

80 rej



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO**

**FACULTAD DE INGENIERIA**

**EFFECTOS DEL REVENIDO EN LA  
LOCALIZACION DE LA DEFORMACION  
PLASTICA EN EL ACERO AISI 8620**

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

**INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA**

**P R E S E N T A:**

**EUGENIO LOERA CANALES**

DIRECTORES DE TESIS:

DR. ADOLFO GRINBERG F.

DRA. D. M. K. DE GRINBERG

**TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN**



México, D. F.

1990



Universidad Nacional  
Autónoma de México



## **UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso**

### **DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

# RESUMEN

MOTIVOS.

OBJETIVOS.

## INTRODUCCION

ACERO AISI 8620.

- \* Clasificación y designación de aceros aleados y al carbono.
- \* Designación AISI-SAE.
- \* Rangos de composición y límites para el acero AISI 8620 en barra y tocho, en placa y en lámina y fleje.

TEMPLABILIDAD DE LOS ACEROS ALEADOS Y AL CARBONO.

- \* Efectos del contenido de carbono en la dureza medida mediante el ensayo Jominy para el acero AISI 8620.
- \* Curva de templabilidad para el acero AISI 8620.

ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL DE ACEROS.

- \* Características de las superficies endurecidas.
- \* Composición química y templabilidad del aceros AISI 8620 carburizado o carbonitrurado.
- \* Efectos del contenido de carbono y la temperatura de revenido en el endurecimiento de aceros AISI 86XX.
- \* Resistencia a la fractura de los aceros carburizados.

RESISTENCIA AL DESGASTE.

- \* Aceros carburizables y sus aplicaciones.
- \* Dureza transversal en el acero AISI 8620 carbonitrurado, carburizado y cianurado.

CARACTERÍSTICAS DEL MAQUINADO DE LOS ACEROS.

- \* Vida de la herramienta para diferentes operaciones de maquinado.
- \* Condiciones recomendadas para varias operaciones de maquinado en aceros con diferentes niveles de durezas.
- \* Categorías para varios aceros basados en las velocidades de corte

recomendadas.

- \* Vida de la herramienta para el cepillado de un acero aleado y un acero al carbono.
- \* Comparación del maquinado entre el acero AISI 8620 y el AISI 4422.
- \* Velocidad de maquinado para los aceros aleados.

#### PROPIEDADES MECANICAS.

- \* Puntos criticos aproximados.
- \* Tratamientos térmicos recomendados.
- \* Diagrama I-T.
- \* Dureza obtenidas en la prueba Jominy.
- \* Diagrama de enfriamiento continuo.

#### ELEMENTOS DE PLASTICIDAD.

- \* Introducción.
- \* Curvas de fluencia.
- \* Esfuerzo real-deformación real.

#### TIPOS DE FRACTURA EN METALES.

#### FRACTURA POR ESFUERZOS CORROSIVOS

#### ENSAYOS DE COMPRESION.

- \* Compresión de sólidos dúctiles.
- \* Compresión homogénea de cilindros.
- \* Compresión heterogénea de metales dúctiles.
- \* Conos de deslizamiento.
- \* Distorsión en la forma causada por conos de deslizamiento.

#### PRUEBA PARA EVALUAR LA LOCALIZACION DEL FLUJO DURANTE EL PROCESO DE FORJA.

#### DESARROLLO EXPERIMENTAL.

- \* Composición del acero usado.
- \* Temple de las muestras de prueba.
- \* Medición de la capa decarburizada.

\* Microdurezas de temple.

\* Revenido.

\* Microdurezas de revenido.

\* Metalografía después del revenido.

PROBETAS.

\* Determinación de dimensiones.

\* Maquinado.

\* Tratamiento térmico (temple y revenido).

\* Medición de probetas.

PRUEBAS DE COMPRESION.

\* Cálculos de reducción de altura.

\* Medición de probetas después de las pruebas.

\* Cálculos de deformación.

GRAFICOS.

\* Carga-reducción de altura.

\* Esfuerzo-deformación.

\* Variación del diámetro final-reducción de altura.

CALCULO DEL DGV.

\* Resumen de resultados.

\* Gráfico DGV.

CORTE DE PROBETAS.

MICROESTRUCTURA DE DEFORMACION.

MACROGRAFIAS.

MAPAS DE ISDDUREZA.

RESULTADOS Y DISCUSION.

CONCLUSIONES.

ANEXO.

AGRADECIMIENTOS.

BIBLIOGRAFIA.

## RESUMEN

Los efectos que tiene el revenido sobre la localización de la deformación plástica en un acero AISI 8620 templado, son estudiados mediante ensayos de compresión restringida y la ayuda de un parámetro empírico llamado DGV. Adicionalmente, se evalúa el efecto del revenido sobre la aparición de fracturas por deformación plástica y por la acción de agentes corrosivos.

Se encontró que este acero, en el estado templado y revenido, localiza altamente la deformación y desarrolla fracturas a lo largo de los conos de deslizamiento, con ángulos de  $30^\circ$ . Sin embargo, evita la formación de fracturas por esfuerzos corrosivos. Además se presenta una tasa de sensibilidad a la deformación negativa al igual que en las muestras templadas sin revenir.

## MOTIVOS

Este trabajo fue iniciado como continuación de uno anterior <sup>(1)</sup>, en el que este mismo acero (AISI 8620), fue templado en agua con hielo luego de austenitizar durante 20 minutos a  $927\text{ C}$  y ensayado en compresión restringida sin hacerle un revenido, esto con el fin de tener probetas de dureza máxima.

Después de las pruebas de compresión, las probetas deformadas fueron cortadas axialmente y pulidas a espejo mediante el método convencional sin que se apreciaran fisuras a simple vista. Sin embargo, en el momento de efectuarse el ataque químico para revelar las líneas de fluencia (con nital al 5 %) se abrieron fisuras que rompieron las probetas de mayor deformación (47 % y 61 %), atribuyéndose este comportamiento a la localización de la deformación y a la presencia en esas probetas de tensiones internas debidas al temple.

## OBJETIVOS

El presente trabajo tiene por objetivos evaluar el efecto que el revenido tiene sobre la localización de la deformación plástica y la aparición de fracturas en un acero AISI 8620.

## EL ACERO AISI 8620

### CLASIFICACION Y DESIGNACION DE LOS ACEROS ALEADOS Y AL CARBONO

Una clasificación de los aceros es un arreglo sistemático en grupos según algunas características comunes. Estas características pueden ser: a) composición, como aceros al carbono o aleados; b) métodos de acabado, como rolado en frío o caliente; c) la forma del producto, como barra, lámina, fleje, tubo o perfil estructural.

Existen otras divisiones más específicas en esta clasificación, por ejemplo, los aceros al carbono son comúnmente clasificados de acuerdo a su contenido de carbono como bajo, medio o alto. También pueden ser clasificados como semicalmados o calmados, dependiendo del método de desoxidación usado para producirlos.

Los aceros aleados son clasificados de acuerdo al principal elemento aleante; así, existen aceros al cromo, al cromo-vanadio, al níquel cromo, etc.

Grado, tipo y clase son términos usados para clasificar los productos de acero y tienen usos muy específicos. Grado es usado para denominar la composición química. Tipo es usado para indicar el método empleado en la desoxidación del acero y clase es usado para describir algún otro atributo, como nivel de dureza o acabado superficial.

Designación es la identificación especial de cada grado, tipo y clase de acero, la cual se realiza mediante un número, letra, símbolo, nombre o combinación de los anteriores para identificar un acero en

particular.

Calidad es el término usado por la industria del acero para describir un producto que tiene características especiales para una aplicación específica o subsecuente proceso de fabricación.

Especificación es una serie de atributos que un acero debe tener para ser usado en una aplicación especial: está determinada por los requerimientos del proceso de fabricación o de servicio e ingeniería.

Una especificación estandar es una serie de características que describen un producto aceptable para un amplio rango de aplicaciones y que puede ser producido por muchos fabricantes bajo estas normas.

#### DESIGNACION AISI-SAE

La clasificación más ampliamente usada en América para los aceros al carbono y aleados son las del American Iron and Steel Institute, cuya sigla es AISI, y de la Society of Automotive Engineers, SAE. Desde el punto de vista técnico son dos sistemas independientes, pero muy parecidos, y son cuidadosamente coordinados por los dos grupos. Las diferencias entre AISI y SAE están en los criterios para la inclusión de un acero en sus listados. AISI usa el tonelaje de producción como base para incluir un acero, SAE incluye un acero si éste es usado en cantidad significativa por dos usuarios o si el acero tiene características ingenieriles únicas.

La designación en los sistemas AISI-SAE para nuestro acero de interés es: Acero al Níquel-Cromo-Molibdeno.

#### NUMERALES Y DIGITOS

8 6 X X

#### CONTENIDO NOMINAL DE ALEANTES

Ni 0.55 %, Cr 0.5 %, Mo 0.2 %



TABLA 1.- RANGOS DE COMPOSICION Y LIMITES PARA EL ACERO AISI 8620. (2)

FORMA	DESIGNACION AISI SAE	DESIGNACION UNS	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
BARRA Y TACHO	8620	GB6200	0.18 0.23	0.7 0.9	0.035	0.04	0.15 0.3	0.4 0.6	0.4 0.7	0.15 0.25
PLACA	8620	GB6200	0.17 0.23	0.6 0.9	-	-	0.15 0.3	0.35 0.6	0.4 0.7	0.15 0.25
LAMINA Y FLEJE	8620	-	0.18 0.23	0.7 0.9	0.035	0.04	0.15 0.3	0.4 0.6	0.4 0.7	0.15 0.25

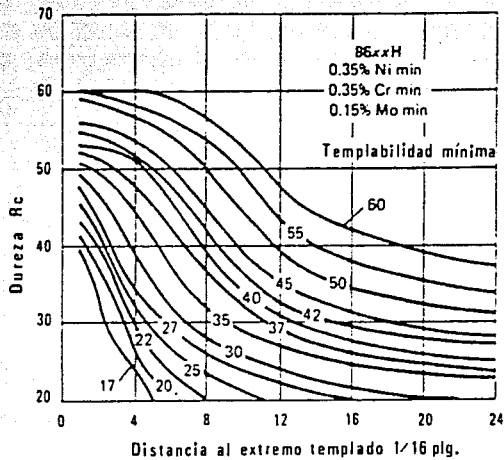
## TEMPLABILIDAD DE LOS ACEROS ALEADOS Y AL CARBONO

La templabilidad de un acero es la propiedad que determina la penetración y distribución de la dureza inducida por el temple. Se considera que los aceros que exhiben penetración profunda de la dureza tienen buena templabilidad.

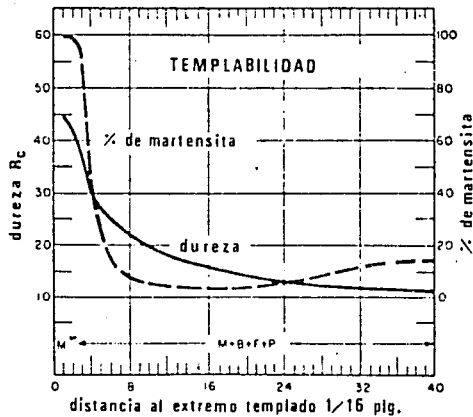
La templabilidad en un acero es gobernada primordialmente por la composición química (contenido de carbono y aleantes), además de la temperatura de austenitización y el tamaño de grano austenítico en el momento del temple. En algunos momentos, durante un tratamiento térmico, la composición química de la austenita puede no ser igual a la determinada por un análisis químico, debido a que algunos carburos pueden ser insolubles a la temperatura de austenitización usada. Estos carburos pueden ser mostrados en un análisis químico, pero, al no disolverse en la austenita, no contribuyen a la templabilidad, dando por resultado valores de dureza inferiores a los calculados teóricamente.

Existen varios métodos para evaluar la templabilidad, entre ellos podemos mencionar: el ensayo Jominy, el ensayo de templabilidad al carburizado, el ensayo de templabilidad al aire y el ensayo de templabilidad SAC.

GRAFICA 1.- Efecto de los contenidos de carbono en la dureza, medida mediante el ensayo Jominy para el acero AISI 8620. (2)



GRAFICA 2.- Curva de templabilidad para el acero AISI B620. (2)



## ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL DE LOS ACEROS

La superficie de los aceros es usualmente endurecida para mejorar la resistencia al desgaste o fatiga en las partes fabricadas. Otros beneficios derivados del endurecimiento superficial incluyen resistencia a la deformación plástica en la superficie y resistencia al impacto durante el ensamble o servicio.

## CARACTERISTICAS DE LAS SUPERFICIES ENDURECIDAS

Algunas de la características de las superficies endurecidas se enlistan a continuación.

### SUPERFICIE ENDURECIDA POR INDUCCION O POR FLAMA

Dura, superficie altamente resistente al desgaste (gran profundidad de capa), buena capacidad para soportar cargas de contacto, buena resistencia a la fatiga, regular control dimensional, temple medianamente libre de grietas, se usan aceros de costo bajo satisfactoriamente, requiere capitales medianos para endurecimiento por inducción y capitales bajos para endurecimiento por flama.

### CARBURIZADO

Duro, superficie altamente resistente al desgaste (mediana profundidad de capa), excelente capacidad para soportar cargas de contacto, buena resistencia a la fatiga, temple libre de grietas, requiere aceros de costo bajo y medio, requiere capitales altos.

### CARBONITRURADO

Duro, superficie altamente resistente al desgaste (pequeña profundidad de capa), regular capacidad para soportar cargas de contacto, buena resistencia a la fatiga, buen control dimensional, temple libre de grietas, los aceros de costo bajo son empleados satisfactoriamente, requiere capitales medianos.

### NITRURADO

Duro, superficie altamente resistente al desgaste (pequeña

profundidad de capa), regular capacidad para soportar cargas de contacto, buena resistencia a la fatiga, excelente control dimensional, aceptablemente libre de grietas de temple (en el precalentamiento), requiere de aceros de costo alto, requiere medianos capitales.

Los métodos empleados en el endurecimiento superficial pueden hacerse mediante el calentamiento y temple de la superficie de la pieza o haciendo una aleación de la superficie con aleantes intersticiales (carbono y nitrógeno).

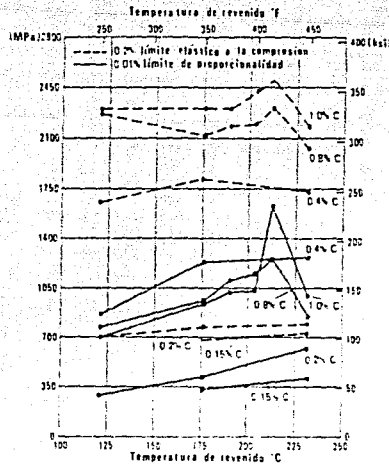
Dos métodos de endurecimiento superficial que no cambian la composición química de la superficie y que, por lo tanto, requieren de aceros que deben tener buena templabilidad, son el endurecimiento por inducción y endurecimiento por flama. El carburizado, el nitrurado y el carbonitrurado son procesos de aleación superficial y se pueden aplicar a cualquier acero sin importar que templabilidad tenga.

TABLA 2.-Composición química y templabilidad del acero AISI 8620 carburizado o carbonitrurado <sup>(2)</sup>

ACERO	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
8620	0.18-0.23	0.7-0.9	0.035	0.04	0.2-0.35	0.4-0.7	0.4-0.6	0.15-0.25

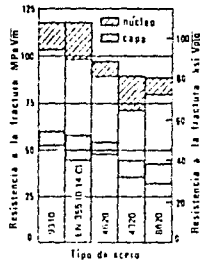
TEMPLABILIDAD DE CAPA CALCULADA		TEMPLABILIDAD DE CAPA CALCULADA		TEMPLABILIDAD DE CAPA CALCULADA	
TEMPLADO A 830°C (1525°F)		TEMPLADO A 925°C (1700°F)		TEMPLADO DE 830 A 925°C (1525 a 1700°F)	
mm.	plg.	mm.	plg.	mm.	plg.
65	2.6	136	5.4	48	1.9

GRAFICA 3.- Efectos del contenido de carbono y de la temperatura de revenido en el endurecimiento del acero AISI 8620. (2)



Efectos del contenido de carbono y de la temperatura de revenido en el límite elástico a la compresión y en el límite proporcional para aceros del tipo 86XX endurecidos a 830°C (1525°F).

FIGURA 1.- Resistencia a la fractura de varios tipos de aceros carburizados. (2)



Las áreas grises y rayadas representan rangos de resistencia a la fractura medidos en la capa y núcleo, respectivamente, de aceros carburizados. Espémenes del tipo Charpy fueron fracturados antes de la prueba y luego ensayados con una carga aplicada lentamente. La profundidad de la grieta hecha antes del ensayo fue de 0.5 mm. (0.02 plg.) para medir la resistencia de la capa carburizada y 2.5 mm. (0.10 plg.) para medir la resistencia del núcleo. La penetración de la capa carburizada con un contenido mínimo de 0.50% de carbono fue de 0.75 a 0.90 mm. (0.030 a 0.035 plg.).

## RESISTENCIA AL DESGASTE

El desgaste de los metales se produce por la deformación plástica de la superficie y del material cercano a la superficie y por el desprendimiento de inclusiones, lo que puede formar cavidades. En los metales este proceso se produce por contacto con otros metales, con sólidos no metálicos, con líquidos fluyendo sobre la superficie y con partículas sólidas o líquidos atomizados arrastrados por flujos de gases que, al golpear la superficie, arrancan material.

