,22 0,22	0,13

TABLA III: Valores de cupla máxima ($\Gamma_{m\acute{a}x}$) obtenidos experimentalmente, de los diferentes aceros ensayados, con los cuales se confeccionaron los gráficos como el de la figura 2, y de los cuales resultan los ajustes hallados al utilizar una expresión como la (4).

material	$\dot{\epsilon}$	700	750	800	850	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
D1	4	-	97	86	81	-	56	43	57	40	85	-
D2	4	62	105	82	78	79	55	53	46	31	33	31
D3	4	-	-	138	119	110	115	-	133	110	-	-
D4	4	180	178	128	116	105	91	-	-	75	-	-
D5	4	104	102	100	106	109	98	88	81	68	68	-
D6	4	97	120	121	111	93	84	72	73	70	35	-
D7	8	197	185	153	142	124	113	132	87	-	-	-
	4	215	161	224	173	153	112	131	-	81	30	19
	8	115	167	176	182	175	155	108	-	-	-	-
D8	4	182	-	167	152	127	117	101	-	87	-	-
D9	4	-	-	-	-	138	-	-	108	-	83	43
D10	4	-	-	-	-	80	-	96	97	-	69	-

TABLA IV: Valores de aumento de temperatura a rotura para los siguientes aceros ensayados, ΔT ($^{\circ}\text{C}$), en función de distintas temperaturas iniciales.

T (°C)	θ_1 (rad)	ΔT (°C) exp.	escala (kgm.rad/cm ²)	área (cm ²)	W (kgm.rad)	Q (calorías)	ΔT (°C) teórico	C cal/mol	V (cm ³)	A (cal/cm ³ rad)
700	18,85	41,86	1,164	16,0	18,62	43,63	142,85	8,13	0,269	8,60
750	28,90	36,74	1,136	23,5	26,70	62,56	204,07	8,13	0,270	8,02
800	50,89	116,85	1,193	27,4	32,69	76,60	248,94	8,13	0,271	5,55
850	43,98	101,14	1,122	29,7	33,32	78,08	246,48	8,13	0,279	6,36
900	71,62	55,43	0,816	36,5	27,34	64,06	205,16	8,13	0,275	3,25
950	65,97	100,00	0,785	41,0	32,20	75,45	249,83	8,16	0,265	4,32
1000	66,60	55,56	0,766	26,1	19,99	46,84	145,18	8,31	0,278	4,08
1050	57,17	53,49	0,349	17,1	14,52	34,02	108,57	8,31	0,270	2,20
1100	23,38	-	0,785	7,0	5,50	12,89	40,71	8,46	0,268	2,01
1100	74,77	95,56	0,349	26,7	22,67	53,12	165,29	8,46	0,272	2,61
1150	65,97	38,88	0,827	19,4	16,04	37,58	115,66	8,46	0,275	2,07
1200	4,40	19,32	0,349	1,0	0,85	1,99	6,00	8,61	0,276	1,64

TABLA Va: Valores de los diferentes parámetros calculados y/o utilizados para determinar aumento de temperatura por deformación para uno de los aceros ensayados
D7, $\dot{\epsilon} = 4S^{-1}$

T (°C)	θ_1 (rad)	ΔT (°C) exp.	escala (kgm.rad/cm ²)	área (cm ²)	W (kgm.rad)	Q (calorías)	ΔT (°C) teórico	C cal/mol	V (cm ³)	A (cal/cm ³ rad)
700	15,18	113,04	0,935	18,2	17,02	39,88	128,19	8,13	0,274	9,59
750	23,04	158,24	0,982	24,5	24,05	56,35	181,13	8,13	0,274	8,93
800	68,59	-	0,639	76,9	49,10	115,05	371,16	8,13	0,273	6,14
800	58,12	171,20	0,935	44,4	41,51	97,27	305,96	8,13	0,280	5,98
850	68,07	177,78	0,982	46,9	46,04	107,88	346,76	8,13	0,274	5,22
900	78,02	171,43	0,941	46,5	43,74	102,49	336,81	8,13	0,268	4,90
950	81,16	155,56	0,970	38,7	37,52	87,92	281,56	8,16	0,274	3,95
1000	81,16	108,89	0,946	34,7	32,84	76,95	244,66	8,31	0,271	3,50
1000	60,21	-	1,007	24,4	24,57	57,57	181,04	8,31	0,274	3,49
1050	71,21	-	0,595	42,8	25,47	59,68	185,64	8,31	0,277	3,03
1050	73,83	146,24	0,763	39,2	29,89	70,04	218,66	8,31	0,276	3,44
1100	64,40	108,89	0,946	20,9	19,78	46,35	141,62	8,46	0,277	2,60

TABLA Vb: Valores de los diferentes parámetros utilizados para determinar aumento de temperatura por deformación, para uno de los aceros ensayados,
D7, $\dot{\epsilon} = 8S^{-1}$.