El desgaste involucra daño superficial de un cuerpo, debido al movimiento relativo entre la superficie y una o más sustancias que hacen contacto con dicha superficie; generalmente consiste en una pérdida progresiva de material.

El desgaste puede llevar a un cambio crítico de dimensiones, incremento en la vibración, daño por fatiga, pérdida de contacto por cavidades, generación de partículas abrasivas, provocar goteo de fluidos en depósitos cerrados, operación ineficiente y/o falla del equipo.

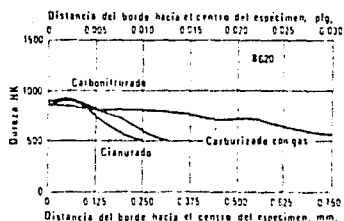
Debido a su bajo costo y excelentes características, el acero AISI 8620 es ampliamente usado para la fabricación de piezas que requieren de endurecimiento superficial.

TABLA 3.- Aceros carburizables y sus aplicaciones.<sup>(2)</sup>

Designación	Tipo	Aplicación
1006	Ultra bajo carbono.	Capa muy blanda; usada para aplicar alta deformación luego del carburizado.
1010	Bajo carbono.	Grado estandar para capa blanda en piezas delgadas.
1018	Bajo carbono.	Grado estandar para cualquier forma, incluyendo ruedas; pueden obtenerse capas con resistencia media para piezas con secciones medias.
1213	Bajo carbono.	Usado para producir tornillos para partes de maquinaria; no recomendado para soportar cargas dinámicas.

3120	Baja aleación, Ni Cr.	Para secciones medias en la que se requiere capa dura y resistente.
3310	Media aleación, Ni-Cr.	Para secciones grandes; excelente templabilidad; para grandes cargas dinámicas.
4320	Baja aleación, Ni Cr-Mo.	Para secciones medias con capa muy dura y resistente.
4620	Baja aleación, Ni Cr-Mo.	Excelente templabilidad; para piezas de sección grande; capa resistente.
6120	Muy baja aleación, Cr-V.	Para secciones medias y delgadas; Grano fino, aun con altas temperaturas de carburizado.
8620	Baja aleación, Ni Cr-Mo.	Para secciones delgadas con una combinación de capa muy dura y resistente para piezas bajo fatiga y desgaste.

GRAFICA 4.- Valores de dureza transversal medidos con un indentador Knoop (100 g. de carga) en la sección de un acero AISI 8620 en especímenes cianurados, carbonitrurados y carburizados. <sup>(2)</sup>

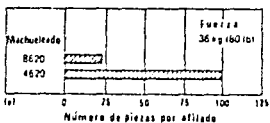
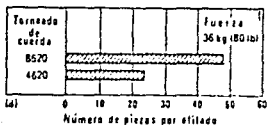
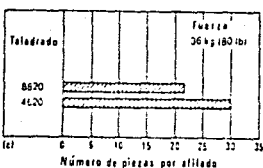
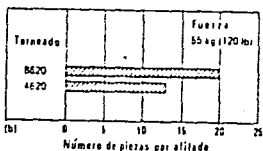
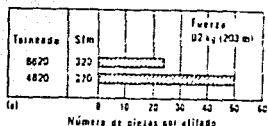


## CARACTERISTICAS DE MAQUINADO DE LOS ACEROS

Las características de maquinado de los aceros aleados y al carbono están afectadas por muchos factores, como son: la composición, la microestructura y el nivel de endurecimiento, las velocidades de avance y profundidad de corte, la selección del líquido de corte y el material del cortador. Todo esto afecta el costo de producir una pieza de acero. En ésta sección se darán algunos parámetros recomendados para el maquinado

del acero AISI 8620, así como algunas comparaciones con otros aceros similares.

FIGURA 2.- Vida de la herramienta para diferentes operaciones de maquinado. (2)



Vida de la herramienta observada durante el maquinado de partes similares de acero AISI 4620 y 8620; el taladrado y el machueledado fueron hechos después de carburizar las piezas.

- Torneado de la pieza luego de normalizar el acero; herramienta de carburo de tungsteno.
- Torneado de la pieza a partir de aceros rolados en caliente; 2 m/s (400 ft/min).
- Taladrado con herramienta de acero T-1; 0.15 m/s (30 ft/min).
- Roscado a partir de aceros rolados en caliente; 2 m/s (400 ft/min).
- Machueledado con herramienta de acero T-1; 0.15 m/s (30 ft/min).



TABLA 4.- Condiciones recomendadas para varias operaciones de maquinado en aceros con diferente nivel de dureza. (S. I.)<sup>(2)</sup>

GRADO	CONDICION DEL MATERIAL (a)	DUREZA HB	TIPO DE HERRAMIENTA	TALADRADO RPM	CEPILLADO RPM	TORNEADO RPM
1030	HR, N, A, CD	175-225	HSS	480(c)	305(f)	465(g)
			CARBURO	1780(e)	1270(h)	2030(i)
1060	HR, N, A, CD	175-225	HSS	430(c)	305(j)	455(g)
			CARBURO	1650(e)	1270(h)	2005(e)
H-11	A	225-300	HSS	280(d)	250(f)	330(e)
			CARBURO	1320(e)	1015(h)	1780(i)
4340	N, Q & T	275-325	HSS	280(d)	180(j)	305(g)
			CARBURO	1220(c)	915(f)	1675(g)
4340	Q & T	375-425	HSS	150(b)	---	180(e)
			CARBURO	760(d)	---	1145(g)
8620	HR, A, CD	175-225	HSS	430(c)	280(f)	560(g)
			CARBURO	1620(e)	1270(h)	2235(i)

(a) HR, rolado en caliente; N, normalizado; A, recocido; CD, rolado en frío; Q & T, temple y revenido.

(b) Avance de 0.076 a .10 mm/rev.

(c) Avance de 0.18 a 0.2 mm/rev.

(d) Avance de 0.13 mm/carrera.

(e) Avance de 0.23 a 0.25 mm/rev.

(f) Avance de 1.3 mm/carrera.

(g) Avance de 0.30 mm/rev.

(h) Avance de 2.0 mm/rev.

(i) Avance de 0.51 mm/rev.

(j) Avance de 76 mm/carrera.

TABLA 4A.-Condiciones recomendadas para varias operaciones de maquinado en aceros con diferentes niveles de dureza. (Sistema Inglés)<sup>(2)</sup>

GRADO	CONDICION DEL MATERIAL (a)	DUREZA HB	TIPO DE HERRAMIENTA	TALADRADO RPM	CEPILLADO RPM	TORNEADO RPM
1030	HR, N, A, CD	175-225	HSS	95(c)	60(f)	95(g)
			CARBURO	350(e)	250(h)	400(i)
1060	HR, N, A, CD	175-225	HSS	85(c)	60(j)	90(g)
			CARBURO	325(e)	250(h)	395(e)
H-11	A	225-300	HSS	55(d)	45(f)	65(e)
			CARBURO	260(e)	200(h)	350(i)
4340	N, Q & T	275-325	HSS	55(d)	35(j)	60(g)
			CARBURO	240(c)	180(f)	330(g)
4340	Q & T	375-425	HSS	30(b)	---	35(e)
			CARBURO	150(d)	---	225(g)
8620	HR, A, CD	175-225	HSS	85(c)	55(f)	110(g)
			CARBURO	320(e)	250(h)	440(i)

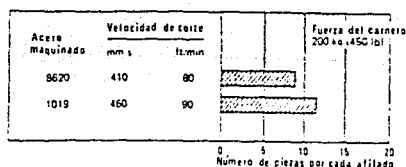
- (a) Igual que en la tabla anterior.
- (b) Avance 0.003 a 0.004 plg/rev.
- (c) Avance 0.007 a 0.008 plg/rev.
- (d) Avance 0.005 a 0.006 plg/rev.
- (e) Avance 0.009 a 0.01 plg/rev.
- (f) Avance 0.05 plg/carrera.
- (g) Avance 0.015 plg/rev.
- (h) Avance 0.08 plg/carrera.
- (i) Avance 0.02 plg/rev.
- (j) Avance de 0.03 plg/carrera.

TABLA 5.- Categorías para varios aceros basadas en las velocidades de corte recomendadas. (2)

OPERACION	TIPO DE HERRAMIENTA	1030	1060	H-11	4340	4340	8620
		175-225	175-225	225-300	275-325	375-425	175-225
TALADRADO	HSS	9	7	2.5	2.5	1	7
	CARBURO	9	7	3	2	1	6
CEPILLADO	HSS	9	3	5	2	1	7.5
	CARBURO	7	7	3	2	1	7
TORNEADO	HSS	8	4.5	3	2	1	9
	CARBURO	6	4	3	2	1	9

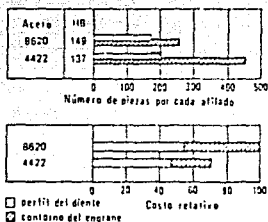
\* Los números más altos representan aceros con mejor maquinabilidad.

FIGURA 3.- Vida de la herramienta para el cepillado de un acero aleado y un acero al carbono. (2)



Comparación de la vida de la herramienta y la velocidad de corte para el cepillado de aceros 1019 y 8620 carburizados; Los valores de dureza en la capa carburizada fueron 20 Rc para el 1019 y 23 Rc para el 8620. La pieza tenía 300 mm. (12 plg.) de diámetro por 430 mm. (17 plg.) de longitud.

FIGURA 4.- Comparación de maquinado entre el acero AISI 8620 y el acero AISI 4422. <sup>(2)</sup>



Vida de la herramienta y costo relativo para el maquinado de un engrane hipoidal de acero 8620 y 4422. Las velocidades de corte y alimentación de piezas fueron las mismas para ambos casos.

TABLA 6.- Velocidades de maquinado para los aceros aleados. <sup>(2)</sup>

Tipo de acero	Grado de maquinabilidad	Rango de dureza típica HB
1330	55 (a)	179-235
1340	50 (a)	183-241
4023	70 (b)	156-207
4028	75 (a)	167-212
4118	60 (b)	170-207
4142	65 (a)	187-229
4620	65 (b)	183-229
5015	65 (b)	156-196
5060	55 (c)	170-212
5130	70 (a)	174-212
5155	55 (a)	183-235
8615	70 (b)	179-235
8620	65 (b)	179-235
8640	65 (a)	184-229
8650	60 (a)	187-248
8660	55 (c)	179-217

(a) Microestructura compuesta primordialmente de ferrita y perlita laminar.

(b) Microestructura compuesta primordialmente de perlita y bainita acicular como la que se encuentra en aceros rolados en caliente.

(c) Microestructura compuesta principalmente de esferoidita.

# PROPIEDADES MECANICAS

CARACTERISTICAS DEL ACERO AISI 8620. (3)

## PUNTOS CRITICOS APROXIMADOS

Ac<sub>1</sub> = 732°C

Ac<sub>3</sub> = 829°C

Ar<sub>3</sub> = 768°C

Ar<sub>1</sub> = 660°C

## TRATAMIENTO TERMICO RECOMENDADO

Forjado a 1232°C máximo.

Normalizado 897°C - 954°C.

Carburizado 927°C.

Recocido dureza máxima 163 Bhn.

## TRATAMIENTO TERMICO DE ESPECIMENES ENSAYADOS

- (1) Normalizado a 927°C en redondos de 1 1/4"
- (2) Maquinado a redondos de 1" ó 0.540".
- (3) Seudocarburizado a 927°C por 8 horas.
- (4) Enfriado en caja a temperatura ambiente.
- (5) Recalentado a las temperaturas descritas abajo y templado en aceite.
- (6) Revenido a 149 °C.
- (7) Ensayado en redondos de 0.505".

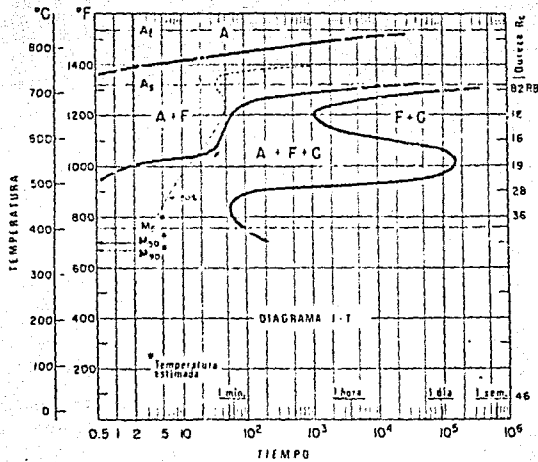
## TRATAMIENTOS TERMICOS EN REDONDOS DE 1"

TEMPERATURA DE RECALENTADO C	LIMITE DE FLUENCIA PSI	DE 0.2%	TENSION A FRACTURA PSI	ELONGACION %	REDUCCION DE AREA %	Bhn
774	103000		131000	15	52	277
802	111000		139000	16	54	293
843	124000		152000	17	55	321
TEMPLE LUEGO DE (3)	127000		156000	14	50	321

## TRATAMIENTOS TERMICOS EN REDONDOS DE 0.540"

TEMPERATURA DE RECALENTADO C	LIMITE DE FLUENCIA PSI	DE 0.2%	TENSION A FRACTURA PSI	ELONGACION %	REDUCCION DE AREA %	Bhn
774	112000		136000	15	49	285
802	123000		151000	15.5	50	321
843	132000		159000	16.5	56	331
TEMPLE LUEGO DE (3)	134000		161000	15	53	331

GRAFICA 5.-Diagrama I-T. (3)



Austenitizado a 899 °C.  
Tamaño de grano 9-10.

CLAVE

A-Austenita. B-Bainita.  
C-Carburo. F-Ferrita.  
M-Martensita. F-Perlita.

DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO. (3)

Ampliamente usado para partes carburizadas, como son los engranes y las lengüetas, el acero AISI 8620 es un acero de triple aleación con buen endurecimiento.

Decreciendo la tasa de enfriamiento se tienen los siguientes efectos: Fs aumenta, para luego volverse constante; Bs aumenta ligeramente y Ms permanece constante hasta 7/32", donde baja bruscamente. Las líneas de transformación de 85 y 95% invierten sus posiciones en un perfil de "U". Con respecto a los cambios de microestructura, la figura 5a muestra cómo se forma ferrita a lo largo de los bordes de los granos de austenita y crece dentro de los granos como placas. (el área negra es, probablemente, bainita). Más bainita se forma al favorecer el enfriamiento en esta posición, como ilustra la figura 5b. Las figuras 5c a 5f muestran el curso

de la transformación en la posición  $1\frac{1}{4}$ ". Se forman grandes cantidades de ferrita en bloques después de 60 seg. (figura 5d) y la bainita aparece después de que la mayoría de la transformación ha ocurrido (figuras 5e y 5f).

Todas las fotos 1000X.<sup>(a)</sup>

Fig. 5a  
3/16 in.,  
7 seg

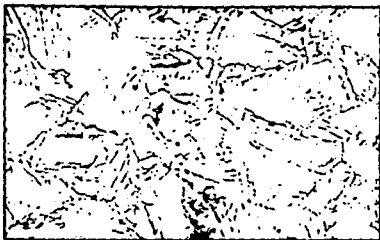


Fig. 5b  
3/16 in.,  
20 seg



Fig. 5c  
1 1/4 in.,  
40 seg

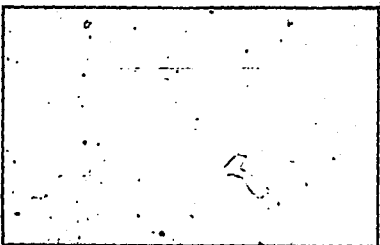


Fig. 5d  
1 1/4 in.,  
60 seg

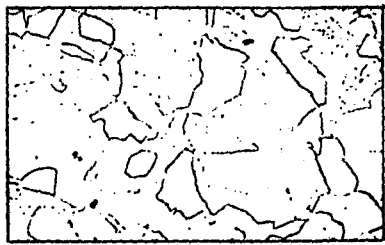


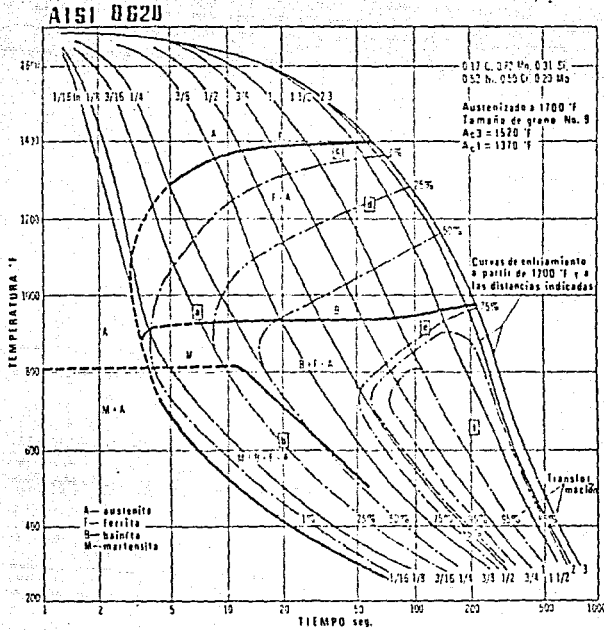
Fig. 5e  
1 1/4 in.,  
120 seg



Fig. 5f  
1 1/4 in.,  
210 seg



GRAFICO 6.- Diagrama T T-T. (3)



NOTA: Las letras encerradas en un cuadrado indican la microestructura presente en esa posición a varios intervalos de tiempo y se muestran en la figura 5.