ϵ_1 (rad)	Área (cm ²)	W (kgm)	Q (calorías)	ΔT (°C) teórico	A (cal/cm ³ rad)
3,14	2,2	1,80	4,22	13,52	4,88
6,28	1,9	1,55	3,63	11,63	4,20
9,42	1,8	1,47	3,44	11,02	3,98
12,57	1,8	1,47	3,44	11,02	3,98
15,71	1,7	1,39	3,26	10,44	3,77
18,85	1,7	1,39	3,26	10,44	3,77
25,13	3,3	2,69	6,30	20,18	3,65
31,42	3,3	2,69	6,30	20,18	3,65
37,70	3,2	2,61	6,12	19,60	3,54
43,98	3,2	2,61	6,12	19,60	3,54
50,27	3,2	2,61	6,12	19,60	3,54
56,55	3,2	2,61	6,12	19,60	3,54
62,83	3,2	2,61	6,12	19,60	3,54
69,12	3,2	2,61	6,12	19,60	3,54

TABLA VIa: Parámetros utilizados para calcular aumentos de temperatura por deformación de uno de los aceros ensayados: D7, $T = 900^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 4\text{S}^{-1}$, con $V = 0,275\text{ cm}^3$, $c = 8,13\text{ cal/mol}^\circ$.

ϵ_1 (rad)	Área (cm ²)	W (kgm)	Q (calorías)	ΔT (°C) teórico	A (cal/cm ³ rad)
3,14	1,3	1,10	2,58	8,03	3,02
6,28	1,3	1,10	2,58	8,03	3,02
9,42	1,2	1,02	2,39	7,44	2,80
12,57	1,2	1,02	2,39	7,44	2,80
15,71	1,2	1,02	2,39	7,44	2,80
21,99	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
28,27	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
34,56	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
40,84	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
47,12	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
53,41	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
59,69	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
65,97	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80
72,26	2,4	2,04	4,78	14,87	2,80

TABLA VIb: Idem que la anterior pero para $T = 1100^\circ\text{C}$ y $c = 8,46\text{ cal/mol}^\circ$.

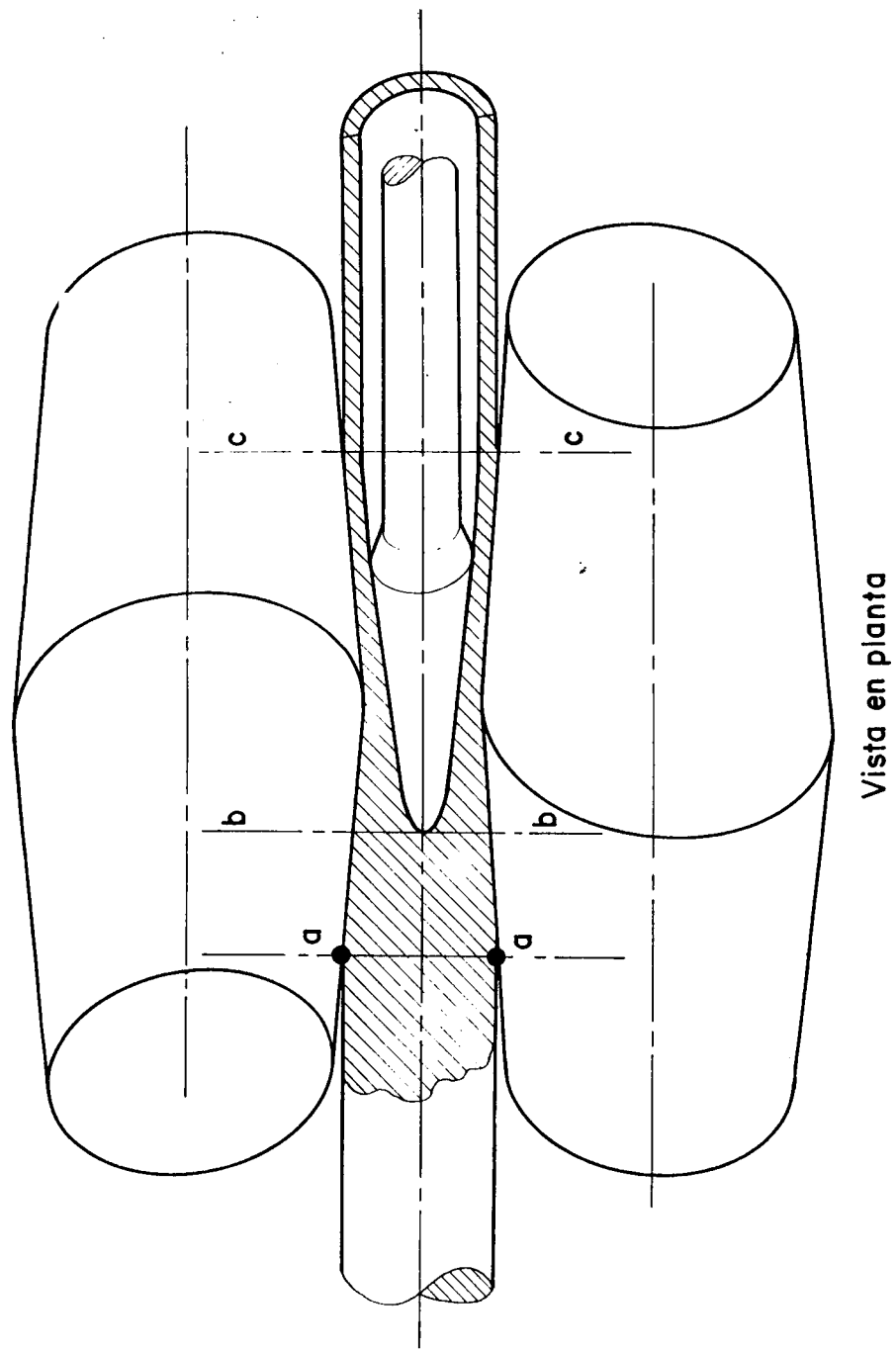


FIGURA 1: Croquis de una vista en planta de un laminador perforador, que trabaja bajo el principio de laminación transversal.

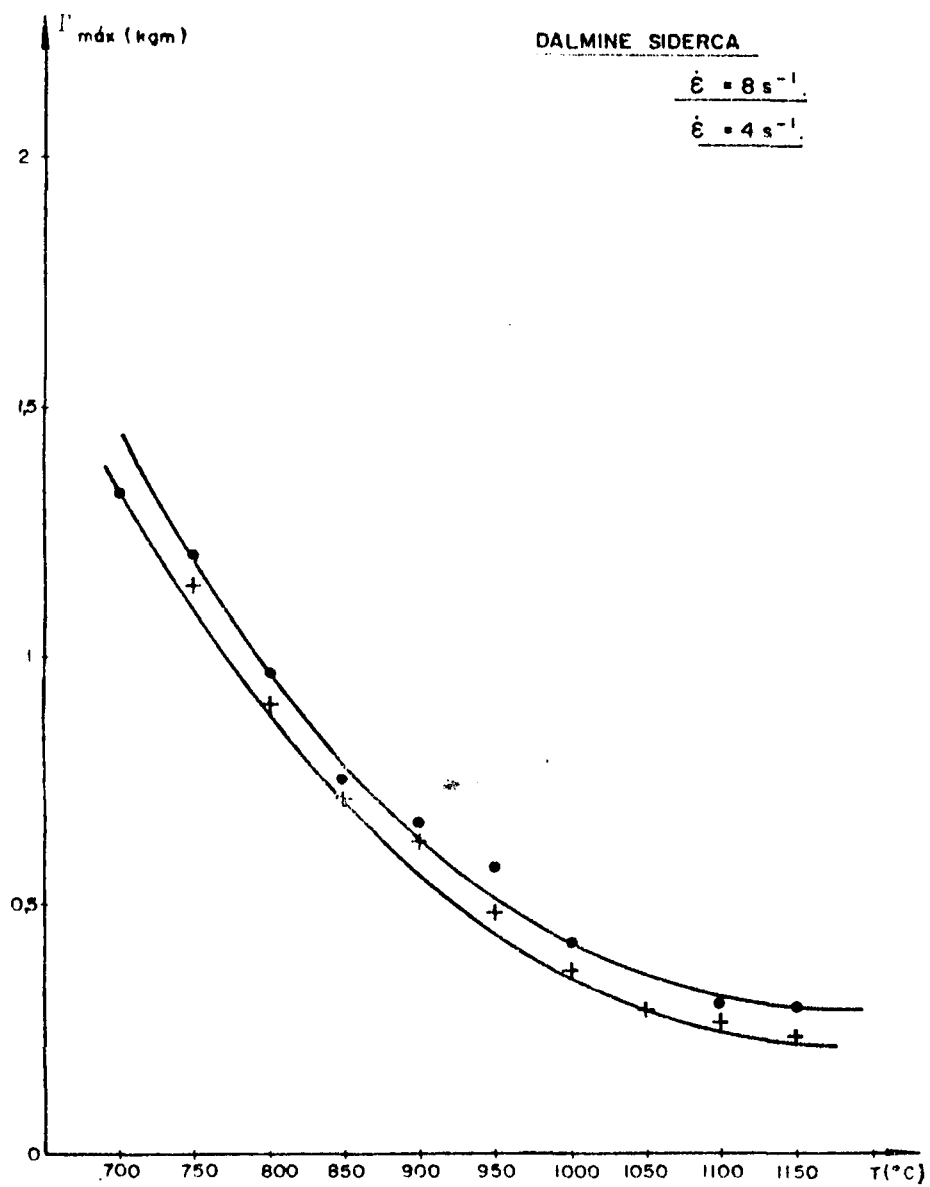


FIGURA 2: Variación de la cupla máxima ($\Gamma_{\text{máx}}$) con la temperatura de ensayo para uno de los aceros ensayados