## ELEMENTOS DE LA TEORIA DE LA PLASTICIDAD. (4), (5)

### INTRODUCCION

La teoría de la plasticidad estudia el comportamiento de los materiales a deformaciones donde la ley de Hooke no es válida. Una serie de fenómenos físicos en la deformación plástica hace que la formulación matemática de esta sea más difícil que la descripción del comportamiento de un sólido elástico. Por ejemplo, la deformación plástica no es un proceso

reversible, como en el caso de la deformación elástica. Además, la deformación elástica depende sólo de los valores final e inicial del esfuerzo y la deformación, siendo su relación lineal, mientras que la deformación plástica depende de la carga para la cual la deformación final es alcanzada, y presenta una variación de punto a punto.

El fenómeno del endurecimiento por deformación es difícil de incluir en la teoría de la plasticidad sin involucrar una alta complejidad matemática. Además, muchos otros aspectos del comportamiento de los materiales reales, como la anisotropía plástica, la histéresis elástica y el efecto Bauschinger, no pueden ser tratados fácilmente por la teoría de la plasticidad. A pesar de todo esto, la teoría de la plasticidad ha sido una de las áreas más activas en cuanto a investigación y se han logrado grandes avances para resolver importantes problemas ingenieriles.

La teoría de la plasticidad está relacionada con diferentes problemas. Desde el punto de vista del diseño, la plasticidad se relaciona con la predicción de la carga máxima que puede soportar un cuerpo sin causar fluencia. También contempla problemas en los que el cuerpo está intencionadamente sometido a tensiones superiores al límite elástico. Por ejemplo, la plasticidad ha de tomarse en cuenta en el diseño de diferentes piezas como son bujes y flechas unidos mediante ajustes por contracción y en flecha de rotores que pueden deformarse por velocidad excesiva, las consideraciones de pequeñas deformaciones plásticas permiten economía en la construcción.

En el tratamiento matemático de la conformación plástica de los metales se requiere el análisis de grandes deformaciones plásticas, este aspecto de la plasticidad es muy difícil de describir de un modo analítico muy riguroso; por consiguiente, para obtener una solución matemática manejable es preciso establecer algunas simplificaciones y restricciones que describiremos más adelante.

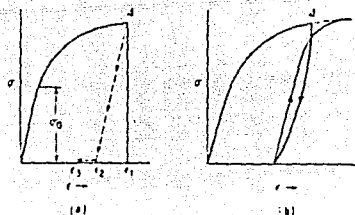


## CURVAS DE FLUENCIA

La curva tensión-deformación obtenida por carga uniaxial, ya sea mediante el ensayo de tensión o compresión, <sup>(σ)</sup> es de interés fundamental en la plasticidad cuando se utilizan como variables la tensión real  $\sigma$  y la deformación real  $\epsilon$ . La tensión real está dada por la carga dividida entre el área de la sección transversal instantánea de la probeta, mientras que la deformación real es la variación en longitud entre dos puntos de la probeta ensayada dividida por la longitud en ese momento.

En la figura se muestra la curva real tensión-deformación para un metal dúctil típico como, por ejemplo, el aluminio. La ley de Hooke se cumple hasta un cierto límite elástico  $\sigma_0$ . A partir de  $\sigma_0$  el metal se deforma plásticamente.

FIGURA 6.- Curvas típicas de esfuerzo-deformación para un metal dúctil. <sup>(4)</sup>



La mayoría de los metales se endurecen por deformación en esta zona plástica, de manera que los aumentos de deformación requieren mayores tensiones que el límite elástico inicial  $\sigma_0$ . Sin embargo, al contrario de lo que sucedía en la región elástica, la tensión y la deformación no están relacionadas por una ecuación lineal. Si el metal es deformado hasta el punto A, cuando se retira la carga disminuye inmediatamente la deformación total desde  $\epsilon_1$  a  $\epsilon_2$  en una cantidad  $\sigma/E$ . La disminución  $\epsilon_1 - \epsilon_2$  es la deformación elástica recuperable. En algunos metales, dependiendo de la

temperatura, la deformación  $\epsilon_1 - \epsilon_2$  no será permanente ya que una pequeña cantidad de deformación plástica  $\epsilon_2 - \epsilon_3$  desaparecerá con el tiempo. (Fig. 6a). Esto es conocido como un comportamiento anelástico. En general, la deformación anelástica es despreciada en las teorías matemáticas de la plasticidad.

Generalmente, la curva tensión-deformación, al cesar la carga después de una deformación plástica, no será exactamente lineal y paralela a su porción elástica. Además, al volver a aplicar la carga, la línea se curva al aproximarse la tensión al valor inicial desde el que se retiró la carga. Con una pequeña deformación plástica adicional, la curva tensión-deformación se transforma en una continuación de lo que habría sido si no se hubiera interrumpido la carga. (Fig 6b). Este comportamiento se denomina histéresis, resultante de aplicar y retirar la carga después de la deformación plástica y es despreciado en las teorías de la plasticidad.

#### ESFUERZO REAL - DEFORMACION REAL

El esfuerzo real es la carga en cualquier instante dividida por la sección transversal del área sobre la que actúa. El esfuerzo ingenieril, o esfuerzo convencional, es la carga dividida sobre el área original.

El esfuerzo real será expresado con el símbolo ( $\sigma$ ), mientras que el esfuerzo ingenieril será expresado con ( $s$ ).

$$\text{Esfuerzo real } \sigma = P/A \quad \text{ec. (1)}$$

Esfuerzo ingenieril

$$s = P/A_0 \quad \text{ec. (2)}$$

Para nuestro caso en especial tenemos que, para una sección circular:

$$A = \pi r^2 \quad \text{ec. (3)}$$

sustituyendo la ecuación (3) en la ecuación (1)

$$\sigma = F/\pi r_f^2 \quad \text{ec. (4)}$$

Donde  $r_f$  es el radio final de la probeta.

La siguiente ecuación describe el concepto convencional de la deformación lineal unitaria, esto es, la variación de la longitud referida a la longitud inicial.

$$e = \Delta L/L_0 = 1/L_0 \int_{L_0}^L dL \quad \text{ec. (5)}$$

Esta definición es satisfactoria para deformaciones elásticas en las que  $\Delta L$  es muy pequeña. Sin embargo, en la deformación plástica las deformaciones son grandes y, durante el proceso, la distancia entre puntos varía considerablemente. Ludwik, en 1909, propuso la definición de deformación como la diferencia de longitud entre dos puntos dividida por la longitud instantánea durante un proceso de deformación, en vez de a la variación de la longitud referida a la longitud inicial.

$$\epsilon = \sum L_1 - L_0/L_0 + L_2 - L_1/L_1 + L_3 - L_2/L_2 + \dots$$

$$\text{o bien } \epsilon = \int_{L_0}^L dL/L = \ln L/L_0 \quad \text{ec. (6)}$$

La relación entre la deformación real y la deformación lineal convencional es:

$$e = \Delta L/L_0 = L - L_0/L_0 = L/L_0 - 1$$

$$e + 1 = L/L_0$$

$$\epsilon = \ln L/L_0 = \ln (e + 1) \quad \text{ec. (7)}$$

Las dos mediciones de la deformación son casi idénticas hasta deformaciones de aproximadamente 0.1.

Ahora bien, una de las características básicas de la deformación plástica es que un metal es esencialmente incompresible. Los cambios de densidad en un metal después de grandes deformaciones plásticas son menores al 0.1%. Por lo tanto, como una buena aproximación ingenieril podemos considerar que el volumen de un sólido metálico permanece constante durante la deformación plástica.

Dado que el volumen permanece constante,  $A_0 L_0 = A L$  y la ecuación

(b) puede escribirse en términos de las áreas o de las longitudes.

$$\epsilon = \ln A_0/A = \ln L/L_0$$

Para una sección circular, usando la ecuación (3)

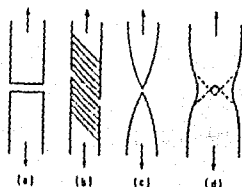
$$\therefore \ln (\pi r_0^2)/(\pi r^2) = \ln (r_0/r)^2$$

$$\epsilon = 2 \ln r_0/r \quad \text{ec. (8)}$$

## TIPOS DE FRACTURA EN LOS METALES.<sup>(4), (7), (8), (9), (10), (11)</sup>

Los metales pueden exhibir muchos tipos de fractura, dependiendo del material, temperatura, estado de esfuerzos y velocidad de la aplicación de la carga. La clasificación general usada es fractura dúctil y fractura frágil. En la figura 7 se muestran algunos de los tipos de fractura que se presentan en los metales sometidos a esfuerzos tensiles.

FIGURA 7.<sup>(4)</sup>



La fractura frágil está caracterizada por la separación a través de un plano perpendicular a la dirección del esfuerzo de tensión. (Fig. 7a)

Aunque aparentemente no hay evidencia de deformación plástica, mediante un análisis de difracción con rayos X es posible detectar una delgada banda de metal deformado en la superficie de fractura.

Ejemplos de materiales que presentan este tipo de fractura son las fundiciones, los carburos y los materiales amorfos como el opalo, el vidrio y la obsidiana, que algunas veces muestran superficies de fractura lisas, mientras que otras forman superficies de fractura conchoide con algunas curvas concéntricas, sobre todo cuando el esfuerzo tensil que causó la

fractura fue producido a través de una fuerza de impacto concentrado.<sup>(10)</sup>

La fractura frágil se ha observado en metales cúbicos de cuerpo centrado (cc) y hexagonales compactos (hc), pero no en cúbicos de caras centradas (ccc) a no ser que existan factores que contribuyan a la fragilización de los límites de grano.<sup>(12)</sup>

La fractura dúctil puede tomar muchas formas. Los monocristales de los metales hc pueden deslizar sobre sus planos basales hasta que, finalmente, los cristales se separan por cizallamiento (Fig. 7b).

En espécimenen policristalinos de metales muy dúctiles, como el oro y la plata, puede formarse un cuello muy pequeño antes de que se rompan (Fig. 7c). En la fractura (de metales moderadamente dúctiles) producida por tensión, la deformación plástica forma, eventualmente, la estricción de la muestra (Fig 7d). La fractura comienza en el centro del espécimen y luego se extiende, por una separación debida al cizallamiento, a lo largo de las líneas punteadas en la figura 7d. Esto da por resultado la familiar fractura de copa y cono.

También en la compresión axial la mayoría de los metales policristalinos se rompen, pero en una superficie inclinada en un cierto ángulo, generalmente mayor a  $45^\circ$ , con respecto a la dirección de compresión y la superficie de fractura presenta zonas en que la apariencia es fibrosa y otras donde es granular.<sup>(13)</sup>

Las fracturas son clasificadas según varias características, como son la deformación a la fractura, la forma cristalográfica de la fractura y el aspecto de la fractura. Los terminos usados para describir una fractura son resumidos a continuación.

#### COMPORTAMIENTO DESCRITO

#### TERMINO USADO

Deformación a la fractura  
Forma cristalográfica  
Aspecto de la fractura

Dúctil  
Cizallamiento  
Fibrosa

Frágil  
Clivaje  
Granular

Una fractura por cizallamiento se presenta como resultado de un deslizamiento sobre los planos de deslizamiento activo. Este tipo de fractura es promovida por esfuerzos de corte. La fractura por clivaje es controlada por esfuerzos tensiles que actuan normalmente sobre los planos cristalográficos de clivaje.

Drowan propuso dos mecanismos para la propagación de una fractura por clivaje. Según el primero, esta comienza simultáneamente en todos los iones en un plano de clivaje y de acuerdo con el segundo, ésta empieza en uno o varios puntos y se propaga a través del plano de un cristal con una velocidad finita. La mayoría de los investigadores han aceptado la segunda hipótesis ya que se sabe que es necesario un tiempo finito para la formación y propagación de una grieta. En el punto en que la grieta empieza un pulso de energía entra a gran velocidad dentro del plano y produce una oscilación en las ligaduras que hace que éstas se rompan, produciéndose así la fractura por clivaje.<sup>(13)</sup>

Las superficies de fractura producidas por cizallamiento, cuando se observan a bajas magnificaciones, presentan una apariencia gris y fibrosa, mientras que la fractura por clivaje es brillante y granular, debido a la reflexión de la luz que se produce en las superficies de clivaje expuestas.

Frecuentemente, las superficies de fractura consisten de una mezcla de apariencias fibrosa y granular, y es usual dar un porcentaje del área superficial que cae dentro de cada categoría.

Basados en una observación metalográfica, la fractura en muestras policristalinas es clasificada como transgranular (la grieta se propaga a través de los granos) o intergranular (la grieta se propaga a lo largo de los límites de grano).

Los metales de los sistemas cúbicos presentan, a temperatura ambiente, comportamientos complicados debido a la facilidad que sus

cristales tienen para deslizar en sus planos. Los cristales de estos metales son extremadamente dúctiles y pueden endurecerse considerablemente por deformación antes de que el cizallamiento pueda empezar en ellos, este endurecimiento causa un máximo en la fuerza de tensión o compresión. Después que el máximo se ha alcanzado, comienza la formación del cuello o abarrilamiento. Cuando finalmente se rompe, el cristal original se encuentra altamente deformado y no se puede establecer fácilmente un plano de deslizamiento.

Por otro lado, se ha encontrado que los cristales de ferrita en barras de acero dulce, cuando se rompen por tensión a temperaturas muy bajas, muestran fracturas por clivaje; a temperaturas intermedias la porción central de la fractura es una combinación de clivaje y fractura por cizallamiento y a la temperatura ambiente los planos de cizallamiento predominan en los granos de ferrita.

Con esto se establece que lo que parece una fractura por clivaje puede consistir predominantemente ya sea de: planos en los granos del cristal orientados en la dirección en la cual la ferrita se deforma plásticamente por deslizamiento (planos de cizallamiento con respecto a los planos cristalográficos), de planos que coinciden con los planos reales de clivaje (planos cúbicos) de los granos de ferrita o de una combinación de ambas clases de planos (deslizamiento y clivaje) dependiendo de la temperatura y la velocidad de aplicación de la carga. La fractura por clivaje usualmente asociada con el comportamiento frágil no está confinada sólo a los casos en los cuales no se aprecia deformación plástica sino también se ha observado en metales que han sido deformados permanentemente antes de romperse.

## FRACTURA POR ESFUERZOS CORROSIVOS. <sup>(14)</sup> y <sup>(14)</sup>

Griffith estableció en siguiente criterio para la propagación de una fractura:

"Una fractura se propagará cuando la energía de deformación elástica disminuya, en una proporción al menos igual a la energía requerida para crear una nueva superficie de fractura".

Este criterio se basa en un equilibrio termodinámico y puede ser usado para determinar la magnitud del esfuerzo que causará el crecimiento de una grieta de cierto tamaño de una forma frágil.

Cuando el esfuerzo aplicado a un espécimen tiene que romper las ligaduras entre los iones en la punta de una muesca o grieta, no siempre es suficiente para extender la fractura, sin embargo en algunos casos la energía requerida puede ser suministrada por otros medios, por ejemplo, mediante evaporación (y condensación en otra parte de la muesca o en el resto del cuerpo), difusión (a lo largo de la superficie de la muesca o a través del cuerpo) y por disolución química. Bajo estas condiciones la muesca puede crecer, aun bajo esfuerzos compresivos.

Esto es importante en mecanismos de fractura a alta temperatura como en fracturas por esfuerzos corrosivos en ambientes químicamente activos. Cuando algunos metales que contienen esfuerzos internos son expuestos a ciertos agentes químicos (por ejemplo: bronce en vapores de amoníaco) algunas veces desarrollan profundas fisuras a lo largo de planos activos de deslizamiento (particularmente en aquellos que contienen una alta densidad de dislocaciones en metales y aleaciones de baja energía de error de apilamiento) o a lo largo de los límites de grano.

Cuando el agente químico es lo suficientemente selectivo y agresivo, prácticamente toda la energía superficial necesaria puede ser suministrada por la energía liberada por la reacción química y la fractura puede crecer aun bajo esfuerzos muy pequeños.



## ENSAYOS DE COMPRESION.<sup>(15)</sup>

### COMPRESION DE SOLIDOS DUCTILES

Al menos el 90% de los metales usados hoy en día han sufrido una operación de deformación plástica como la forja, el rolado o la extrusión, en algún momento entre su extracción inicial y su fabricación final. En todas estas operaciones se involucra compresión y una alta deformación plástica.

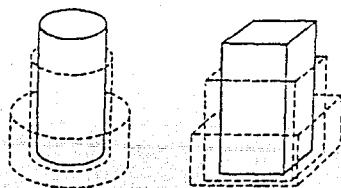
La susceptibilidad para soportar grandes deformaciones plásticas y sus límites en un material en particular pueden ser determinados en los metales usando pruebas de compresión en cilindros o bloques pequeños, y las relaciones esfuerzo-deformación obtenidas pueden ser empleadas para predecir la presión y fuerzas necesarias en las operaciones de forja.

### COMPRESION HOMOGENEA DE CILINDROS

Ahora analizaremos el comportamiento a la compresión de cuerpos deformados plásticamente.

La más simple concepción de la compresión es la del tipo de deformación homogénea, en la cual las superficies o planos paralelos de un cuerpo permanecen paralelos entre sí. Un cilindro deformado homogéneamente reduce su altura e incrementa su diámetro mientras mantiene su forma inicialmente cilíndrica. Un cubo reduce gradualmente su altura mientras la longitud y anchura crecen sin perder paralelismo.

FIGURA 8.<sup>(15)</sup>



La compresión involucra un factor importante que es despreciado para simplificar el problema, la fricción entre las superficies planas del espécimen cilíndrico y los dados. Cuando el material es ensayado puede resbalar a los lados sobre los dados, en contra de la resistencia de fricción que actúa entre la herramienta y el espécimen. Esta fuerza de fricción no puede eliminarse completamente y puede ser lo suficientemente grande como para hacer que la resistencia aparente a la compresión del espécimen incremente más allá de la resistencia a la compresión de las herramientas, causando fracturas en estas últimas.

Tenemos, pues, que un análisis de la compresión plástica involucra no sólo consideraciones de las propiedades inherentes del metal sino también los efectos de la fricción en el proceso.

En procesos reales no es posible una compresión homogénea debido a que siempre existe fricción, aunque esta condición puede ser aproximada y se supone que la presencia de la fricción no altera la homogeneidad del flujo plástico.

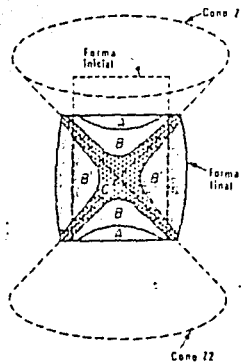
#### COMPRESION HETEROGENEA DE CILINDROS DE METALES DUCTILES

La suposición de homogeneidad es un medio convencional para formular relaciones básicas entre los varios parámetros de los procesos de compresión. En la práctica no es posible mantener homogeneidad debido a la fricción entre el metal y el dado. Por la influencia de este factor, el material localizado lejos de la superficie de contacto fluye más rápidamente que aquél más cercano, causando que el espécimen se abarrile. El grado de abarrilamiento desarrollado para una reducción de altura dada, incrementa con incrementos de la fricción entre las superficies de contacto entre el espécimen y los dados. En condiciones extremas no hay deslizamiento en las bases del espécimen cilíndrico. La expansión de las superficies planas del espécimen se produce por un encimamiento de la

superficie cilíndrica sobre el dado, la cual al aplastarse se convierte en un anillo periférico de la base circular. Dado que el material se adhiere al dado de compresión que se mueve, la deformación plástica es baja en esta zona y sufre muy poco endurecimiento por deformación.

Si un cilindro comprimido bajo condiciones de fricción elevada es seccionado a lo largo de su eje longitudinal y el grado de endurecimiento por trabajado es determinado punto a punto, se encontrará un perfil parecido al de la figura 9. Las dos zonas finales, A, tendrán menor endurecimiento por trabajado. El endurecimiento se incrementará en la vecindad de las zonas B y llegará a un máximo en C; la segunda zona que se extiende a lo largo de conos imaginarios cuyas superficies Z1 y Z2 pasan a través de los bordes en el final de las caras y convergen en el centro del cilindro son consideradas zonas de cizallamiento. Estos conos coinciden aproximadamente con la superficie de máximo corte, pero sus ángulos están entre 30 y 40°.

FIGURA 9.- Conos de deslizamiento. (15)

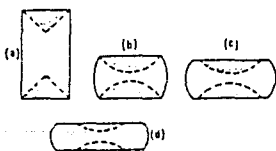


#### CONOS DE DESLIZAMIENTO

Dado que las superficies planas de un espécimen cilíndrico sufren una distorsión pequeña durante la compresión heterogénea, puede decirse que

su deformación es elástica, y que tan solo transmiten presión de los dados a la porción plástica del cuerpo comprimido. El término cono de deslizamiento, que fue creado para designar esta zona, es indicativo no solo de su forma, sino también implica que el deslizamiento ocurre principalmente en su perímetro. Ciertas dificultades en procesos industriales como la forja, el acuñado y el rolado, fueron atribuidos a estos conos. En particular, la alta resistencia a la deformación de discos delgados o láminas ha sido atribuida a la intersección de dos conos de deslizamiento opuestos. Las observaciones directas no confirman la idea de intersección de conos de deslizamiento y, además, la fricción por sí sola da una explicación satisfactoria del incremento de resistencia. Al hacerse mapas de gradientes de endurecimiento por trabajado en la sección transversal de cilindros, cuyas alturas iniciales iban decreciendo, se encontró un progresivo aplanado de los conos conforme el espécimen disminuye su altura. En cilindros muy pequeños los conos de deslizamiento no sólo se aplastan sino, además, empiezan a decrecer en diámetro cuando  $h/d$  cae por debajo de un valor mínimo. Este cambio gradual es ilustrado esquemáticamente en la siguiente figura.

FIGURA 10.- CILINDROS MOSTRANDO CONOS DE DESLIZAMIENTO. <sup>(15)</sup>



El dibujo muestra, además, la forma aproximada de la zona elástica en un cilindro durante la compresión progresiva. Un determinado ángulo del cono de deslizamiento está relacionado con un valor dado de  $h/d$ . <sup>(13)</sup>

El tamaño de las zonas de deslizamiento es máximo durante la compresión de un cilindro alto ( $h/d = 1.5$  a  $2.2$ ). Esto sucede de acuerdo a

la siguiente secuencia.

a) Cuando el espécimen es todavía alto, la zona de deslizamiento crece por un encimamiento de la superficie cilíndrica sobre el dado (ver figura 10 a y b). Esta porción sumada de la zona rígida no es blanda dado que está sufriendo deformación plástica para alcanzar su nueva posición.

b) Mientras la compresión continúa el espécimen empieza a deformarse como un cilindro corto, en vez de uno alto. Ahora, de acuerdo al comportamiento del cilindro de la figura 10 (c y d), las orillas del cilindro deslizan sobre el dado y el cono de deslizamiento encoge. Este proceso empieza en la periferia de la base del cono de deslizamiento y gradualmente se extiende hacia el eje del cono. Cuando  $h/d$  es alrededor de 1:4 o menos, las zonas de los conos de deslizamiento representan solamente una pequeña fracción del volumen total.

No se dispone de una interpretación matemática de la compresión heterogénea de un cilindro, aunque a la fecha se han desarrollado varias relaciones que se ajustan relativamente bien a los datos experimentales.<sup>(16), (17)</sup>

#### DISTORSION EN LA FORMA CAUSADA POR CONOS DE DESLIZAMIENTO

La existencia de áreas relativamente rígidas en el espécimen durante la compresión bajo alta fricción tiene un efecto característico sobre la forma del cuerpo bajo prueba. En general, un prisma o cilindro comprimido entre dados rugosos desarrollará un abultamiento doble o sencillo, dependiendo de la relación entre la altura y la dimensión transversal. El origen de estos dos tipos de distorsión puede ser explicado en la siguiente forma: Las superficies planas de la probeta, en contacto con los dados, son las bases de conos con ángulos basales de  $30^\circ$  aproximadamente. Cuando la distancia entre los dados es tal que los vértices de los conos están cerca uno del otro, el metal entre los conos

rígidos es expulsado hacia afuera, formando un solo abultamiento. Los experimentos muestran que esa condición existe en cilindros cortos con relaciones  $h/d$  menores a 1:3. Por otro lado, en cilindros altos los conos ocupan sólo una pequeña porción del volumen y sus acciones de compresión se extienden sólo una pequeña distancia a partir de las superficies planas. Consecuentemente, la sección media del cilindro está suficientemente lejos de los conos de deslizamiento como para deformarse esencialmente de una manera homogénea.

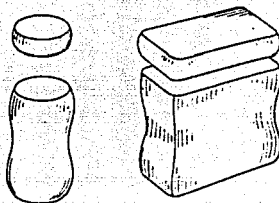


FIGURA 11.- Distorsión en la forma. <sup>(15)</sup>

## PRUEBA PARA EVALUAR LA LOCALIZACION DEL FLUJO DURANTE EL PROCESO DE FORJA. <sup>(18)</sup>

Frecuentemente, los productos de forja de geometría compleja desarrollan regiones con deformación altamente localizada. Esta deformación es revelada por líneas de flujo, diferencias en el tamaño de grano, gradientes de dureza y/o bandas de cizallamiento. Quizás el ejemplo más extremo de la localización de la deformación sean las bandas de cizallamiento adiabáticas. Estas bandas se desarrollan bajo condiciones de alta deformación cuando el calor generado por la deformación local no puede disiparse y, como resultado, el esfuerzo local de flujo decrece y estimula una alta localización de flujo. Las bandas de cizallamiento pueden extenderse a través de toda la sección transversal de una pieza forjada y, en algunos casos, pueden estar asociadas con la falla por cizallamiento o fractura.

En vista de los efectos potencialmente destructivos de la deformación localizada y de las bandas de cizallamiento adiabáticas, es necesario desarrollar pruebas que permitan evaluar la susceptibilidad de las aleaciones, en varios estados estructurales, para localizar la deformación durante la forja. Usualmente, la forjabilidad es evaluada mediante el ensayo de probetas cilíndricas lisas entre dados de forja. El énfasis en este ensayo es identificar las condiciones de operación y las propiedades del material que resultan en una fractura. Pero este ensayo de especímenes cilíndricos no toma en cuenta la simulación de diferencias en el tamaño de la sección que pueden localizar la deformación y afectar el flujo en productos de forja de forma compleja. El propósito de este ensayo es evaluar la susceptibilidad de un material a localizar el flujo plástico. Para esto se utiliza una probeta con reducción en la sección longitudinal para simular productos de forja con variaciones en su forma. No sólo se establece el proceso y las condiciones microestructurales que producen una localización del flujo y formación de bandas de cizallamiento sino también las interacciones entre las diferencias de tamaño entre las secciones.

FIGURA 12.- Perfil de la probeta sin deformar.

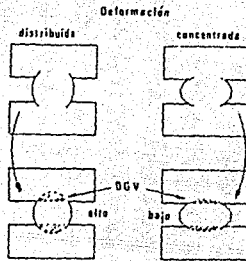


Como ya se comentó anteriormente, el espécimen cilíndrico cuenta con una reducción de diámetro en su sección media donde la deformación es concentrada durante la prueba. Otra ventaja de este espécimen es que la tendencia del material para localizar deformación, o, convencionalmente, su susceptibilidad para distribuir la deformación puede ser medida mediante un

parámetro empírico, (Percent Distributed Gage Volume), al cual nos referiremos aquí como DGV.

Este parámetro mide la fracción de volumen original de la muestra que penetra en las cabezas del espécimen.

FIGURA 13.- Esquema del DGV.



Una gran susceptibilidad para distribuir la deformación resultará en una gran penetración y altos valores del DGV.

En cambio, un material con poca susceptibilidad para distribuir la deformación no penetrará o será muy poca la penetración, dando por resultado valores de DGV bajos.

#### CALCULO DEL DGV

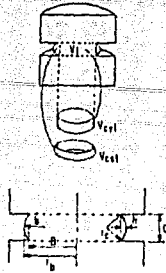
El cálculo del DGV es efectuado con las siguientes ecuaciones:

$$DGV = V_i - V_f / V_i * 100 \quad \text{ec. (9)}$$

Donde  $V_i$  y  $V_f$  son el volumen inicial y final de la muestra,  $V_f$  es determinado sumando los dos volúmenes del cilindro  $V_{cyl}$  y del sector del anillo curvado  $V_{cst}$ , como muestra la figura.



FIGURA 14 .-  $V_{cyl}$  y  $V_{csf}$



El volumen  $V_{csf}$  es determinado mediante rotación de la sección curvada sobre su centro de gravedad alrededor del eje de la muestra. El área se calcula mediante la ecuación:

$$A = 0.5 (0.01745 r_c^2 \alpha - C (r_c - h)) \text{ ec. (10)}$$

donde  $C$  es la altura final de la probeta y  $r_c$  el radio de curvatura de la sección abarrilada: ambos se miden directamente de la probeta.

La altura del sector curvado,  $h$ , se calcula de:

$$h = r_c - 0.5(4 r_c^2 - C^2)^{0.5} \text{ ec. (11)}$$

Y  $\alpha$ , el ángulo sustentado por el segmento, se calcula de:

$$\alpha = 2 \arccos (r_c - h / r_c) \text{ ec. (12)}$$

El radio de rotación  $B$  se determina mediante:

$$B = r_b - (r_b - b) \text{ ec. (13)}$$

donde  $r_b$  es el radio máximo de la sección abarrilada y se mide directamente de la probeta, y  $b$ , que es la distancia del centro de gravedad al centro del círculo, se calcula de:

$$b = C^3 / 12 A \text{ ec. (14)}$$

$V_{cyl}$  es calculado por rotación como sigue:

$$V_{cyl} = 2\pi B A \text{ ec. (15)}$$

$V_{csf}$  es determinado como:

$$V_{csf} = C \pi (r_b - h)^2 \quad \text{ec. (16)}$$

Sumando  $V_{cyl}$  y  $V_{csf}$  obtenemos  $V_f$  y el volumen inicial lo calculamos como:

$$V_i = 4/\pi d_i^2 (\text{altura inicial}) \quad \text{ec. (17)}$$

## DESARROLLO EXPERIMENTAL

### COMPOSICION DEL ACERO USADO

El acero usado tiene la siguiente composición química y características.

TABLA 7

	C	S	P	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Co	Cu
%	0.19	0.003	0.013	0.82	0.29	0.5	0.5	0.2	0.03	0.02	0.04

Tamaño de grano: 10/11 ASTM E-112. <sup>(19)</sup>

Inclusiones no metálicas: C: 1.5-D ASTM E-45. <sup>(19)</sup>

Dureza central: 81 Rb.

### TEMPLE DE LAS MUESTRAS DE PRUEBA

Primeramente se procedió a evaluar el espesor de la capa decarburizada y posteriormente se estableció el tiempo de revenido.

Para este fin se cortaron dos discos de la barra cuyo diámetro original es  $7/8$ " (22.225 mm) con una altura aproximada de 1 cm, luego estos discos volvieron a cortarse diametralmente en cuatro partes aproximadamente iguales, obteniéndose finalmente ocho sectores.

Los ocho sectores fueron austenitizados a  $927^\circ\text{C}$  durante 20 minutos y templados en agua con hielo.

## MEDICION DE LA CAPA DECARBURIZADA

Uno de los sectores templados fue cortado transversalmente, encapsulado en baquelita, desbastado y pulido a espejo mediante el método convencional y atacado con nital al 2% para evaluar la capa decarburizada. El procedimiento usado para medir la capa decarburizada consistió en utilizar los ejes de referencia que posee el microdurómetro Vickers y sus micrómetros posicionadores para desplazar la mesa: se midió la distancia desde un punto de referencia alineado con los ejes del microdurómetro que se encuentre en la parte más externa de la capa decarburizada hasta otro situado en el límite interior de la misma.

Las lecturas obtenidas se muestran a continuación:

### CENTESIMAS DE MILIMETRO

14	
12	
15	
14	
12	
12.5	
16.5	MEDIA 14.5
10	
16	
18	
15	
19	

Como se puede observar el espesor de la capa decarburizada es muy pequeño.

### MICRODUREZAS DE TEMPLE

A continuación se procedió a evaluar la microdureza a lo largo del sector para establecer la dureza de temple.

Todas las lecturas en dureza HV.

PUNTO 1	MEDIA 551	PUNTO 2	MEDIA 546.75
509		544	
562		540	
589		528	
549		566	
549			
PUNTO 3	MEDIA 534.75	PUNTO 4	MEDIA 562
566		549	
509		549	
524		545	
540		563	

PUNTO 5      MEDIA 515.3  
549  
305  
509  
494

PUNTO 6      MEDIA 544.75  
549  
505  
577  
544

PUNTO 7      MEDIA 554.2  
573  
557  
553  
566  
520

PUNTO 8      MEDIA 522.25  
524  
532  
509  
524

PUNTO 9      MEDIA 546.75  
540  
540  
553  
570

PUNTO 10      MEDIA 386  
412  
390  
457  
345

PROMEDIO TOTAL 526.4 HV. (50.91 Rc)

#### REVENIDO

Para establecer el mejor tiempo de revenido se procedió a establecer la temperatura  $M_s$ .<sup>(20)</sup>

$$M_s = 930^\circ\text{F} - (540 \times \%C) - (60 \times \%Mn) - (40 \times \%Cr) - (30 \times \%Ni) - (20 \times \%Mo)$$

$$M_s = 930 - (540 \times 0.19) - (60 \times 0.82) - (40 \times 0.5) - (30 \times 0.5) - (20 \times 0.2)$$

$$M_s = 739.2^\circ\text{F} = 392.88^\circ\text{C}$$

De esta manera podemos usar una temperatura inferior al valor  $M_s$  para que no exista formación de martensita.

La temperatura de revenido se estableció en  $150^\circ\text{C}$  y los intervalos de tiempo en 10, 20, 40, 80, 160 y 320 minutos.

#### MICRODUREZAS DE REVENIDO

Luego del revenido de los seis sectores, fueron encapsulados en baquelita, se desbastaron y pulieron a espejo con el método convencional y se trazaron mapas de microdureza según el siguiente patrón.

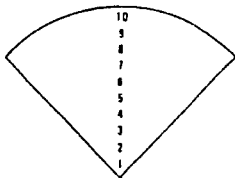


FIGURA 15.- Explicación de los puntos donde se tomó dureza en el sector.