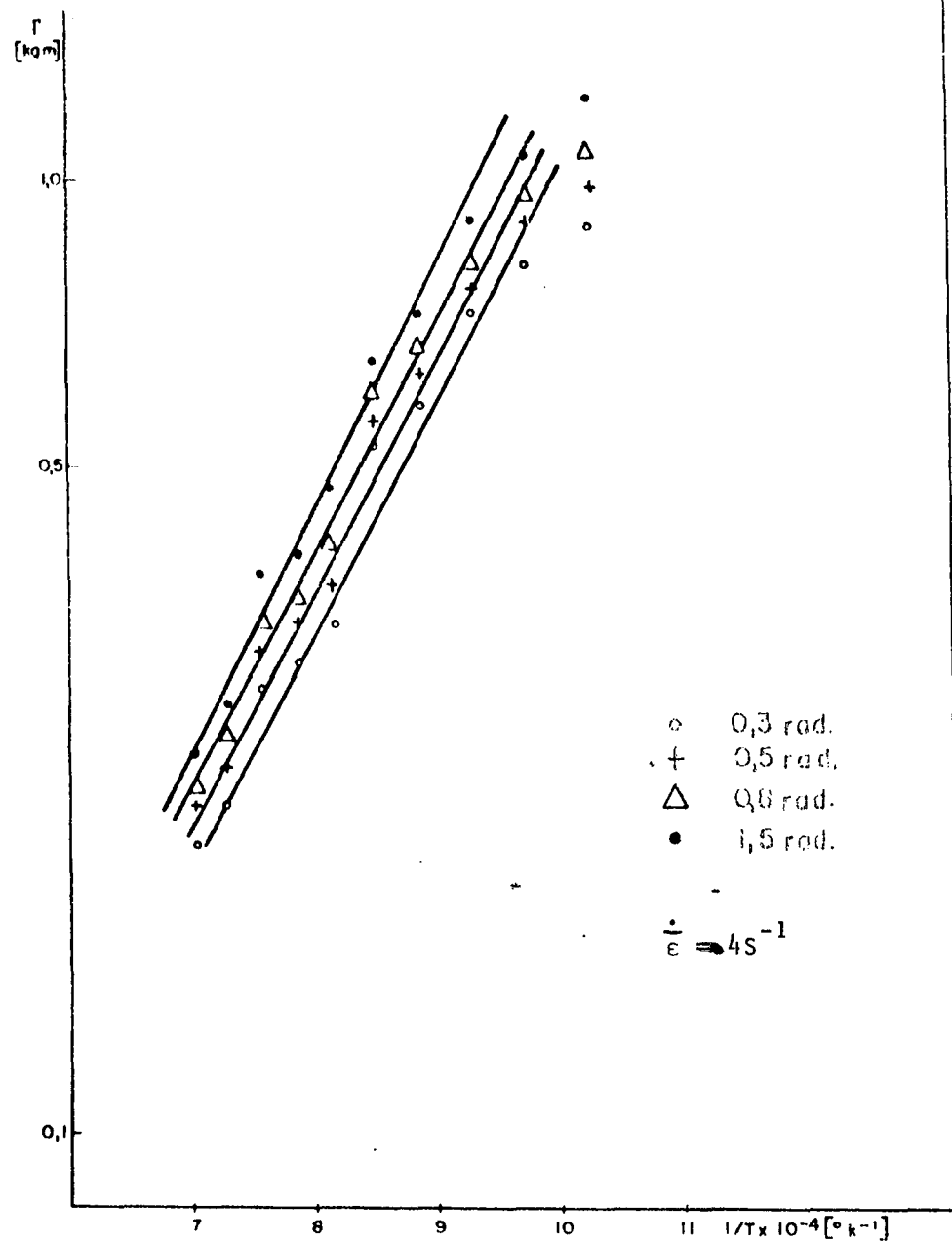


FIGURA 3: Variación de la cupla para diferentes niveles de deformación angular de los materiales ensayados.

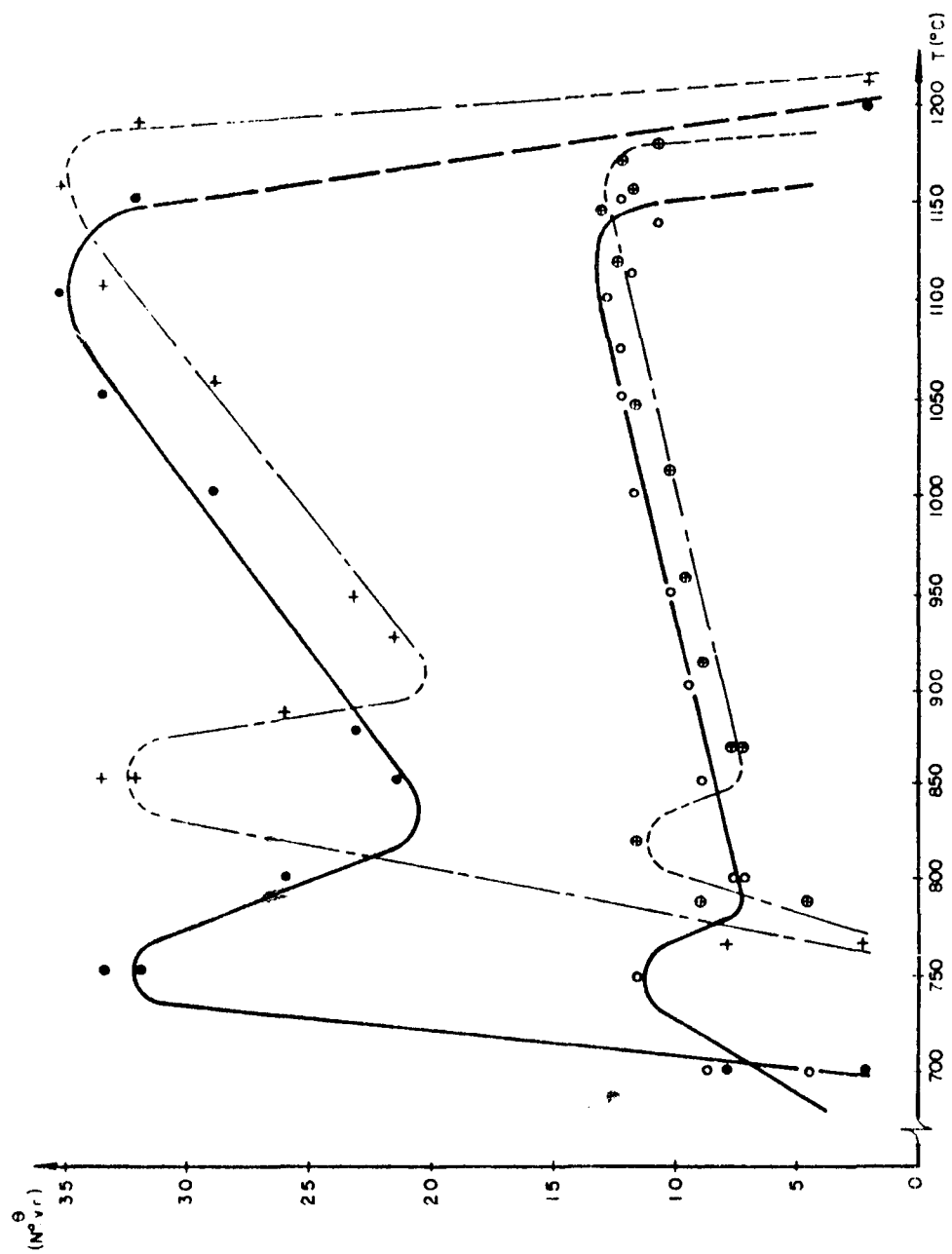


FIGURA 4: Curvas de ductilidad en caliente de dos aceros ensayados desde 700°C a 1200°C, a una velocidad de deformación de 4S⁻¹.

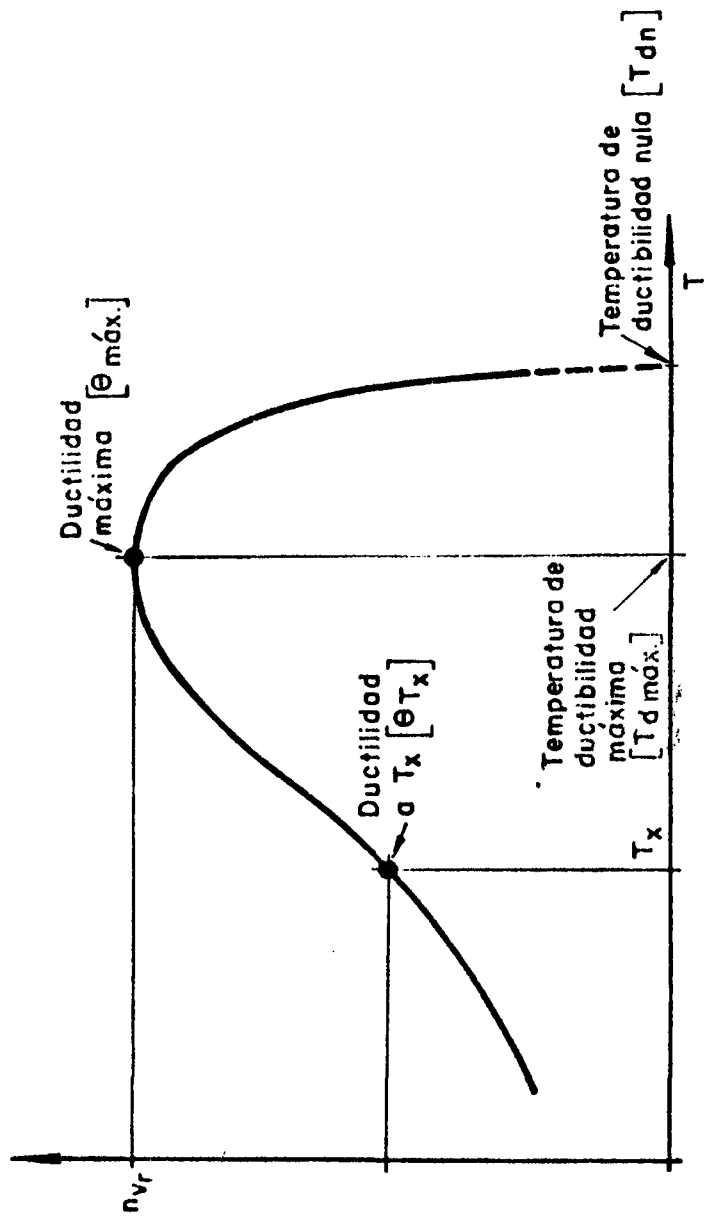


FIGURA 5: Representación esquemática de una curva de ductilidad en caliente obtenida de un ensayo de torsión, donde se señalan los principales parámetros que se obtienen.