RESULTADOS

MUESTRA REVENIDA 10 MINUTOS

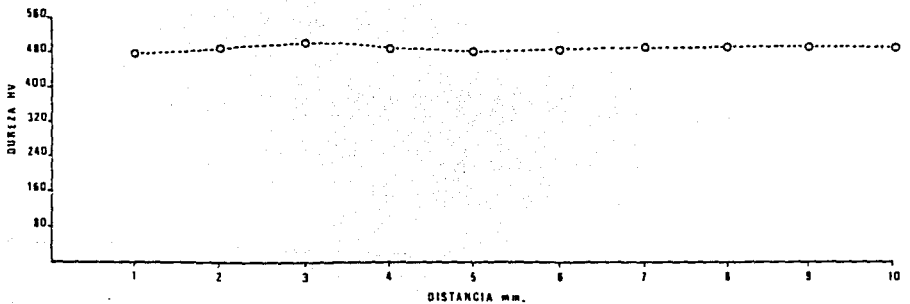
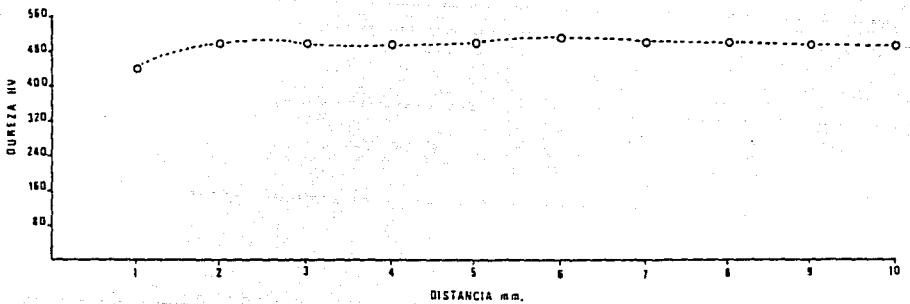
420	
450	
430	MEDIA 433
505	
497	
501	MEDIA 501
494	
509	
498	MEDIA 500
490	
509	
487	MEDIA 405
510	
487	
490	MEDIA 496
512	
512	
498	MEDIA 507
509	
473	
509	MEDIA 497
509	
509	
501	MEDIA 500
490	
501	
487	
490	MEDIA 493
480	
490	
509	MEDIA 493

MUESTRA REVENIDA 20 MINUTOS

473	
476	
478	MEDIA 476
490	
490	
480	MEDIA 487
505	
498	
490	MEDIA 498
501	
470	
490	MEDIA 487
494	
470	
476	MEDIA 480
490	
487	
473	MEDIA 483
490	
498	
483	MEDIA 490
501	
490	
483	MEDIA 491
505	
490	
473	MEDIA 489
501	
480	
490	MEDIA 490

MEDIA TOTAL 492 HV. (48.58 Rc)

MEDIA TOTAL 487 HV. (48.29 Rc)



MUESTRA REVENIDA 40 MINUTOS

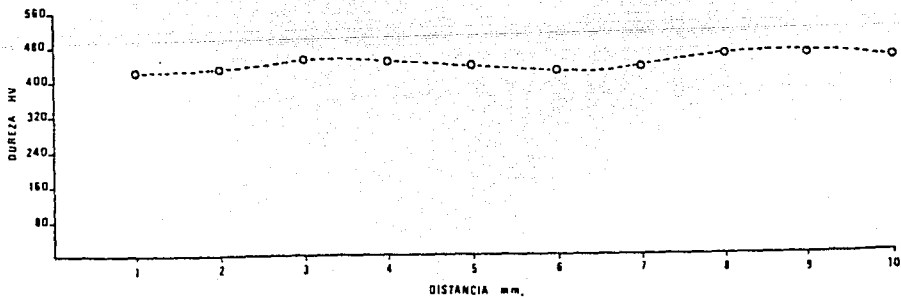
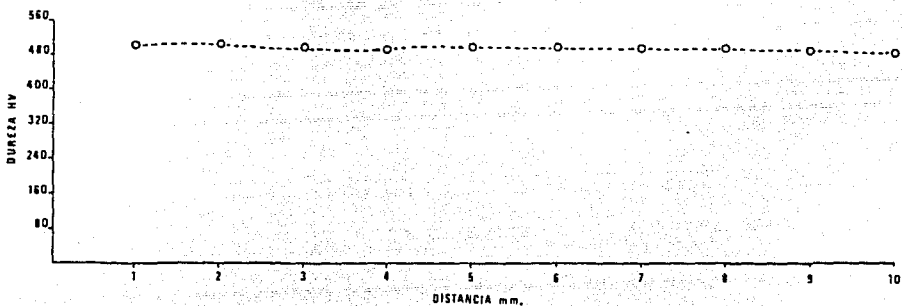
498	
509	
501	
	MEDIA 503
505	
505	
509	
	MEDIA 506
494	
505	
483	
	MEDIA 494
498	
497	
501	
	MEDIA 495
494	
501	
498	
	MEDIA 497
498	
501	
487	
	MEDIA 495
494	
501	
487	
	MEDIA 494
509	
489	
487	
	MEDIA 495
487	
505	
480	
	MEDIA 491
473	
494	
483	
	MEDIA 489

MEDIA TOTAL 495 HV. (48.8 Rc)

MUESTRA REVENIDA 80 MINUTOS

420	
435	
412	
	MEDIA 422
435	
412	
429	
	MEDIA 425
438	
457	
466	
	MEDIA 454
441	
466	
426	
	MEDIA 444
438	
426	
435	
	MEDIA 433
420	
422	
417	
	MEDIA 419
428	
430	
436	
	MEDIA 431
473	
441	
457	
	MEDIA 457
473	
441	
453	
	MEDIA 456
453	
460	
449	
	MEDIA 454

MEDIA TOTAL 440 HV. (44.5 Rc)



MUESTRA REVENIDA 160 MINUTOS

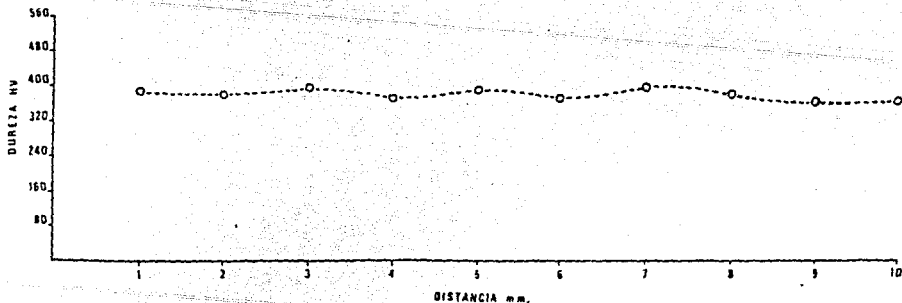
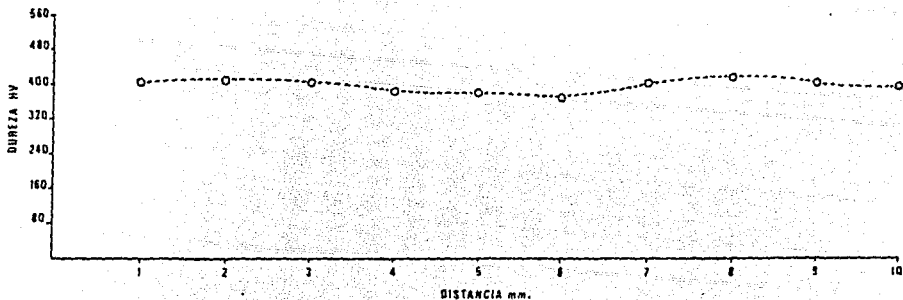
MUESTRA REVENIDA 320 MINUTOS

303	
396	
438	
	MEDIA 406
404	
376	
441	
	MEDIA 407
412	
396	
401	
	MEDIA 409
396	
379	
303	
	MEDIA 386
386	
376	
366	
	MEDIA 383
380	
362	
360	
	MEDIA 367
399	
395	
412	
	MEDIA 402
438	
412	
399	
	MEDIA 416
409	
412	
394	
	MEDIA 405
401	
308	
394	
	MEDIA 394

399	
301	
303	
	MEDIA 380
396	
307	
303	
	MEDIA 382
412	
393	
395	
	MEDIA 400
303	
350	
374	
	MEDIA 372
301	
396	
383	
	MEDIA 388
362	
374	
	MEDIA 370
412	
395	
308	
	MEDIA 398
380	
396	
374	
	MEDIA 303
360	
351	
351	
	MEDIA 354
353	
302	
307	
	MEDIA 361

MEDIA TOTAL 397 HV. (40.49 Rc)

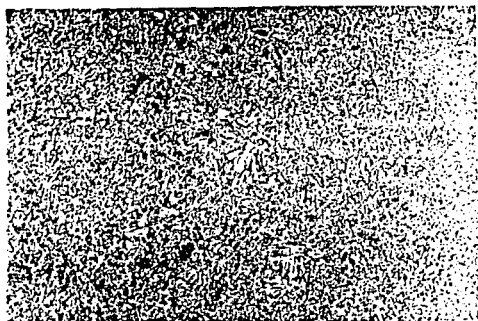
MEDIA TOTAL 380 HV. (38.75 Rc)



METALOGRAFIA DESPUES DEL REVENIDO

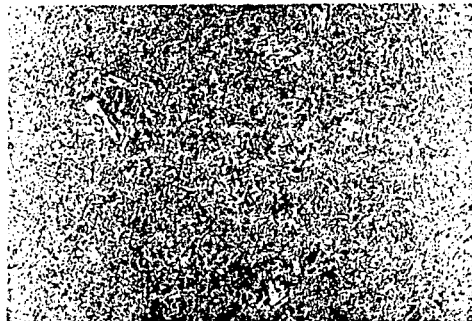
Todas las fotos a 100 aumentos.

FOTO A



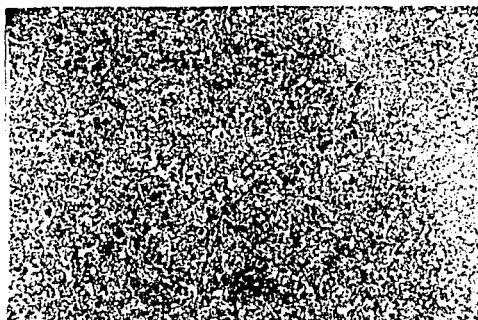
Sector templado en agua con hielo. Sin revenir. Dureza 526.4 HV. (50.9 Rc)

FOTO B



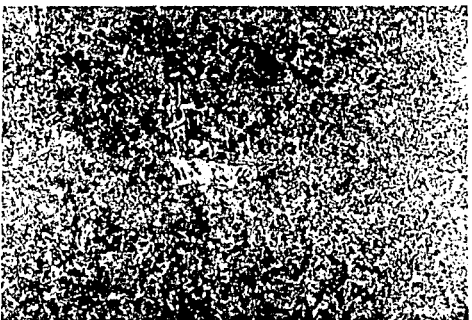
Sector templado y revenido 10 min. a 150°C. Dureza 492 HV. (48.58 Rc)

FOTO C



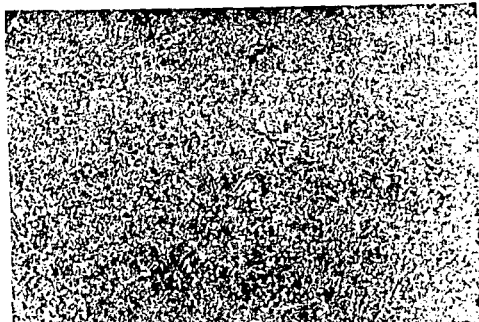
Sector templado y revenido 20 min. a 150°C. Dureza 487 HV. (48.29 Rc)

FOTO D



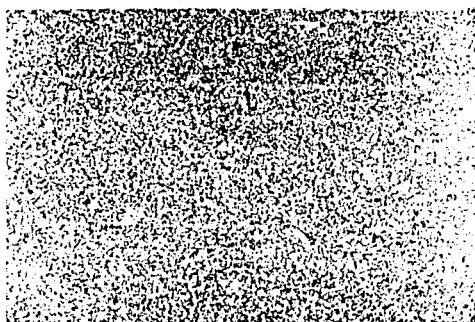
Sector templado y revenido 40 min. a 150°C. Dureza 495 HV. (48.8 Rc)

FOTO E



Sector templado y revenido 80 min. a 150°C. Dureza 440 HV. (44.5 Rc)

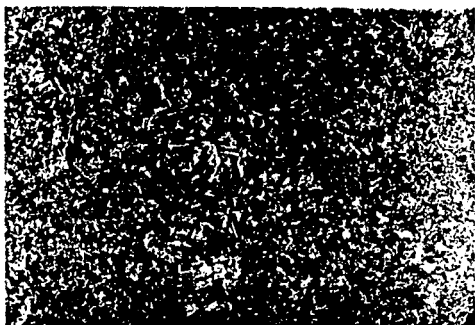
FOTO F



Sector templado y revenido 160 min. a 150°C. Dureza 397 HV. (40.49 Rc)



FOTO 6



Sector templado y revenido 320 min.  
a 150°C. Dureza 380 HV. (38.75 Rc)

De los gráficos de dureza después de los revenidos discutiremos algunos puntos. Los gráficos de 10 y 20 minutos de revenido muestran una dureza de 492 HV y 487 HV, respectivamente. La caída de dureza con respecto a la dureza de temple (526 HV) es del orden de 6.46% y 7.41%, respectivamente.

En el gráfico de 40 minutos de revenido se observa un ligero endurecimiento (495 HV promedio). Este endurecimiento es debido a la transformación de la austenita retenida durante el temple a martensita. La caída de dureza es del orden de 5.89%.

En el gráfico de 80 minutos la dureza promedio es de 440 HV, esto se debe a que para este tiempo toda la austenita retenida se ha transformado a martensita y, a su vez, la martensita ha comenzado su transformación a ferrita. Aquí la caída de dureza es del orden de 16.35%.

Para los gráficos de 160 y 320 minutos la dureza a llegado a 397 HV y 380 HV promedio, que representan, respectivamente, un decremento de 24.53% y 27.76% en la dureza original.

De los resultados anteriores podemos concluir que el mejor tiempo de revenido es de 40 minutos a 150 °C, ya que en este tiempo y temperatura creemos obtener una estructura libre de tensiones internas debidas al

temple sin una excesiva pérdida de dureza.

## PROBETAS

### DETERMINACION DE DIMENSIONES

Como ya se ha visto, el espesor de la capa decarburizada es tan pequeño que no representa un factor que pueda alterar los resultados de las pruebas a realizar, por lo que no resulta necesario dejar en las probetas un exceso de material para rectificar después del temple. Dado esto, las dimensiones de la probeta (de acuerdo con (a)) fueron las siguientes:

FIGURA 16.- Dimensiones de la probeta



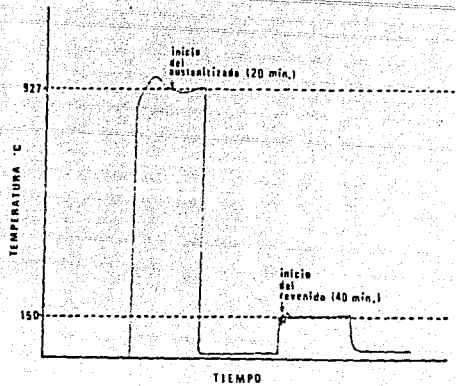
### MAQUINADO

Se maquinó un juego de cinco probetas utilizando un torno marca ROMI modelo S-20 A y útiles de corte base cobalto.

### TRATAMIENTO TERMICO

Una vez maquinadas las probetas, se procedió a realizar el temple austenitizando a  $927^{\circ}\text{C}$  durante 20 minutos (de acuerdo con (1)) y enfriando bruscamente en agua con hielo. La gráfica de temperatura vs. tiempo se presenta a continuación:

## GRAFICA 8.- Tratamiento térmico.



### MEDICION DE PROBETAS

Después del temple y revenido se midieron las probetas con ayuda de un comparador óptico. Las dimensiones obtenidas se resumen a continuación (dimensiones promedio).

PROBETA	ALTURA (mm)	DIAMETRO (mm)
A	7.17	6.95
B	7.05	7
C	6.975	6.9
D	7	6.825
E	6.925	7

### PRUEBAS DE COMPRESION

Las pruebas se efectuaron en una máquina universal servohidráulica MTS 810.13, con capacidad de carga hasta 25 toneladas, que se encuentra en la Facultad de Química.

Para poder efectuar las pruebas se tuvieron que fabricar unas bases para evitar que los soportes de las mordazas de la máquina se dañaran al realizar la prueba.

Las bases fueron hechas con acero H-19 cuyas características son:

Dureza de trabajo: 40-55 Rc.

Dureza de temple: 48-57 Rc.

Temperatura de temple: 990-1205 °C.

Medio de temple: aire o aceite.

Rango de revenido: 565-680 °C.

Precalentamiento: 820 °C.

Autenitizado: 1093-1205 °C.

Tiempo de autenitizado: 2-5 horas.

tiempo de revenido: no menos de dos horas.

Después de maquinar las dos bases se procedió a efectuar el tratamiento térmico.

1) Calentar el horno a 820 °C y una vez alcanzada dicha temperatura introducir las bases.

2) Subir la temperatura hasta 1150 °C.

3) Mantener las bases a 1150 °C durante 2 horas.

4) Al llegar a las dos horas sacar las bases y dejar enfriar en aire quieto.

5) Al llegar a la temperatura ambiente meter nuevamente al horno previamente ajustado a 580 °C y mantener dos horas.

6) Pasadas las 2 horas sacar las bases y dejar enfriar en aire quieto.

#### CALCULOS DE REDUCCION DE ALTURA

Para realizar las pruebas se calcularon primeramente las alturas finales que deberían tener las probetas para las deformaciones de 0.11, 0.29, 0.41 y 0.46 (14) usándose la fórmula:

$$\epsilon = \ln L_0/L \Rightarrow L = L_0/e^\epsilon \quad \text{ec. (18)}$$

Así, para cada probeta tenemos que:

## PROBETA

A	$L = 7.17/e^{0.11} = 6.423 \text{ mm.}$
B	$L = 7.05/e^{0.29} = 5.275 \text{ mm.}$
C	$L = 6.975/e^{0.41} = 4.629 \text{ mm.}$
D	$L = 7/e^{0.46} = 4.419 \text{ mm.}$

Dado que no se conocía el comportamiento del material en estudio por no existir datos publicados, se decidió ensayar la probeta E hasta una reducción de altura que cubriera los valores establecidos anteriormente y usar este gráfico para medir directamente en él las reducciones de altura necesarias para obtener las deformaciones propuestas. Este método dio buenos resultados.

La velocidad del cabezal de la máquina MTS para todas las pruebas fue de  $0.01 \text{ mm/seg.}$

## MEDICION DE LAS PROBETAS DESPUES DE PRUEBAS

Se procedió a medir nuevamente las probetas con ayuda de un comparador óptico. Los resultados se presentan a continuación (valores promedio).

PROBETA	ALTURA FINAL (mm.)	DIAMETRO MEDIO (mm.)	DIAMETRO BASE (mm.)
A	6.463	7.575	7.225
B	5.213	8.4	7.65
C	4.475	8.875	7.825
D	4.388	9	8.25
E	3.025	10.775	9.8

## REDUCCION DE ALTURA

Probeta A 0.707 mm.

B 1.837 mm.

C 2.5 mm.

D 2.612 mm.

E 3.9 mm.

## CALCULO DE LAS DEFORMACIONES

Usando las dimensiones obtenidas de las probetas calculamos las deformaciones usando la fórmula:

$$\epsilon = 2 \ln r/r_0$$

donde  $r = r_m - 0.33333 (r_m - r_0)$

ec. (18)

FIGURA 17.- Representación de  $r_m$  y  $r_0$

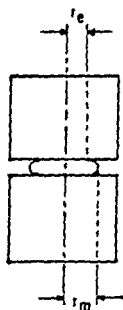


TABLA 7.- Dimensiones y deformaciones finales obtenidas en las probetas.

PROBETA	A	B	C	D	E
$r_o$ (mm)	3.475	3.5	3.45	3.4125	3.5
$r_m$ (mm)	3.7875	4.2	4.4375	4.5	5.3875
$r_e$ (mm)	3.6125	3.825	3.9125	4.125	4.9
$r$ (mm)	3.729	4.075	4.263	4.375	5.225
$\epsilon$	0.14	0.3	0.42	0.5	0.8

Valores de carga aplicados a cada probeta:

PROBETA A	69.37 KN
B	85 KN
C	96.25 KN
D	103.13 KN
E	183 KN

El cálculo de esfuerzos  $\sigma$  se efectuó mediante la ecuación:

$$\sigma = P / \pi r_f^2$$

PROBETA A  $\sigma = 69370 / \pi (3.73 \times 10^{-3})^2 = 1587.09 \text{ MPa.}$

PROBETA B  $\sigma = 85000 / \pi (4.075 \times 10^{-3})^2 = 1629.34 \text{ MPa.}$

PROBETA C  $\sigma = 96250 / \pi (4.263 \times 10^{-3})^2 = 1685.85 \text{ MPa.}$

PROBETA D  $\sigma = 103130 / \pi (4.375 \times 10^{-3})^2 = 1715.05 \text{ MPa.}$

PROBETA E  $\sigma = 182000 / \pi (5.225 \times 10^{-3})^2 = 2122.02 \text{ MPa.}$

# GRAFICOS

GRAFICO 9 .-CARGA-REDUCCION DE ALTURA

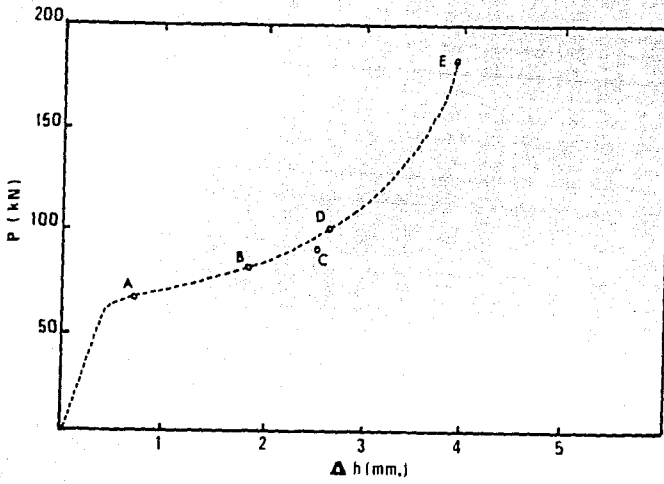


GRAFICO 10 .-ESFUERZO-DEFORMACION

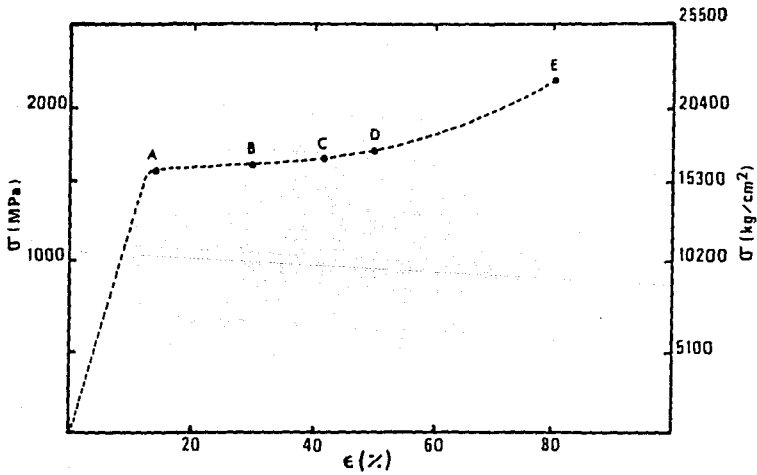
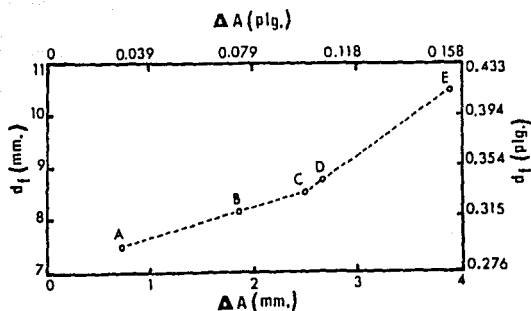




GRAFICO 11.- VARIACION DEL DIAMETRO FINAL CONTRA  
REDUCCION DE ALTURA

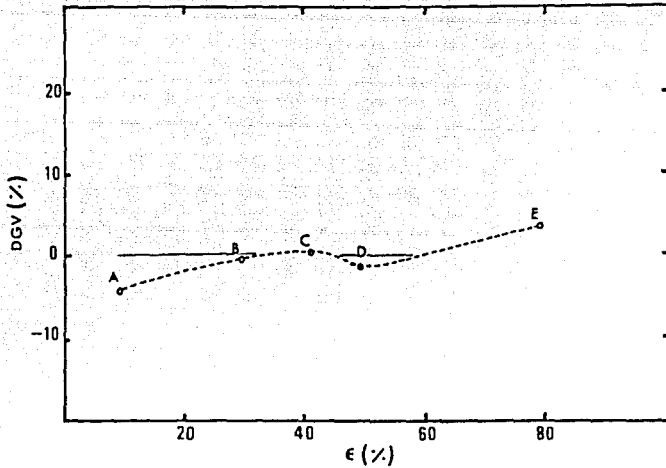


CALCULO DEL DGV

TABLA 8.- Resumen de resultados.

	A	B	C	D	E
$h = r_c - 0.5(4r_c^2 - C^2)^{0.5}$	0.172	0.312	0.437	0.453	0.561
$\alpha = 2 \arccos r_c - h / r_c$	12.16	27.30	44.18	46.70	81.33
$b = C / 12 A$	0.722	1.082	1.310	1.335	1.160
$B = r_b - (r_c - b)$	31.18	10.91	5.699	5.273	1.988
$A = 0.5(0.01745r_c^2 \alpha - C(r_c - h))$	4.457	4.049	4.187	4.232	5.055
$V_{cyl} = 2\pi BA$	20.20	27.53	34.47	35.50	36.84
$V_{csf} = C\pi(r_b - h)^2$	263.7	245.22	225.1	225.1	221.5
$V_F = V_{cyl} + V_{csf}$	283.9	272.7	259.5	260.6	258.3
$V_I = \pi/4 d_f^2 h_i$	272.0	271.3	260.8	253.1	267.5
$\% DGV = (V_o - V_F) / V_o \times 100$	-4.36%	-0.53%	0.49%	-1.75%	3.43%

GRAFICO 12 DGV



### CORTE DE LAS PROBETAS

Después de la medición de las probetas deformadas éstas fueron cortadas axialmente para analizar la macro y microestructura y obtener mapas de la distribución de la dureza en la zona deformada plásticamente.

Para el corte se usó una máquina cortadora de disco abrasivo. El disco tenía la siguiente especificación:

A60N4958DA marca Austramex para 7500 RPM máximo.

Para el corte de la probeta E se usó una máquina electro-erosionadora marca AGIETRON modelo Agiepuls 60 L2, aplicándose una corriente de 7 Amp. y 100 volts.

### MICROESTRUCTURA DE DEFORMACION

Después del corte de las probetas se procedió a desbastarlas y pulirlas a espejo mediante el método convencional, para luego atacar químicamente la superficie. Las microestructuras observadas se muestran a continuación.

Las referencias que se dan en esta obra son de carácter informativo y no constituyen una recomendación de productos ni de marcas.

Acero AISI 304, p. 147. Revenido 30 minutos a 150 °C.

FIGURA 13- DE PROBETA

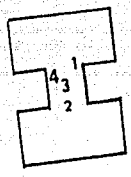
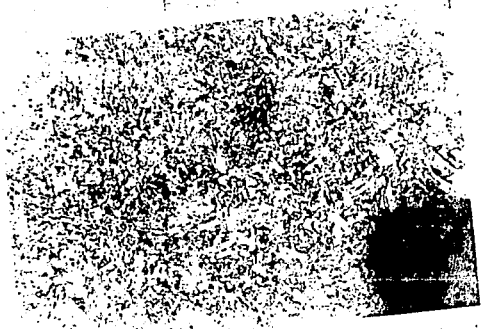
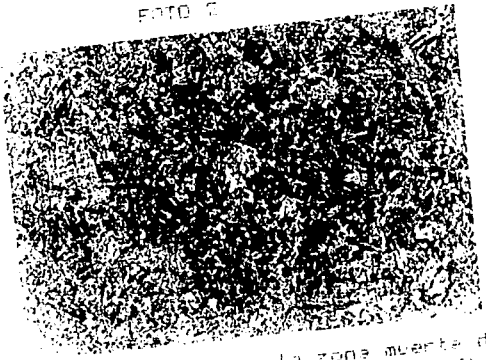


FOTO 1



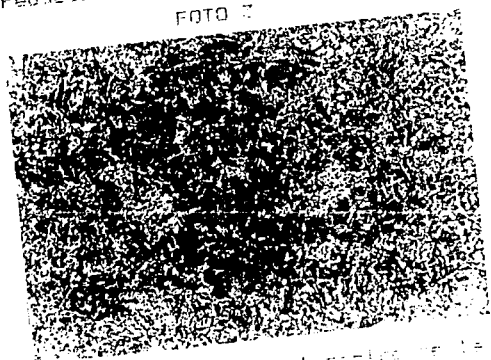
Microestructura en el comienzo de la reducción de diámetro. (zona 1).

FOTO 2



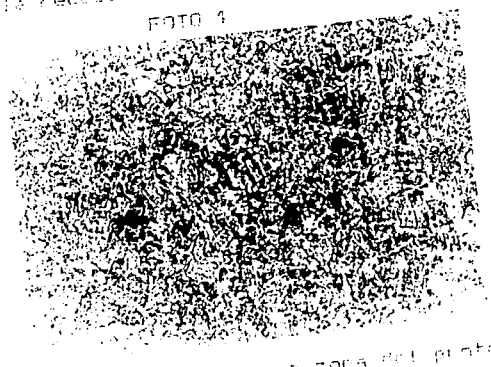
Microestructura en la zona media de la reducción de diámetro. (zona 2).

FOTO 3



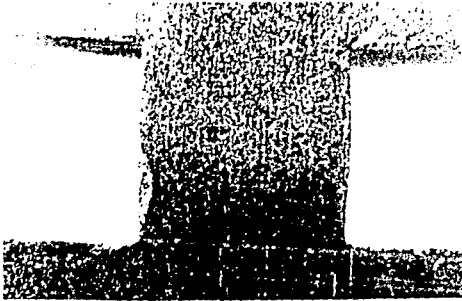
Microestructura en el final de la reducción de diámetro. (zona 3).

FOTO 4



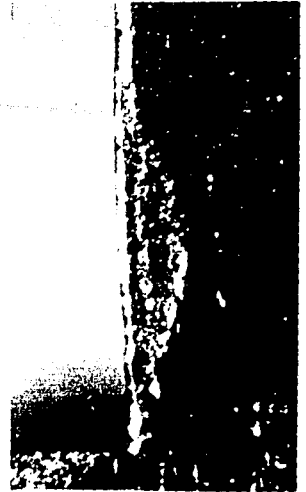
Microestructura en la zona del punto de la reducción de diámetro.

FOTO 5



Probeta  $c=14\%$  templada y revenida  
 40 min. a 150 C. Pulida a espejo.  
 Sin ataque químico.

FOTO 6



Acercamiento.

FOTO 7



Acercamiento

Acero AISI B620. Probeta  $s = 30\%$ . Revenida 40 minutos a 150 °C

FIGURA 19 DE PROBETA

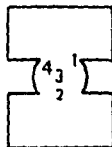
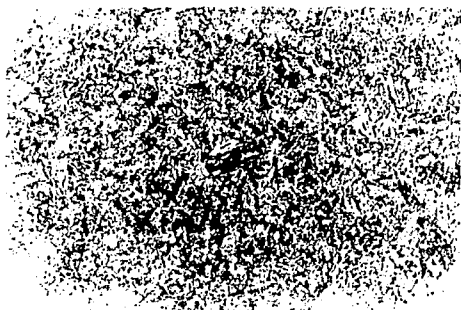


FOTO 9



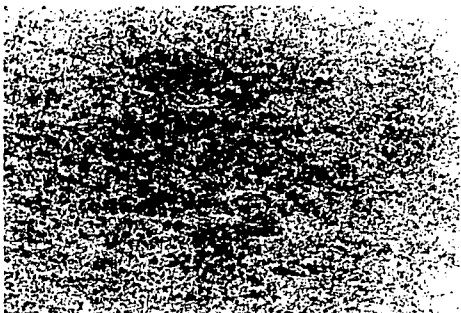
Microestructura en la zona 1, donde se observa una estructura que se deforma paralelamente a la deformación del material. Además se observa un ensanchamiento sobre la cabeza del espécimen.

FOTO 10



Microestructura en la zona 2.

FOTO 10



Microestructura en la zona 3, se comienza a apreciar una ligera orientación de los granos.

FOTO 11



Microestructura en la zona 4.

FOTO 12



Probeta  $\epsilon=30\%$ . Templada y revenida 40 min. a  $150^{\circ}\text{C}$ . Sin ataque químico.

FOTO 13



Acercamiento.

Acero AISI 8620. Probeta  $\epsilon = 42\%$ . Revenida 40 minutos a  $150^{\circ}\text{C}$ .

FIGURA 20 DE PROBETA

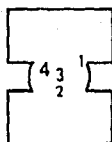
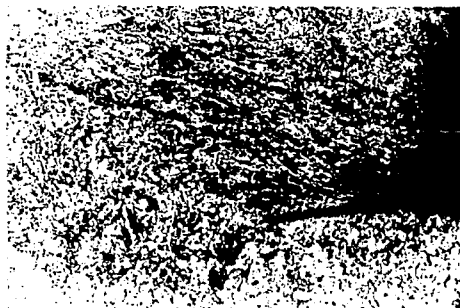
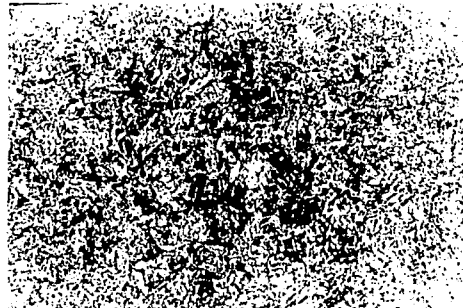


FOTO 14



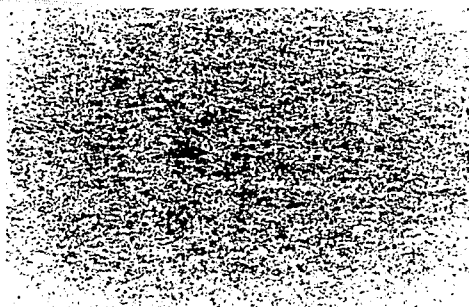
Zona 1. Se observa una fractura que se desarrolla paralela a la deformación y un encimamiento sobre la cabeza del espécimen.