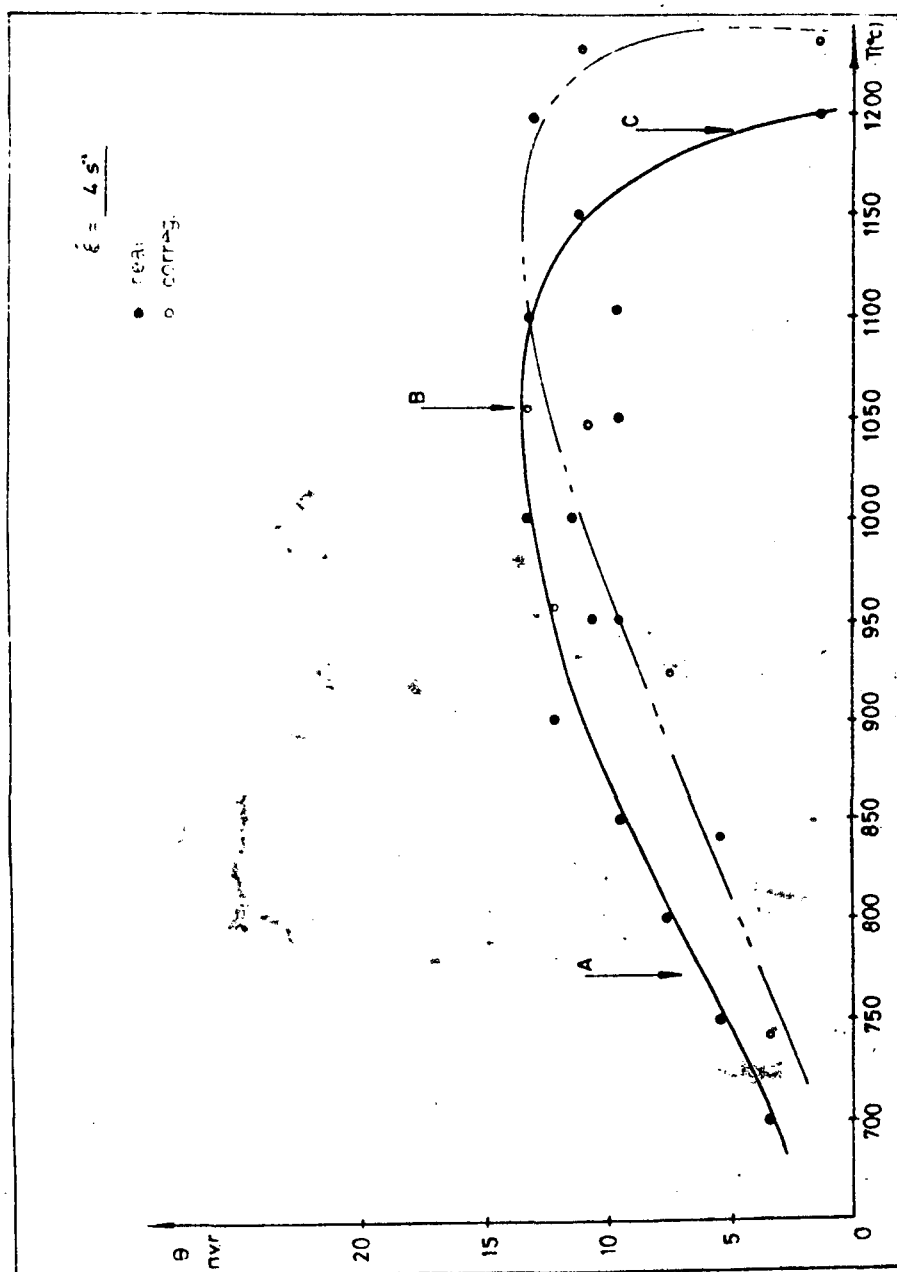


FIGURA 6. Curva de ductilidad en caliente del acero D7, ensayado a una velocidad de deformación de 4 s^{-1} .



X 200

Figura 7 : Acero DS 7 , ensayado a rotura. $T = 1050^{\circ}\text{C}$
 $\dot{\epsilon} = 8 \text{ s}^{-1}$. Punto B en la figura 5, templado (SEM)



X 1400

Figura 8 : Detalle de la figura anterior, mostrando daño por cavitación dúctil

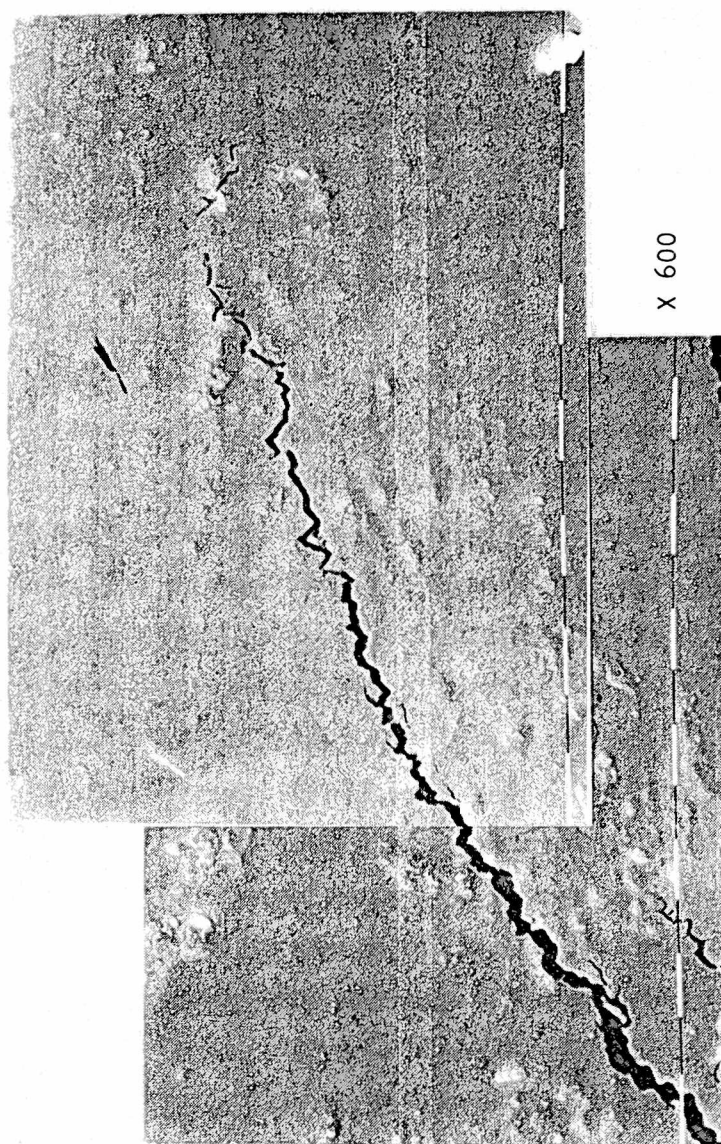


Figura 9: Acero DS 7, ensayado a rotura. $\epsilon_r = 4$ vueltas, $T = 700^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 4 \text{ s}^{-1}$, templado, zona bifásica (SEM)