FOTO 15



Microestructura en la zona 2.

FOTO 16



Zona 3. Clara orientación y afinamiento del grano.

FOTO 17



Microestructura en la zona 4. Ligera orientación y afinamiento del grano.

FOTO 18



Probeta  $\beta=42\%$ . Templada y revenida 40 min. a 150 C. Sin ataque químico.

FOTO 19



Acercamiento.

FOTO 20



Acercamiento.

Acero AISI 8620. Probeta  $\epsilon = 50\%$ . Revenida 40 minutos a  $150^{\circ}\text{C}$

FIGURA 21 DE PROBETA

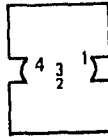
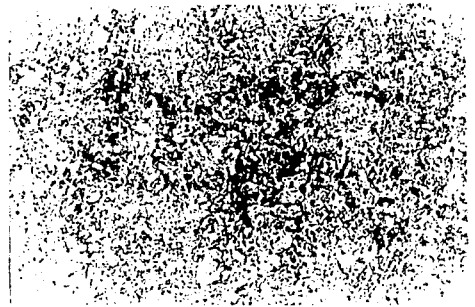


FOTO 21



Zona 1. Se aprecian fracturas que se desarrollan paralelas a la deformación sufrida por el material y un encimamiento en las cabezas.

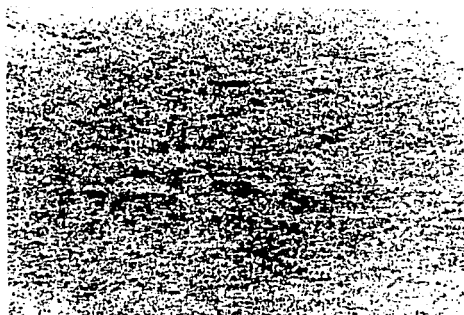
FOTO 22



Microestructura en la zona 2. se observan granos sin deformación aparente.

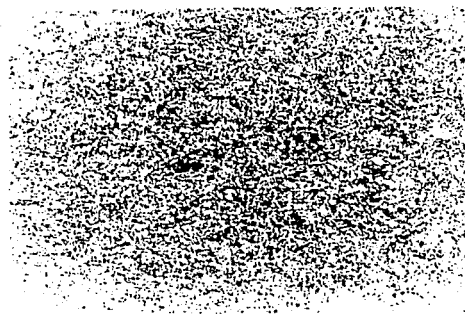


FOTO 23



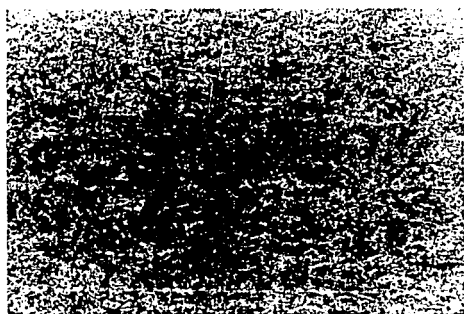
Microestructura en la zona 3. Alta deformación y orientación en los granos.

FOTO 24



Zona 4. Se hace más evidente la deformación y la orientación de los granos.

FOTO 25



Inclusión dentro de la reducción de diámetro.

FOTO 26



Cavidad en la cabeza de la probeta.

FOTO 27

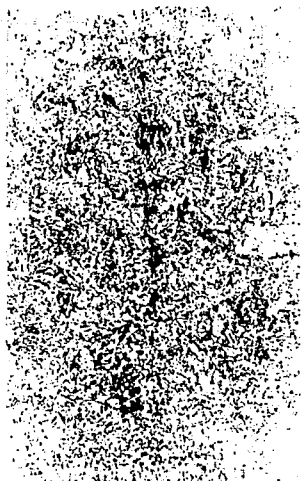
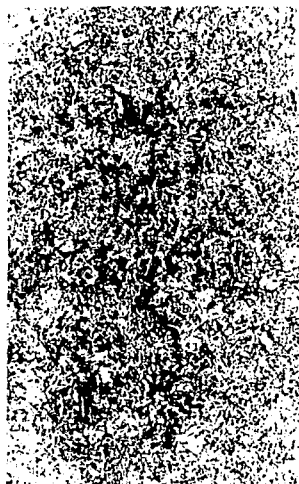


FOTO 28



Inclusión sobre el eje axial de la probeta. Cavidades en la cabeza de la probeta.

FOTO 29

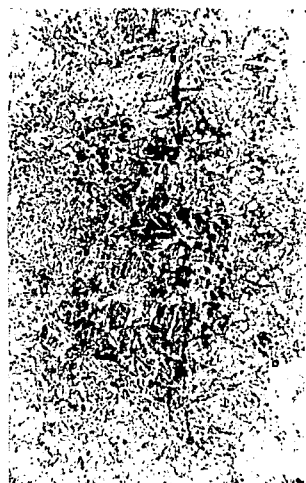


FOTO 30



Misma cavidad de la foto 28 pero a 200 aumentos.

Cavidad en la zona deformada de la probeta.

FOTO 11



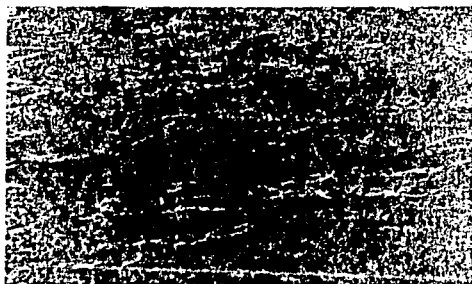
Microestructura sin deformar. 500 aumentos.

FOTO 12



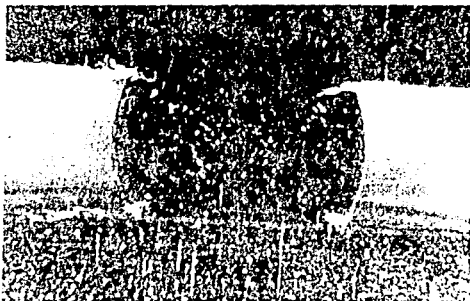
Microestructura sin deformar. 1000 aumentos.

FOTO 13



Microestructura en la zona central de la probeta. Alta deformación. 1000 aumentos.

FOTO 34



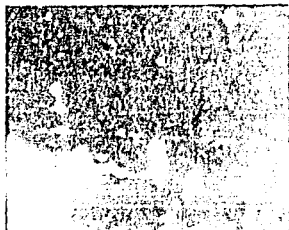
Probeta  $\epsilon=50\%$ . Templada y revenida  
40 min. a 150 C. Sin ataque quími-  
co.

FOTO 35



Acercamiento.

FOTO 36



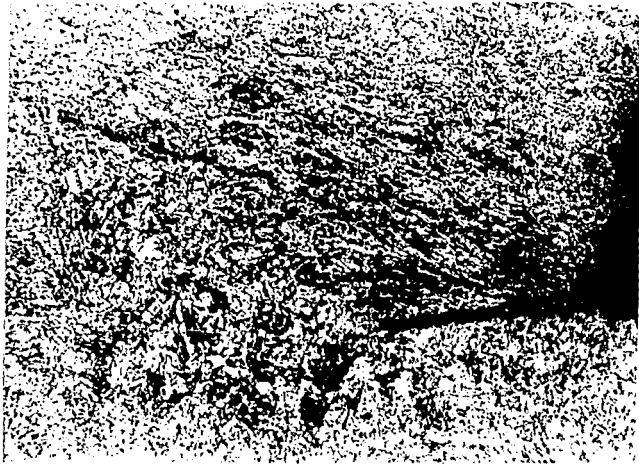
Acercamiento

FOTO 37



Zona de fractura en la probeta de 30% de deformación, donde se observan fracturas con ángulos de  $30^\circ$ .

FOTO 38



Probeta con 42% de deformación. Mis-  
mas características de la foto 37.

FOTO 39



Probeta con 50% de deformación.  
Mismas características de la  
foto 37

Acero AISI 8620. Probeta  $\epsilon = 80\%$ . Revenida 40 minutos a  $150^{\circ}\text{C}$ .

FIGURA 22 DE PROBETA

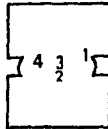
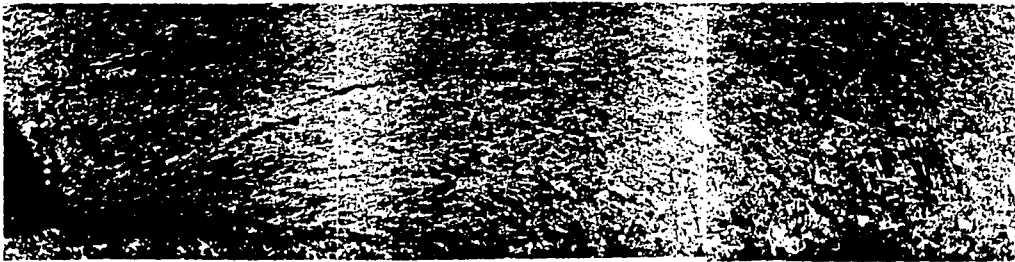


FOTO 40



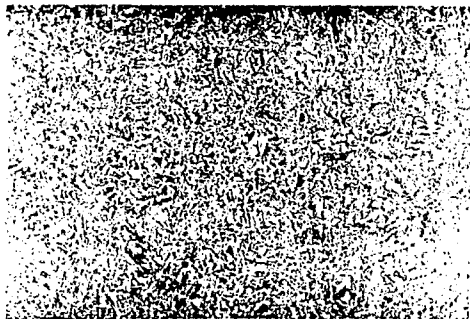
Probeta con 80% de deformación.  
Zona de fractura.

FOTO 41



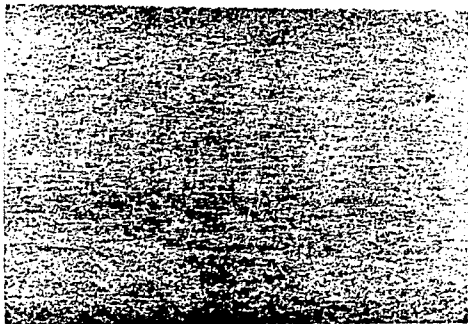
Zona 1. Se observa un pliegue que produce deformación en la cabeza de la probeta por el encimamiento de la superficie cilíndrica.

FOTO 42



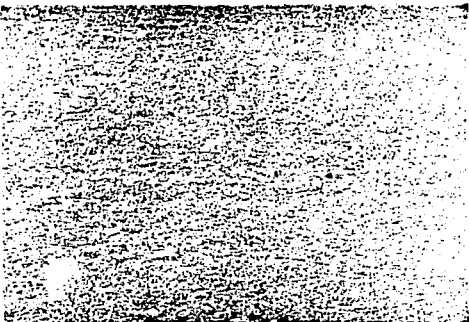
Zona 2. Sin deformación aparente.

FOTO 43



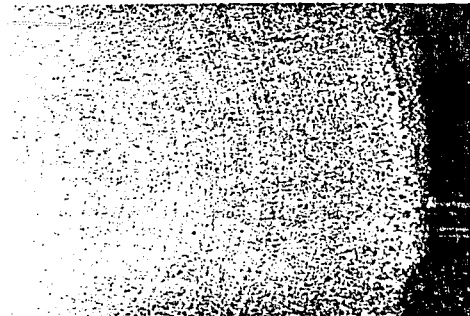
Zona 3 (centro). Se aprecian líneas de fluencia.

FOTO 44



Zona de banda de cizallamiento.

FOTO 45



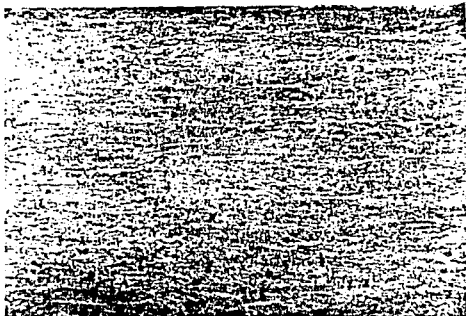
Zona ecuatorial de la probeta. Se observan líneas de fluencia. 50 aumentos

FOTO 46



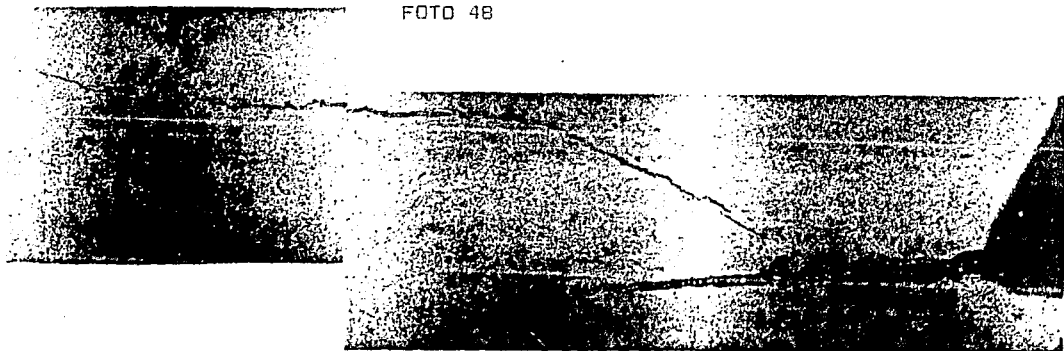
Zona sin deformación. 200 aumentos

FOTO 47



Zona central. 200 aumentos

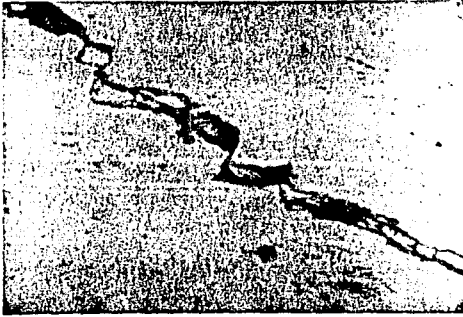
FOTO 48



Probeta de 80% de deformación. Sin ataque químico. Se aprecian inclusiones aciculares en las cabezas y zona de la reducción de diámetro, no se observan inclusiones en las cercanías del encimamiento.

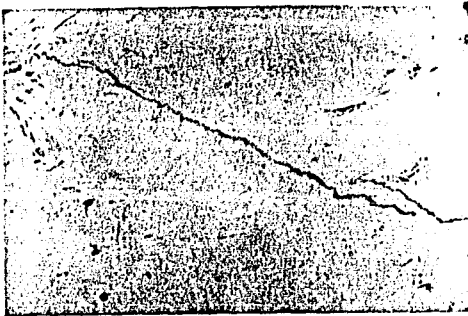


FOTO 49



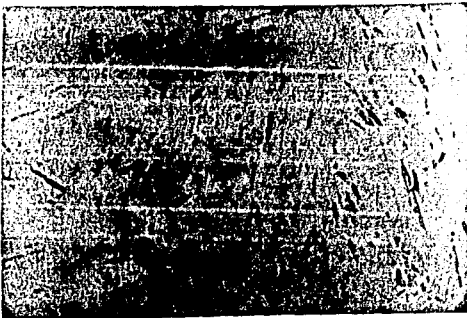
Zona media de la fractura. Se observa la separación de la fractura en zig-zag. 1000 aumentos.

FOTO 50



Fin de la fractura en la probeta de 80% de deformación. Se aprecia la propagación de la fractura a través de las inclusiones presentes en la zona. 1000 aumentos.

FOTO 51



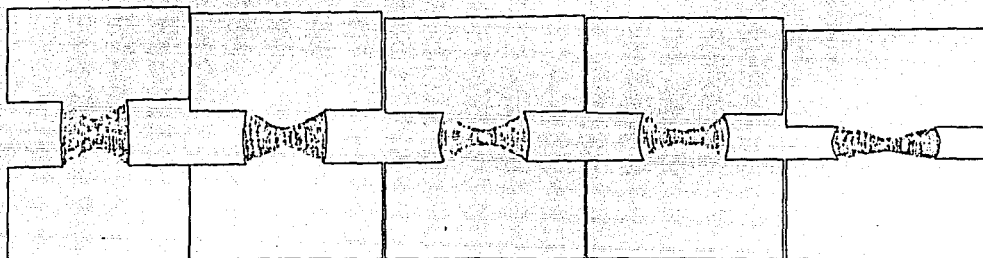
Inclusiones aciculares localizadas en la zona muerta de la reducción de diámetro. Sin ataque químico. 1000 aumentos.

## MACROGRAFIAS

El dibujo muestra la forma de los conos de deslizamiento que se presentaron. Las probetas fueron atacadas durante 10 minutos con una solución acuosa de ácido clorhídrico al 50% calentado a 80 °C aproximadamente.

No se generaron fracturas durante el ataque químico con ninguno de los reactivos usados (ver anexo), incluyendo el nital al 5%.

FIGURA 23.- Conos de deslizamiento.

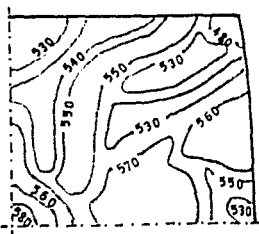


## MAPAS DE ISODUREZA

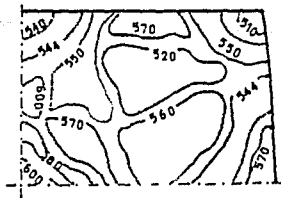
Para la elaboración de los mapas de microdureza se utilizó un microdurómetro marca Leitz Miniload 2 con un indentador piramidal de diamante tipo Vickers y una carga de 100 gramos.

Los mapas obtenidos se muestran a continuación:

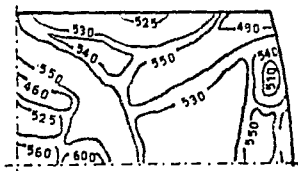
MAPA DE MICRODUREZA. PROBETA CON  $\epsilon=14\%$  REVENIDA 40 MIN A 150 °C



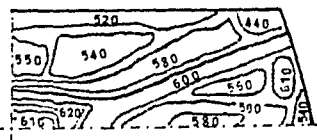
MAPA DE MICRODUREZA. PROBETA CON  $\epsilon=30\%$  REVENIDA 40 MIN. A  $150^\circ\text{C}$ .



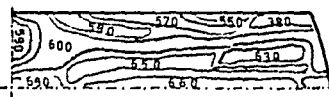
MAPA DE MICRODUREZA. PROBETA CON  $\epsilon=42\%$  REVENIDA 40 MIN. A  $150^\circ\text{C}$ .



MAPA DE MICRODUREZA. PROBETA CON  $\epsilon=50\%$  REVENIDA 40 MIN. A  $150^\circ\text{C}$ .



MAPA DE MICRODUREZA. PROBETA CON  $\epsilon=80\%$  REVENIDA 40 MIN. A  $150^\circ\text{C}$ .



## RESULTADOS Y DISCUSION

El material donado por la fundidora Aceros Solar S.A. para la realización del presente estudio, un acero AISI 8620, muestra la presencia de inclusiones no metálicas del tipo C: 1.5-D según la norma ASTM E-45, siendo su distribución muy irregular. Además presenta numerosas cavidades, por lo que se tienen diferencias grandes en el aspecto superficial de las cuatro primeras probetas con respecto a la última.

Para establecer el mejor tiempo de revenido, se calculó la temperatura  $M_s$  que es de  $392.88^\circ\text{C}$  ( $739.2^\circ\text{F}$ ). Con el fin de evitar la zona de fragilización por revenido <sup>(20)y(21)</sup> la cual produce una menor resistencia al impacto y que se encuentra en el rango comprendido entre  $260^\circ$  y  $315^\circ\text{C}$ , se decidió efectuar el revenido a  $150^\circ\text{C}$ . Esto para evitar trabajar a una temperatura mayor a  $315^\circ\text{C}$  que puede causar un ablandamiento muy rápido y dificultar el trabajo experimental. El tiempo de revenido de 40 minutos se estableció mediante sectores de prueba, usándose como parámetro la condición de que la dureza no cayera demasiado.

El gráfico carga-reducción de altura (Gráfica 9) muestra una forma que es similar a la encontrada en pruebas de compresión axial y compresión restringida. <sup>(1),(6),(17)y(22)</sup> El cambio de curvatura y el repentino aumento de la carga es debido al incremento de la sección transversal del espécimen durante la prueba.

El gráfico esfuerzo-deformación (Gráfico 10), muestra un rápido aumento del esfuerzo (alrededor de 1500 MPa) con bajas deformaciones (hasta (hasta un 17% aproximadamente) para luego aumentar rápidamente la deformación con ligeros aumentos en el esfuerzo. Este comportamiento ha sido asociado con la localización de la deformación en aleaciones de aluminio tratadas térmicamente. <sup>(23)</sup>

Los valores de la evolución del diámetro final como función de la reducción de altura (Gráfico 11), ajustan con dos rectas las cuales pueden

ser usadas para relacionar la carga con el área de la sección transversal a diferentes valores de reducción de altura.

Dados los valores tan bajos de DGV, se deduce que una alta localización de la deformación se presenta en las probetas, esto se confirma con las fotomicrografías que muestran zonas de alta deformación en los granos conforme la deformación se incrementa. La probeta que presenta el DGV más alto (80 %  $\epsilon$ ) muestra en las fotomicrografías de la zona 1 (Foto 41), deformación en las cabezas del espécimen debido a la penetración de la zona deformada. La línea continua en el gráfico 12 representa el límite inferior real del DGV. Los valores negativos se obtienen debido a que la curvatura de la sección abarrilada es en realidad parabólica, en vez de circular. Al suponer una curvatura circular en los cálculos se obtiene una sobreestimación de  $V_{csf}$  y  $V_f$  y por lo tanto, el DGV resulta negativo.

Las diferencias en los granos al aumentar la deformación, principalmente en el centro de la reducción de diámetro (zona 3), en la zona de la grieta (zona 1) y en la zona del cono de deslizamiento (zona 4) se debe a la acción de esfuerzos cortantes que deforman los granos heterogéneamente formando planos de deslizamiento y estimulando una alta deformación plástica. (Fotos 8, 10, 11, 14, 16, 17, 21, 23, 24, 40, 41, 43 y 44). Este mismo comportamiento se ha reportado en otros estudios.<sup>(17), (18), (24) y (25)</sup>

Los conos de deslizamiento, (Figura 23) tienen ángulos de aproximadamente  $50^\circ$  con respecto al eje axial de la probeta, y presentan en su perímetro granos altamente deformados debido a esfuerzos cortantes, mientras que hacia el eje del cono, alejándose de su vértice, se observan granos que no muestran deformación aparente, tal como se presentó en la teoría.<sup>(13) y (15)</sup>

La formación de un sólo cono de deslizamiento con una relación  $h/d=1$  en la geometría de la probeta concuerda también con la teoría y

estudios realizados anteriormente.<sup>(14)</sup> y <sup>(26)</sup>

La progresiva alineación de inclusiones mostrada en las fotomicrografías conforme aumenta la deformación, (Fotos 5, 6, 12, 13, 18, 19, 20, 34, 35 y 36) permite observar el proceso de deformación plástica en la probeta, ya que no se logró la visualización de líneas de fluencia mediante ataques convencionales,<sup>(20)</sup> y <sup>(27)</sup> debido a que al revenir las probetas se borraron los indicadores internos que promueven la formación de dichas líneas. Sin embargo, en la probeta de 80 % de deformación si se lograron revelar las líneas de fluencia (Fotos 43, 44 y 45), dado que en esta probeta la deformación es tan intensa que se forman marcadores internos en por los planos de deslizamiento, que no se borran al efectuar el pulido de la probeta. La forma de estas líneas concuerda con lo reportado en otros trabajos.<sup>(17), (18), (22), (23), (24) y (25)</sup>

La fractura que se presenta en la probetas de 30, 42, 50 y 80 % de deformación tiene las siguientes características: La fractura comienza cerca del encimamiento de la superficie cilíndrica sobre la cabeza del espécimen, en un ángulo de 30° que coincide con el del cono de deslizamiento (Fotos 37, 38 y 39). La fractura es nucleada por esfuerzos cortante y cuando la deformación es alta ( $\epsilon=80\%$ ), se generan esfuerzos hidrostáticos tensiles que abren la fractura en su parte media (Foto 49), después continua su propagación y ocasionalmente se desvia ligeramente hacia las inclusiones presentes en la probeta para luego seguir su camino por el borde del cono de deslizamiento (Fotos 50 y 51).

La aparición de esfuerzos hidrostáticos tensiles es posible, dado que si se analiza un cubo diferencial en esta zona, se encontrará que se haya sometido a dos esfuerzos compresivos axiales que provocan un esfuerzo tensil en las dos superficies restantes.<sup>(4)</sup>

La baja dureza encontrada en la zona cercana al nacimiento de la fisura en todas las probetas puede atribuirse a que la tasa de sensibilidad

a la deformación se vuelve negativa, esto nos indica que el material más duro no será el que se deformó más, sino aquel que se deformó menos rápidamente. Esto significa que el material localizado cerca de la fisura, se deformó más rápidamente que el resto de la probeta. Este comportamiento se ha observado en aleaciones de aluminio 6261 tratadas térmicamente, (sobre envejecidas): en acero inoxidable ferrítico AISI 430 a 300° y 495°C y en acero AISI 8620 templado sin revenir. (1), (24) y (26)

Dadas las condiciones en que se presentaron las fisuras en las probetas de acero AISI 8620 templadas sin revenir, en un trabajo anterior (1), podemos establecer que las fracturas corresponden al tipo denominado fracturas por agentes corrosivos. (4) y (27)

## CONCLUSIONES

1.- El revenido aumenta ligeramente la ductilidad de las probetas templadas, como era de esperarse.

2.- Los granos más deformados y endurecidos por trabajado se encuentran en la zona central de la probeta (punto 3). Veanse Fotos 3, 10, 16, 23, 33, 43 y 47.

3.- El acero AISI 8620 templado y revenido no es recomendable para procesos de forja, ya que presenta localización de la deformación y fracturas.

4.- En todas las probetas se forman conos de deslizamiento con ángulos basales de  $30^{\circ}$ .

5.- En las probetas de 30, 42, 50 y 80% de deformación se presentan fracturas que coinciden con los conos de deslizamiento.

6.- El revenido en el acero AISI 8620 templado evita la formación de fracturas debidas a agentes corrosivos, debido a que se relevan esfuerzos internos producidos por el temple que estimulan dichas fracturas.

7.- El acero AISI 8620 templado y revenido muestra una tasa de sensibilidad negativa a la deformación a las velocidades empleadas. Este comportamiento se conoce como envejecimiento dinámico.



# ANEXO

## REACTIVOS PARA ANALISIS MACROSCOPICO. (20) y (27)

REACTIVO	COMPOSICION	FORMA DE APLICACION	USOS
Ácido Clorhídrico	HCl----50 ml. H <sub>2</sub> O----50 ml.	Precalentar el reactivo entre 75 y 80 °C y sumergir la muestra de 10 a 15 minutos.	Revela grietas, porosidades y líneas de fluencia.
Ácido Nítrico	HNO <sub>3</sub> ----25 ml. H <sub>2</sub> O----75 ml.	Precalentar el reactivo entre 75 y 80 C. Usado para superficies grandes que no pueden ser sumergidas.	Revela grietas, porosidades y líneas de fluencia.
Reactivo de Fry	Cloruro Cuprico-90 g. HCl----120 ml. H <sub>2</sub> O----100 ml.	Precalentar el acero entre 200 y 250 C. Durante el ataque la superficie debe ser frotada con un algodón impregnado del reactivo dependiendo del acero el tiempo de ataque varia entre 5 y 30 minutos. Luego se enjuaga la muestra en alcohol etílico o solución acuosa de ácido clorhídrico (1:1) para evitar que se deposite cobre sobre la superficie.	Usado en especial para acero dulce. Revela líneas de fluencia debidas a trabajo en frío.
Ácido Sulfúrico	H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> --25 ml. H <sub>2</sub> O----75 ml.	Usar a temperatura ambiente por un tiempo de 6 a 16 Hr. La superficie puede estar solamente ligada.	Revela líneas de fluencia.
	Cloruro cuprico--6 g. Cloruro ferrico--6 g. HCl----10 cc. Alcohol etílico-100 cc.	Precalentar el acero a 200 C y sumergir en el reactivo. La superficie puede estar solamente ligada.	Revela líneas de fluencia.
	Agua destilada-30ml. Alcohol etílico--25 ml. HCl-----40 ml. Cloruro cúprico---5 g.	Precalentar el acero entre 150 y 200 C y sumergir en el reactivo.	Para aceros normalizados de bajo carbono que contengan hidrógeno. Permite distinguir las zonas deformadas y revela líneas de fluencia.
	Agua destilada-80ml. Ácido sulfúrico-10ml. Ácido Nítrico--10 ml.	Usar a temperatura ambiente, sumergir el acero en el reactivo.	Revela líneas de fluencia en aceros forjados,

**ESTA TESIS NO DEBE  
SALIR DE LA BIBLIOTECA**

## AGRADECIMIENTOS

Deseo hacer público mi agradecimiento a las siguientes personas, sin las cuales el desarrollo de este trabajo no hubiera sido posible.

Al Ing. Raul Peña Canales de Aceros Solar S.A. por la donación y análisis del acero AISI 8620.

Al Sr. Gustavo Valeriano Barrientos por su ayuda y asesoría para el maquinado de las probetas.

Al Ing. Ubaldo Márquez Amador por su ayuda y préstamo del comparador óptico de los talleres del D.I.M.E.

Al Sr. José Ever Sánchez por sus asesorías y comentario.

Al Ing. Victor Jorge Cortéz por su ayuda para la realización de las pruebas de compresión.

Al M. en C. Arturo Barba Pingarrón por sus comentarios y consejos.

Al Dr. Eduardo Carrillo y al Ing. Marco Antonio Veytia del Instituto de Física, por el corte de la probeta de 80% de deformación.

Al Dr. David Ríos por el préstamo del macroscopio del Instituto de Investigación en Materiales.

Al Dr. Karl Lintermanns por sus comentarios y consejos.

## BIBLIOGRAFIA

- (1) Sánchez, J.E., Colás, R. and Grinberg, A., "Cold Workability and Plastic Instability of a Chromium-Nickel-Molybdenum Steel", XXII Congreso Internacional de Metalurgia, Bologna, Italia, (1988), pp. 521-531.
- (2) American Society for Metals, "Metals Handbook", 9<sup>th</sup> ed., Vol. 1, Metals Park, Ohio, (1985).
- (3) American Society for Metals, "Source Book on Industrial Alloys and Engineering Data, Metals Park, Ohio, (1978).
- (4) Dieter, G.E., "Mechanical Metallurgy", 3<sup>d</sup> Ed., McGraw-Hill, New York, (1976).
- (5) Hill, R., "The Mathematical Theory of Plasticity", Oxford University Press, (The Oxford Engineering Science Series), (1950)
- (6) Colás, R. and Grinberg, A., "Stress-Strain Curves as Derived From Reduced Gage Section Compression Test", Scripta Metall., (1986), pp. 135-138.
- (7) Hellan, K., "Introduction to Fracture Mechanics", McGraw-Hill, E.U.A., (1985).
- (8) Tetelman, A.S. and McEvily, A.J., "Fracture of Structural Materials", John Wiley and Sons, Inc., New York, (1967), pp. 234-283.
- (9) The Iron And Steel Institute, "Fracture Toughness", The Department of Metallurgy, University of Sheffield, London, (1963), pp. 69-82.
- (10) Mc Clintock, F.A. and Argon, A.S., "Mechanical Behavior of Materials", Addison-Wesley Publishing Company, Inc., (1966).
- (11) Flinn, R.A. y Trojan, P.K., "Materiales de Ingenieria y sus Aplicaciones", McGraw-Hill, México, (1979).
- (12) Hatherly, M. "The Structure of Highly Deformed Material and the Development of Deformation Texture", School of Metallurgy, The University of New South Wales, Sidney, Australia.

(13) Nadel, A., "Theory of Flow and Fracture of Solids", 2<sup>d</sup> Ed., McGraw-Hill, New York, (1950).

(14) Cottrell, A.H., "The Mechanical Properties of Matter", John Wiley and Sons, Inc., New York, (1964), pp. 351-352

(15) Backofen, W.A. "Deformation Processing", Addison-Wesley Publishing Company, U.S.A., (1972).

(16) Mescall, J., Papirno, R. and McLaughlin, J., "Strees and Deformation States Associated With Upset Test in Metals", Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites, ASTM STP 808, (1983) pp. 7-23.

(17) Dadras, P. and Thomas, J.F. Jr., "Deformation Inhomogeneities in Upset Forging", Compression testing of Homogeneous Materials and Composites, ASTM STP 808, (1983), pp. 24-39.

(18) Mataya, M.C. and Krauss. G., "A Test to Evaluate Flow Localization During Forgin", J. Metalworking, (1981), pp. 28-37.

(19) American Society for testing of Material, "Annual Book of ASTM Standars, Part 31, Metals - Physical, Mechanical, Nondestructive and Corrosion Test, Metallography, Fatigue, Effect of Temperature, Erosion and Wear", American Society for Testing of Material, 1916 Race St., Philadelphia, Pa. 19103, (1973).

(20) De Grinberg D.M.K., "Tratamientos Térmicos de aceros y sus prácticas de Laboratorio". Limusa, México, (1986). pp. 141-142

(21) Avner, S.H., "Introducción a la Metalurgia Física", McGraw-Hill, México, (1979). pp. 306-313.

(22) Papirno, R., Mescall, J.F. and Hansen, A.M., "Fracture in Axial Compression Tests Of Cylinders", Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites, ASTM STP 808, (1983), pp. 40-63.

(23) Colás, R. and Grinberg, A., "Plastic Instability and Fractography in the Heat Treatable Al Alloy 6162", Octava Conferencia Internacional sobre la Resistencia Mecánica de los Metales, Tampere,

Internacional sobre la Resistencia Mecánica de los Metales, Tampere, Finlandia, (1988).

(24) Mataya, M.C., Carr, M.J. and Krauss, G., "Flow Localization and Shear Band Formation in a Precipitation Strengthened Austenitic Stainless Steel", Metall. Trans., (1982), pp. 1263-1274.

(25) Colás, R. and Grinberg, A., "Plastic Instability in a Stainless Steel Which Exhibits Dynamic Strain Aging", Mater. Sci. Engin., (1989), pp. 921-929

(26) Colás, R. and Sellars, C.M., "Strain Distribution and Temperature Increase During Plane Strain Compression Testing", ASTM, (1987), pp. 342-349.

(27) Kehl, G.L., "The Principles of Metallographic Laboratory Practice", McGraw-Hill, E.U.A., (1949).

(28) Roberts, G.A., Hamaker, J.C. Jr. and Johnson, A.R., "Tool steels", 3<sup>rd</sup> Ed., American Society for Metals, Metals Park, Ohio, (1962), pp. 181-222.