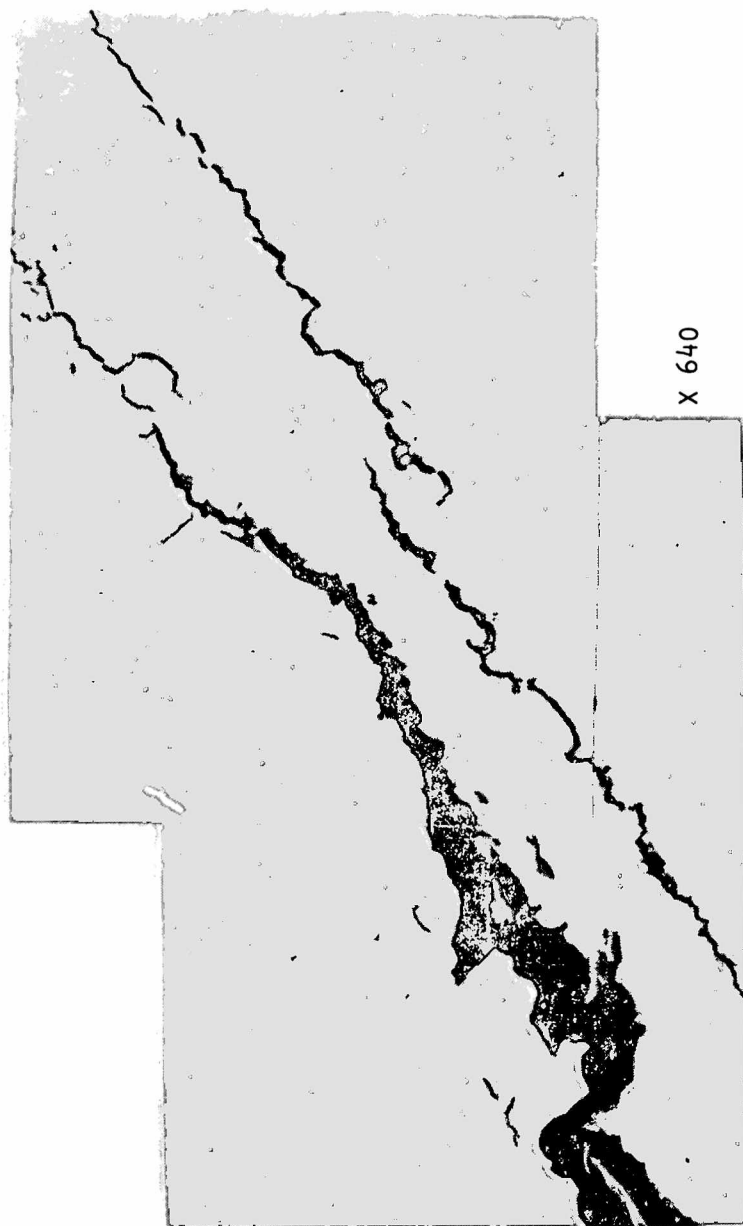
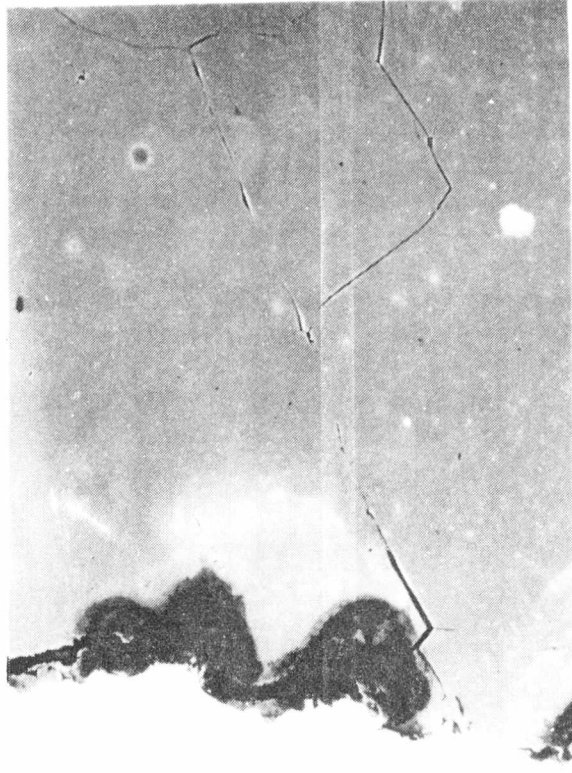


Figura 10: Idem que la anterior. Acero DS 7. Se corresponde al punto A de la figura 5.



X 320

Figura 11: Acero D8, ensayado a rotura,
 $\epsilon_r = 3$ vueltas, $T = 1125^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 4 \text{ s}^{-1}$, templada
(microscopía óptica)



Figura 12: Idem que la anterior, se corresponde con lo indicado como C, en la figura 5. Descohesión de borde de grano.

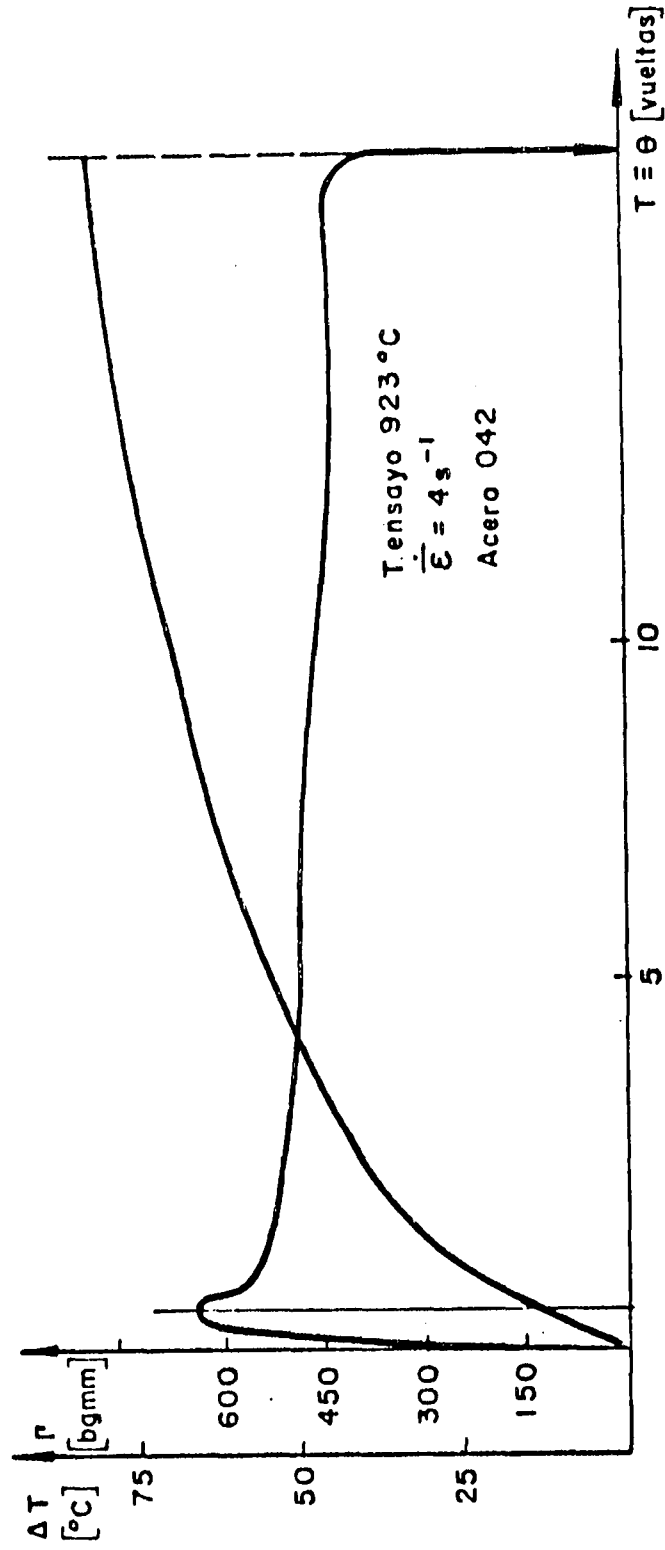


FIGURA 13: Gráfico de la curva cupla (τ) - número de vueltas (θ),
 obtenido de un ensayo de torsión, conjuntamente con la
 curva de aumento de temperatura asociado al mismo.

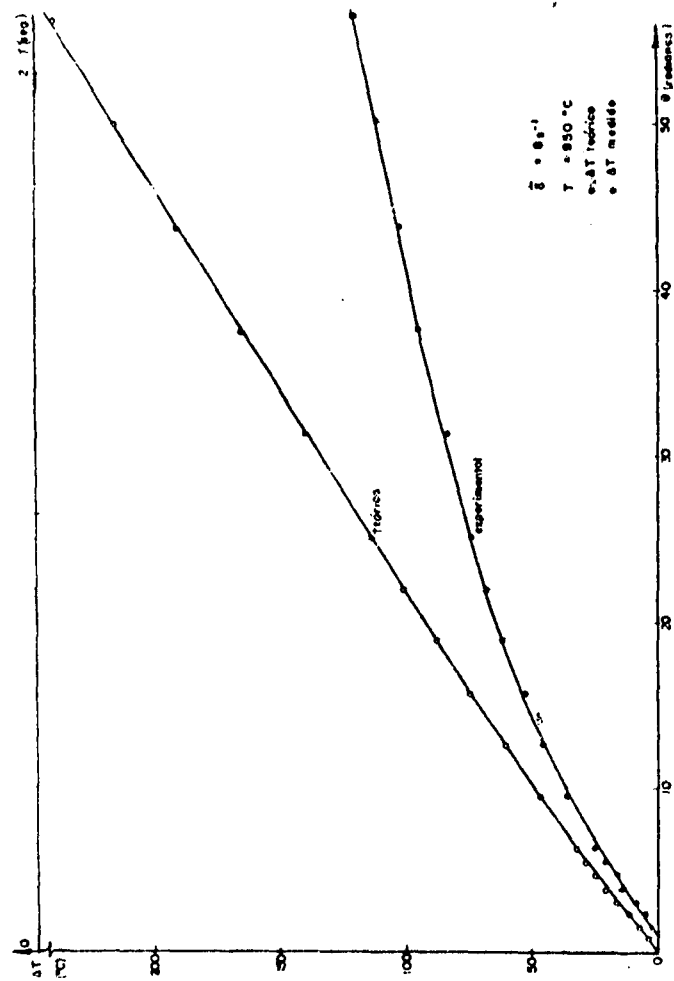


FIGURA 14: Aumento de temperatura producido por deformación, Se muestran las curvas obtenidas teórica y experimentalmente en función de la deformación.